

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 28, Номер 3

ИЮЛЬ – СЕНТЯБРЬ 2026

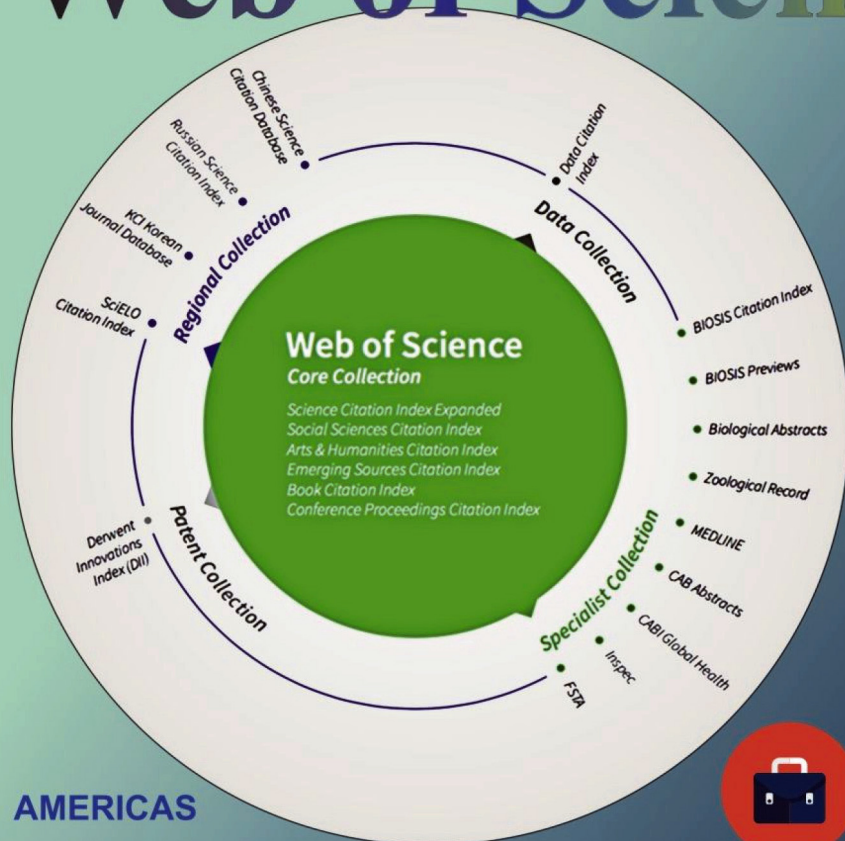
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic
Search™
Ultimate



Applied Science
& Technology
Source™ Ultimate



Business Source®
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete
office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

Расширенная версия **ULTIMATE**
для успеха в научной работе

www.ebsco.com ▪ + 420 2 34 700 600 ▪ info.cr@ebsco.com

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 28 № 3 2026 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Николай Васильевич – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике, президент НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

Члены совета

Федеративная Республика Бразилия: **Альберто Морейра Хорхе**, профессор, доктор технических наук, Федеральный университет, г. Сан Карлос

Федеративная Республика Германия: **Монико Грайф**, профессор, доктор технических наук, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, **Томас Хассел**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма-Лейбница, г. Гарбсен, **Флориан Нюрнбергер**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма-Лейбница, г. Гарбсен

Испания: **Чувиллин А.Л.**, кандидат физико-математических наук, профессор, научный руководитель группы электронной микроскопии «CIC nanoGUNE», г. Сан-Себастьян

Республика Беларусь: **Пантелеенко Ф.И.**, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет, г. Минск

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАН, КузГТУ, г. Кемерово, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФТПС СО РАН, г. Якутск, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических наукометрических базах данных Web of Science и Scopus.

WEB OF SCIENCE



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» теперь можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

Ложкина Елена Алексеевна – редактор перевода текста
на английский язык,
кандидат технических наук

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ. Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор). Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400

Индекс: **70590** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5.

Тел. +7 (383) 346-17-75

Сайт журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallor

E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

Цена свободная

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.
За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

16+

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Дамдхар В., Панде К., Аути А. Влияние морфологии наполнителя на эффективность криогенной обработки спеченных ПТФЭ-нанокмполитов.....	6
Невар Г.В., Рошупкин С.И., Братан С.М., Харченко А.О. Аналитическая оценка производительности обработки комплексных заготовок на основе марковских моделей.....	29
Кожухова Н.И., Сирота В.В., Чуриков А.С., Зайцев С.В., Прохоренков Д.С. Влияние режимов лазерной наплавки на дефектность покрытий из Ni-Al.....	44
Бобровский Н.М., Кисель А.Г., Каменев Р.У., Подашев Д.Б., Целиков П.В., Кисель К.Х. Исследование температуры при обработке никелида титана ТН-1.....	58
Елисеев А.А., Панфилов А.О., Воронцов А.В., Зыкова А.П., Черемнов А.М. Влияние тепловложения на формирование покрытия из алюминиевой бронзы на нержавеющей стали при электронно-лучевой наплавке.....	70
Ширзадов Ф.М. Влияние высокочастотного электромагнитного поля на эволюцию микроструктуры, перераспределение легирующих элементов и твердость поверхностных слоев компактного графитового чугуна EN-GJV-400, полученных TIG-модификаций.....	83
Умеров Э.Д., Соловьев А.Н., Егоров Ю.А., Скакун В.В., Соболевский И.В., Джемалидинов Р.М. Оценка контактной и оптической профилометрии при контроле шероховатости криволинейных поверхностей деталей машин.....	112
Перков А.С., Силкин С.А., Кусманов С.А., Тамбовский И.В. Сравнительная оценка износостойкости комбинированных покрытий на углеродистых сталях, включающих электролитно-плазменную обработку с последующим осаждением Cr или Co-W.....	129

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Гвинджилия В.Е., Заковоротный В.Л. Зависимость изнашиваемости инструментов от эволюционных изменений параметров динамической системы резания.....	147
Джагтап К.Р., Дешмукх Р.Р. Влияние продолжительности глубокой криогенной обработки на микроструктуру и трибологические свойства режущих инструментов из WC-Co.....	167

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Гири С.В., Аути А., Кадам А., Шинде Р. Структурные исследования графенового покрытия на медной подложке, полученного методом масштабируемого распыления из ксилольной дисперсии.....	185
Худорожкова Ю.В., Буров С.В., Поволоцкая А.М., Вичужанин Д.И. Определение взаимосвязи между структурой, свойствами и деформированным состоянием при растяжении стали 09Г2С.....	205
Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Тарасов С.Ю., Семенчук Н.В. Влияние интенсивной пластической деформации и термической обработки на структурные, механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-9Al-2Mn.....	229
Логинов П.А., Федотов А.Д., Муканов С.К., Романенко Б.Ю., Чканникова Ю.Г., Кольцов Н.А., Бычкова М.Я., Манаква О.С. Влияние легирования углеродом и термической обработки на структуру, механические и трибологические свойства порошкового высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi.....	250
Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Повышение твердости и износостойкости стали 110Г13Л после дробеструйной обработки.....	269
Карлина А.И., Гладких В.А., Витькина Г.Ю., Кононенко Р.В., Кондратьев В.В. Оценка возможности снижения остаточного аустенита при лазерной цементации низкоуглеродистой стали дополнительной криогенной обработкой.....	286
Астахов И.И., Корчмарчик С.О., Климова М.В., Задыкян Г.Г., Корсник Р.С., Степанов Н.Д. Влияние параметров процесса прямого лазерного выращивания на структуру и механические свойства новых жаропрочных никелевых сплавов на основе ЖС6К.....	315
Агравал Д., Патил С., Амбхоре Н., Вашимкар Д., Агравал Д. Исследование влияния параметров процесса аддитивного производства на изготовление 3D-печатного прототипа таранной кости.....	331
Дударева А.А., Есикова Е.Д., Станкевич С.В., Шикалов В.С., Малютин Ю.Н., Хомяков М.Н., Домаров Е.В., Эмурлаев К.И. Структура и износостойкость горячекатаных покрытий системы Fe-Cr-V.....	345

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

360

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

371

Корректор *Е.Е. Татарникова*
Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*
Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
Издание соответствует коду 95 2000 ОК 005-93 (ОКП)

Подписано в печать 04.09.2026. Выход в свет 15.09.2026. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.

Усл. печ.л. 46,5. Уч.-изд. л. 86,49. Изд. № 122. Заказ 164. Тираж 300 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 28 No.3 2026 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

Anatoliy A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

Vladimir V. Ivancivsky, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Vadim Y. Skeebe, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Editor of the English translation:

Elena A. Lozhkina, Ph.D. (Engineering),
Department of Material Science in Mechanical Engineering,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



Data on the journal are published in
«Ulrich's Periodical Directory»

Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”) has been Indexed in Clarivate Analytics Services.



Journal “Obrabotka Metallov – Metal Working and Material Science” is indexed in the world's largest abstracting bibliographic and scientometric databases Web of Science and Scopus.



Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working & Material Science”) has entered into an electronic licensing relationship with EBSCO Publishing, the world's leading aggregator of full text journals, magazines and eBooks. The full text of JOURNAL can be found in the EBSCOhost™ databases.

📍 Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,
Novosibirsk, 630073, Russia

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

🌐 http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

✉ E-mail: metal_working@mail.ru; metal_working@corp.nstu.ru

EDITORIAL COUNCIL

CHAIRMAN:

Nikolai V. Pustovoy, D.Sc. (Engineering), Professor,
President, Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

Alberto Moreira Jorge Junior, Dr.-Ing., Full Professor;
Federal University of São Carlos, *São Carlos*

The Federal Republic of Germany:

Moniko Greif, Dr.-Ing., Professor,
Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, *Russelsheim*

Florian Nürnberger, Dr.-Ing.,
Chief Engineer and Head of the Department “Technology of Materials”,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*;

Thomas Hassel, Dr.-Ing.,
Head of Underwater Technology Center Hanover,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

The Spain:

Andrey L. Chuvilin, Ph.D. (Physics and Mathematics),
Ikerbasque Research Professor,
Head of Electron Microscopy Laboratory “CIC nanoGUNE”,
San Sebastian

The Republic of Belarus:

Fyodor I. Panteleenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
First Vice-Rector, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Belarus,
Belarusian National Technical University, *Minsk*

The Russian Federation:

Vladimir G. Atapin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Victor P. Balkov, Deputy general director,
Research and Development Tooling Institute “VNIINSTRUMENT”, *Moscow*;

Vladimir A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Vladimir G. Burov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Aleksandr N. Korotkov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Kuzbass State Technical University, *Kemerovo*;

Dmitry V. Lobanov, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*;

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Corresponding Member of RAS,
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)
M.N. Miheev Institute of Metal Physics,

Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

Aleksandr G. Ovcharenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
Biysk Technological Institute, *Biysk*;

Yuriy N. Saraev, D.Sc. (Engineering), Professor,
V.P. Larionov Institute of the Physical-Technical Problems
of the North of the Siberian Branch of the RAS, *Yakutsk*;

Alexander S. Yanyushkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
I.N. Ulianov Chuvash State University, *Cheboksary*

CONTENTS

TECHNOLOGY

Damdhar V., Pande K., Autee A. Effect of filler morphology on cryogenic treatment sintered PTFE nanocomposites.....	6
Nevar G.V., Roshchupkin S.I., Bratan S.M., Kharchenko A.O. Analytical assessment of the processing productivity of complex workpieces based on Markov models	29
Kozhukhova N.I., Sirota V.V., Churikov A.S., Zaitsev S.V., Prokhorenkov D.S. The influence of laser cladding modes on the defectiveness of Ni-Al coatings.....	44
Bobrovsky N.M., Kisel' A.G., Kamenov R.U., Podashev D.B., Tselikov P.V., Kisel' K.Kh. Investigation of temperature during machining of titanium nickelide TN-1.....	58
Eliseev A.A., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Zykova A.P., Cheremnov A.M. Effect of heat input during electron beam cladding on the formation of an aluminum bronze coating on stainless steel.....	70
Shirzadov F.M. Influence of high-frequency electromagnetic field-assisted TIG surface modification on microstructural evolution, elemental redistribution and hardness of EN-GJV-400 compacted graphite iron.....	83
Umerov E.D., Soloviev A.N., Egorov Y.A., Skakun V.V., Sobolevsky I.V., Dzhemalyadinov R.M. Evaluation of contact and optical profilometry in the control of the roughness of curved surfaces of machine parts.....	112
Perkov A.S., Silkin S.A., Kusmanov S.A., Tambovskiy I.V. Comparative assessment of wear resistance of combined coatings on carbon steels produced by electrolytic-plasma treatment followed by Cr or Co-W electrodeposition.....	129

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Gvindjiliya V.E., Zakovorotny V.L. Dependence of tool wear on evolutionary changes in parameters of the dynamic cutting system.....	147
Jagtap K.R., Deshmukh R.R. Effect of deep cryogenic treatment duration on microstructure and tribological behaviour of WC-Co cutting tools.....	167

MATERIAL SCIENCE

Giri S.V., Autee A., Kadam A., Shinde R. Structural characterization of graphene-coated copper substrate prepared by scalable In-Situ spray coating using xylene dispersion.....	185
Khudorozhkova Yu.V., Burov S.V., Povolotskaya A.M., Vichuzhanin D.I. Determination of the relationship among the structure, properties and strain state of the 0.09C-2Mn-Si steel under tension.....	205
Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu., Semenchuk N.A. Effect of severe plastic deformation and heat treatment on the structural, mechanical and tribological properties of Cu-9Al-2Mn bronze.....	229
Loginov P.A., Fedotov A.D., Mukanov S.K., Romanenko B.Yu., Chkannikova Yu.G., Koltsov N.A., Bychkova M.Ya., Manakova O.S. Effect of carbon alloying and heat treatment on the microstructure, mechanical properties, and tribological behaviour of a powder-metallurgy CoCrCuFeNi high-entropy alloy (HEA).....	250
Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Increased hardness and wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening.....	269
Karlina A.I., Gladkikh V.A., Vitkina G.Y., Kononenko R.V., Kondratiev V.V. Evaluation of the possibility of reducing residual austenite during laser carburization of low-carbon steel by additional cryogenic treatment.....	286
Astakhov I.I., Korchmarchik S.O., Klimova M.V., Zadykhan G., Korsmik R., Stepanov N.D. Effect of direct laser deposition process parameters on the microstructure and mechanical properties of new nickel-base superalloys based on ZhS6K.....	315
Agrawal D., Patil S., Ambhore N., Washimkar D., Agrawal D. Investigation of the effect of additive manufacturing process parameters on the fabrication of a 3D-printed talus bone prototype.....	331
Dudareva A.A., Esikova E.D., Stankevich S.V., Shikalov V.S., Malyutina Yu.N., Khomyakov M.N., Domarov E.V., Emurlaev K.I. Structure and wear resistance of hot-rolled Fe-Cr-B coatings.....	345

EDITORIAL MATERIALS

360

FOUNDERS MATERIALS

371



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние морфологии наполнителя на эффективность криогенной обработки спеченных ПТФЭ-нанокompозитов

Винод Дамдхар^{1, 2, a, *}, Кавита Панде^{3, b}, Арун Аути^{1, c}

¹ Кафедра машиностроения, Технологический институт Махараштры, г. Чхатрапати Самбхаджинагар (Аурангабад), штат Махараштра, 431010, Индия

² Центр инженерных разработок, Инженерный колледж им. Чхатрапати Шаху Махараджа Образовательного фонда CSMSS, г. Чхатрапати Самбхаджинагар (Аурангабад), штат Махараштра, 431010, Индия

³ ООО «Матверс Вижн» (Matverse Vision Pvt Ltd), г. Нагпур, штат Махараштра, 440001, Индия

^a <https://orcid.org/0000-0002-3719-0157>, vinod.damdhar@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0003-3201-4418>, kavita19pande@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0003-2132-0532>, arun.autee@mit.asia

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 678.073:621.892:539.4

История статьи:

Поступила: 02 мая 2026

Рецензирование: 25 мая 2026

Принята к печати: 05 июня 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Спеченные ПТФЭ-композиты

Наноразмерный оксид алюминия

Наноразмерная слюда

Криогенная обработка

Геометрия наполнителя

АННОТАЦИЯ

Введение. Политетрафторэтилен (ПТФЭ) обладает исключительной химической стойкостью и малым коэффициентом трения, однако низкие прочностные характеристики и износостойкость существенно сужают область применения ПТФЭ в трибологических узлах. В связи с этим *целью настоящей работы* являлось установление закономерностей совместного влияния геометрического фактора нанонаполнителей и параметров криогенной обработки на структурно-фазовую эволюцию и комплекс свойств ПТФЭ-нанокompозитов. **Материалы и методы исследования.** Объектами исследования служили ПТФЭ без наполнителей и оптимизированные нанокompозитные системы, содержащие 1,0 масс. % наноразмерной слюды и 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия соответственно. Формование образцов осуществляли методом холодного прессования с последующим спеканием. Криогенную выдержку проводили в среде жидкого азота при температуре -185°C , варьируя время выдержки (8, 12 и 16 ч). Оценку механических и трибологических характеристик, а также анализ структурных превращений выполняли с использованием рентгенофазового анализа (РФА), ИК-спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). **Результаты и обсуждение.** Установлено, что введение обоих типов нанонаполнителей в исходный ПТФЭ (предел прочности при растяжении $\sim 27,6$ МПа) обеспечивает повышение предела прочности и износостойкости. При этом установлено, что чувствительность композиционных материалов к криогенной обработке зависит от геометрии частиц наполнителя. Для композита с наноразмерной слюдой максимальная прочность зафиксирована при минимальной длительности выдержки (8 ч) и составляет $\sim 37,9$ МПа; для композита с наноразмерным оксидом алюминия максимальное значение зафиксировано после выдержки в течение 16 ч ($\sim 36,5$ МПа). Аналогичные закономерности установлены для твердости и износостойкости. Данные РФА свидетельствуют об упорядочении кристаллической структуры и усилении межфазного взаимодействия наполнителя с полимерной матрицей, а результаты РЭМ подтверждают формирование более стабильных межфазных границ в композитах с наноразмерным оксидом алюминия. Продолжительная криогенная обработка приводит к развитию межфазной гетерогенности и образованию дефектов в материале с наноразмерной слюдой, что обусловлено ее чешуйчатой морфологией. **Заключение.** Морфология наполнителя является ключевым фактором, определяющим эффективность криогенной обработки ПТФЭ-нанокompозитов. После длительной криогенной обработки глобулярный наноразмерный оксид алюминия обеспечивает превосходные показатели прочности при растяжении, твердости и износостойкости по сравнению с чешуйчатой наноразмерной слюдой. Установленные структурно-свойственные корреляции имеют большое значение для разработки ПТФЭ-нанокompозитов, ориентированных на работу в условиях интенсивного трения и износа.

Для цитирования: Дамдхар В., Панде К., Аути А. Влияние морфологии наполнителя на эффективность криогенной обработки спеченных ПТФЭ-нанокompозитов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 6–28. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-6-28.

Введение

Политетрафторэтилен (ПТФЭ) широко используется в качестве твердого смазочного материала и функционального покрытия благодаря своей исключительной химической инертности, низкому коэффициенту трения и высокой

*Адрес для переписки

Винод Дамдхар, доцент

Инженерный колледж им. Чхатрапати Шаху Махараджа

Образовательного фонда CSMSS,

г. Чхатрапати Самбхаджинагар (Аурангабад),

431010, штат Махараштра, Индия

Тел.: 91 9607200527, e-mail: vinod.damdhar@gmail.com

термической стабильности в широком температурном диапазоне [1–3]. Совокупность указанных свойств делает ПТФЭ востребованным материалом для уплотнителей, подшипников, зубчатых колес, поршневых колец и антипригарных покрытий, где критически важны низкий коэффициент трения и химическая стойкость [3, 4, 5–14]. Тем не менее присущие ПТФЭ без наполнителей низкая износостойкость и невысокая несущая способность существенно ограничивают его применение в условиях высоких нагрузок и абразивного износа. В связи с этим активно ведутся исследования ПТФЭ-микро- и нанокомпозитов, наполненных минеральными и керамическими частицами, с целью повышения износостойкости без ущерба для антифрикционных свойств материала [11–15].

Среди широкого спектра исследуемых наполнителей технологически значимыми и принципиально различными являются два минеральных нанонаполнителя – наноразмерная слюда и наноразмерный оксид алюминия. Наноразмерная слюда представляет собой слоистый силикат с чешуйчатой морфологией и высоким аспектным отношением, что, как установлено, существенно повышает жесткость, прочность и термическую стабильность различных полимерных матриц, включая эпоксидные смолы, полистирол, полиметилметакрилат, полиарилэфиркетон и полиэтилен. Напротив, наноразмерный оксид алюминия, применяемый преимущественно в равноосной или близкой к сферической форме, представляет собой твердую керамику, которая увеличивает твердость и износостойкость и зарекомендовала себя как один из наиболее эффективных наполнителей для снижения износа ПТФЭ [5–10]. Систематические исследования ПТФЭ/ Al_2O_3 -нанокомпозитов не только показали снижение интенсивности износа на несколько порядков при малых концентрациях нанонаполнителя, но и выявили механизмы упрочнения, такие как межчастично-фибрилярное сцепление, измельчение частиц износа и формирование стабильных пленок переноса [11–15].

Морфология наполнителя и его аспектное отношение определяют поведение композитов, влияя на упаковку частиц, распределение напряжений и траектории распространения трещин. Пластинчатые наполнители (с высоким аспектным отношением), такие как слюда, обеспечива-

ют высокопрочное анизотропное армирование и более эффективное перераспределение нагрузки, однако их протяженные плоские межфазные границы могут служить зонами инициирования расслоения и очагами зарождения трещин [8–10]. В литературе показано, что наполненные слюдой и волластонитом композиты на основе полиэтилена высокой плотности демонстрируют принципиально различные механические характеристики исключительно вследствие формы частиц [10], а в исследованиях ПТФЭ-слюдяных композитов ориентация пластинчатых частиц и морфология межфазной границы связываются с вариациями поверхности трения и механизмов износа [16–18]. Напротив, близкие к сферическим наночастицы оксида алюминия выступают в роли более изотропных концентраторов напряжений, способствуя трехмерному перераспределению нагрузки и отклонению трещин без образования протяженных слабых плоскостей [11–15]. Следовательно, даже при одинаковых объемных долях чешуйчатая наноразмерная слюда и глобулярный наноразмерный оксид алюминия формируют принципиально различающиеся микроструктуры и характер эволюции повреждений в спеченном ПТФЭ.

В предыдущей работе [16] проведено сравнительное исследование ПТФЭ-нанокомпозитов, наполненных наноразмерной слюдой и наноразмерным оксидом алюминия. Испытания на абразивный износ выполняли по схеме «палец – диск» при комнатной температуре в диапазоне содержания наполнителя от 0,5 до 5 масс. %. Для наноразмерной слюды установлено немедленное снижение удельной интенсивности износа (УИИ) с выходом на плато при концентрациях выше 1 масс. %. Данное содержание признано эффективным (улучшение относительно ненаполненного ПТФЭ ~16 %). В случае наноразмерного оксида алюминия отклик оказался более резким и концентрационно-чувствительным: оптимум зафиксирован при 1,5 масс. % (снижение УИИ ~22 %), а превышение этого порога сопровождается ухудшением характеристик вследствие агломерации и абразивного воздействия третьего тела [19–29].

В указанном исследовании установлено оптимальное содержание нанонаполнителей и выявлены взаимосвязи «состав – износ». Однако роль морфологии наполнителя и влияние после-

дующей криогенной обработки на структурно-свойственные и износные корреляции не рассматривались.

Помимо состава и морфологии наполнителя, криогенная обработка выступает дополнительным технологическим параметром, позволяющим модифицировать микроструктуру и трибологические характеристики полимерных материалов. Глубокое криогенное воздействие способствует снятию внутренних напряжений, изменению кристалличности и измельчению микроструктурных элементов, что в ряде систем приводит к повышению износостойкости и размерной стабильности [17, 26–28].

Для ПТФЭ-композитов криогенная обработка исследовалась на примере слюдонаполненных покрытий кухонной посуды. Показано, что криоциклирование изменяет доминирующие механизмы износа и может повысить эксплуатационные характеристики при соответствующих режимах [16]. Наполненные наночастицами ПТФЭ-системы также демонстрируют чувствительность вязкоупругих и износных свойств к термической предыстории, что указывает на потенциал постобработок (включая криогенное воздействие) для стабилизации микроструктуры и улучшения трибологических свойств [13, 25–30].

Вместе с тем большинство существующих исследований ограничены либо одним типом наполнителя, либо покрытиями и не затрагивают объемные спеченные компоненты. Систематические сравнения влияния криогенной обработки на композиты с различной морфологией наполнителя в литературе отсутствуют.

В последние годы механические и трибологические свойства ПТФЭ-композитов улучшены за счет введения наночастиц, применения синергетических твердых наполнителей и криогенной обработки [4, 6, 11–15, 25–30]. Однако большинство доступных исследований ограничиваются либо одной системой наполнителей, либо необработанными композитами, либо традиционным трибологическим анализом. Работы, посвященные совместному влиянию морфологии наполнителя и длительности криогенной обработки на структурно-свойственные соотношения в спеченных ПТФЭ-нанокompозитах, немногочисленны. Сравнительные данные о поведении чешуйчатой наноразмерной слюды и глобуляр-

ного наноразмерного оксида алюминия после продолжительной криогенной выдержки в литературе практически отсутствуют.

Цель настоящей работы – установление механических, трибологических, структурных и микроструктурных характеристик спеченных ПТФЭ-нанокompозитов, наполненных наноразмерной слюдой и наноразмерным оксидом алюминия различной морфологии.

Для достижения поставленной цели было необходимо решить следующие **задачи**.

1. Изготовить методом холодного прессования с последующим спеканием образцы ПТФЭ без наполнителей и образцы ПТФЭ-нанокompозитов с оптимизированным содержанием наполнителей (1,0 масс. % наноразмерной слюды и 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия).

2. Оценить влияние длительности криогенной выдержки (8, 12 и 16 ч) на комплекс механических свойств (прочность при растяжении и сжатии, твердость, относительное удлинение) и трибологические характеристики (удельную интенсивность износа).

3. Определить роль чешуйчатой наноразмерной слюды и глобулярного наноразмерного оксида алюминия в формировании межфазного взаимодействия с матрицей, кристалличности, стабильности межфазных границ и механизмов износа в условиях криогенного воздействия.

4. Выявить корреляции между механическими, трибологическими характеристиками и микроструктурными изменениями, установленными методами РФА, ИК-Фурье и РЭМ.

5. Установить оптимальные параметры (морфологию наполнителя и длительность криогенной обработки), обеспечивающие наилучшие трибологические характеристики для перспективных инженерных приложений.

Материалы и методы исследования

Материалы

В качестве матрицы использовали порошок первичного политетрафторэтилена (Inoflon® 610, Gujarat Fluorochemicals Ltd., Индия). По данным производителя, средний номинальный размер частиц равен ~ 200 мкм, насыпная плотность – $450 \text{ г} \cdot \text{л}^{-1}$, стандартный удельный вес – 2,15, усадка при формовании составляет $\sim 3,2$ %.

В работе применяли два минеральных нанонаполнителя:

- 1) наноразмерную слюду (слоистый силикат чешуйчатой морфологии);
- 2) наноразмерный оксид алюминия (Al_2O_3 равноосной/глобулярной морфологии).

Оба наполнителя приобретены в виде порошков у компании Platonix Nanotech Pvt. Ltd. (Джаркханд, Индия) с заявленным средним размером частиц ~50 нм. Содержание наполнителей (1,0 масс. % наноразмерной слюды и 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия) выбрано на основе результатов предыдущего исследования абразивного износа ПТФЭ-нанокмпозитов [29].

Перед смешиванием порошки ПТФЭ и наполнителей подвергали предварительному нагреву при 100 °С в течение 2 ч для удаления влаги. Затем компоненты смешивали с использованием высокоскоростного механического перемешивания с последующей ультразвуковой диспергацией для обеспечения равномерного распределения и минимизации агломерации частиц.

Методы испытаний и статистическая обработка

Испытания на растяжение проводили не менее чем на пяти образцах для каждого экспериментального режима. Испытания на сжатие и износ выполняли как минимум с тремя повторами для каждого условия. Для всех измеряемых свойств рассчитывали средние значения и стандартные отклонения. Статистическую значимость наблюдаемых различий оценивали с использованием однофакторного дисперсионного анализа (ANOVA) с последующим посткритерием Тьюки ($p < 0,05$). Планки погрешностей на графических результатах соответствуют стандартному отклонению.

Изготовление композитов и спекание

ПТФЭ без наполнителей, ПТФЭ + 1,0 масс. % наноразмерной слюды и ПТФЭ + 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия изготавливали методом холодного прессования под давлением 13,8 МПа с последующим циклом спекания. Для определения твердости, а также проведения испытаний на сжатие и изнашивание формовали образцы кубической формы с размерами 10×10×10 мм в соответствии с требованиями стандартов ASTM.

Криогенную обработку проводили выдержкой в среде жидкого азота при температуре –185 °С в течение 8, 12 и 16 ч. На рис. 1 представлен внешний вид образцов после криогенной обработки. Здесь PU – необработанный ПТФЭ без наполнителей; P8, P12 и P16 – образцы ПТФЭ без наполнителей с выдержкой 8, 12 и 16 ч соответственно; A8, A12 и A16 – композиты с наноразмерным оксидом алюминия; M8, M12 и M16 – композиты с наноразмерной слюдой.



Рис. 1. Репрезентативные образцы ПТФЭ-нанокмпозитов для механических и трибологических испытаний после криогенной обработки

Fig. 1. Representative mechanical and tribological specimens of PTFE nanocomposites after cryogenic treatment

ПТФЭ без наполнителей, ПТФЭ + 1,0 масс. % наноразмерной слюды и ПТФЭ + 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия изготавливали методом прессования с последующим спеканием. Предварительно смешанные порошки прессовали отдельно под давлением 13,8 МПа. Сформованные образцы спекали по термовременному режиму, представленному на рис. 2.

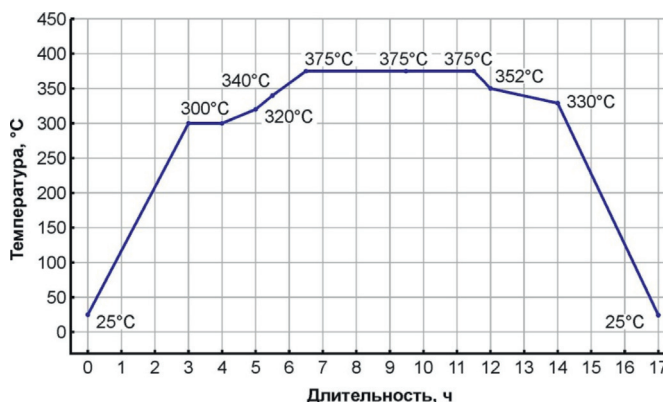


Рис. 2. Термовременной цикл спекания, использованный для ПТФЭ и нанокмпозитов на его основе

Fig. 2. Sintering cycle used for PTFE and its nanocomposites

Процесс спекания обеспечивал надлежащую термическую обработку порошка ПТФЭ и придавал прочность структуре образцов.

Криогенная обработка

Криогенной обработке подвергали спеченный ПТФЭ без наполнителей и оптимизированные нанокомпозиты (ПТФЭ + 1,0 масс. % наноразмерной слюды и ПТФЭ + 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия). Прямоугольные бруски и пластины, вырезанные из спеченных заготовок, герметично упаковывали в перфорированные полимерные пакеты и помещали в паровую фазу жидкого азота внутри криокамеры.

Криогенный цикл включал в себя три этапа:

1) контролируемое охлаждение от комнатной температуры до -185 ± 5 °C со скоростью 1,3...1,5 °C/мин для минимизации термического удара;

2) выдержку при целевой температуре в течение 8, 12 или 16 ч;

3) контролируемый нагрев до комнатной температуры со скоростью 1,3...1,5 °C/мин.

После завершения цикла образцы выдерживали в лабораторных условиях не менее

24 ч перед испытаниями. Длительность выдержки выбрана на основе предыдущих работ по криогенной обработке ПТФЭ и композитов на его основе [16, 26–28]. Условия обработки обобщены в табл. 1.

Механические испытания

Испытания на растяжение и сжатие

Прочность при растяжении и относительное удлинение при разрыве определяли на универсальной испытательной машине (UTM, International Equipments, Мумбаи) по стандарту ASTM D638 (образцы Type I, вырезанные из спеченных плит). Рабочая часть образцов ориентирована параллельно направлению прессования. Скорость нагружения – 50 мм/мин, температура испытаний – комнатная. Для каждого состояния материала испытывали не менее пяти образцов.

Прочность при сжатии определяли на той же машине до достижения 50%-й деформации сжатия; напряжение при данной деформации принимали за предел прочности при сжатии. Для каждого состояния исследовали не менее трех образцов.

Таблица 1

Table 1

Условия криогенной обработки
Cryogenic treatment conditions

№ п/п / Sr. No.	Образцы / Sample	Продолжительность выдержки, ч / Soaking time, h		
		8 (P8) / 8 (P8)	12 (P12) / 12 (P12)	16 (P16) / 16 (P16)
1	ПТФЭ без наполнителей (PU) / Neat PTFE (PU)	8 (P8) / 8 (P8)	12 (P12) / 12 (P12)	16 (P16) / 16 (P16)
2	ПТФЭ + 1,0 масс. % наноразмерной слюды (MU) / PTFE + 1.0 wt. % nano-mica (MU)	8 (M8) / 8 (M8)	12 (M12) / 12 (M12)	16 (M16) / 16 (M16)
3	ПТФЭ + 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия (AU) / PTFE + 1.5 wt. % nano-alumina (AU)	8 (A8) / 8 (A8)	12 (A12) / 12 (A12)	16 (A16) / 16 (A16)

Испытания на абразивный износ и определение твердости

Абразивную износостойкость оценивали на трибометре по схеме «палец – диск» (Magnum Engineering, Бенгалуру) с использованием абразивной бумаги на основе SiC зернистостью 220 grit, закрепленной на вращающемся диске. Образцы (10×10×30 мм) испытывали при нормальной нагрузке 50 Н, диаметре дорожки

трения 80 мм, частоте вращения 200 об/мин (линейная скорость ~0,84 м/с), продолжительности 3 мин, при комнатной температуре. Потерю массы определяли взвешиванием с точностью 0,1 мг до и после испытания. Удельную интенсивность износа рассчитывали по потере массы, плотности, нагрузке и пути трения. Для каждого состояния выполнялось не менее трех повторений.

Твердость по Шору (шкала D) измеряли дюрометром (Veekay Instruments) в пяти точках на образце; фиксировали среднее значение.

Статистическая обработка

Статистическую значимость различий оценивали однофакторным дисперсионным анализом (ANOVA) с посткритерием Тьюки ($p < 0,05$). Для всех свойств рассчитывали средние значения и стандартные отклонения. Планки погрешностей на рисунках соответствуют стандартному отклонению.

Структурный и микроструктурный анализ

Растровая электронная микроскопия с автоэмиссионным катодом (РЭМ)

Поверхности разрушения после испытаний на растяжение и поверхности износа исследовали на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-7610F с автоэмиссионным катодом. Образцы напыляли платиной (JEOL JEC-3000FC). Микрофотографии получали при различных увеличениях для анализа распределения наполнителя, качества межфазных границ, микротрещин, вытягивания частиц и механизмов износа.

Рентгенофазовый анализ (РФА)

Дифрактограммы регистрировали на дифрактометре Bruker D8 Advance (CuK α -излучение, $\lambda \approx 1,5406 \text{ \AA}$) в диапазоне углов $2\theta = 10...100^\circ$

с шагом $0,01^\circ$ и экспозицией 20 с/точку. Степень кристалличности и средний размер кристаллитов (по уравнению Шеррера) рассчитывали с использованием программного обеспечения X'Pert High Score Plus после усреднения трех сканов для каждого образца [21].

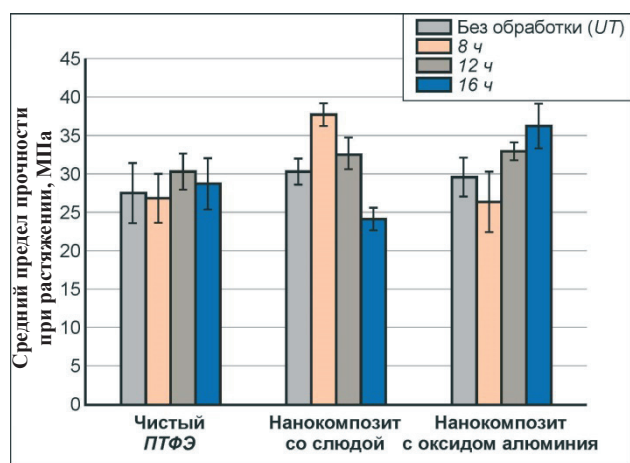
ИК-спектроскопия с преобразованием Фурье (ИК-Фурье)

Спектры регистрировали в диапазоне $400...4000 \text{ см}^{-1}$ на спектрометре Shimadzu FTIR-1-S Affinity с приставкой нарушенного полного внутреннего отражения (алмазный зонд); 45 сканов на образец. Анализировали характеристические полосы ПТФЭ, наноразмерной слюды и наноразмерного оксида алюминия для оценки химической целостности и возможных взаимодействий или деградации после криогенной обработки.

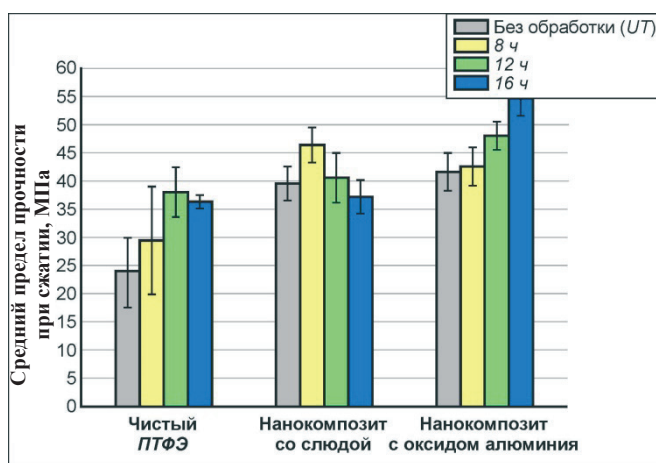
Результаты и их обсуждение

Испытания на растяжение и сжатие

На рис. 3, а представлены результаты испытаний на растяжение для образцов всех исследованных составов. В необработанном состоянии предел прочности при растяжении ПТФЭ без наполнителей составляет $\sim 27,6 \text{ МПа}$. Введение 1,0 масс. % наноразмерной слюды повышает показатель до $\sim 30,6 \text{ МПа}$, тогда как добавление 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия –



а



б

Рис. 3. Изменение предела прочности при растяжении (а) и предела прочности при сжатии (б) ПТФЭ-наноккомпозитов в зависимости от продолжительности криогенной выдержки

Fig. 3. Variation in (a) tensile strength and (б) compressive strength of PTFE-based nanocomposites with cryogenic soaking time

до ~29,8 МПа. Таким образом, даже без криогенной обработки оба наполнителя обеспечивают упрочнение ПТФЭ, причем наибольшее начальное увеличение несущей способности достигается при использовании слюды.

Криогенное воздействие заметно перестраивает механическое поведение исследованных композитов, причем решающую роль играет, судя по полученным данным, геометрия частиц наполнителя. Восьмичасовая выдержка почти не отражается на ненаполненном ПТФЭ: прочность держится около 26,8 МПа. Иная картина в системе со слюдой. Здесь фиксируется максимум, ~37,9 МПа, что примерно на 25 % превышает исходное необработанное состояние, и такой прирост естественно связать с более плотной упаковкой матрицы, а также с тем, что напряжения эффективнее передаются через межфазные области вокруг чешуйчатых частиц. Композит, наполненный оксидом алюминия, ведет себя противоположным образом: прочность снижается до ~26,6 МПа, т. е. возвращается практически к значениям чистого полимера.

Увеличение выдержки до 12 ч выравнивает ситуацию. Прочность растет во всех трех системах: 30,3 МПа у ненаполненного ПТФЭ, 32,8 МПа – со слюдой, 33,0 МПа – с оксидом алюминия.

К 16 ч траектории расходятся уже вполне отчетливо. Ненаполненный полимер теряет немного, до ~28,7 МПа. Со слюдой падение гораздо более резкое: ~24,2 МПа, ниже уровня необработанного состояния. Причина, по-видимому, в микротрещинообразовании и повреждении межфазных границ вдоль протяженных плоских поверхностей чешуек; при затянувшемся охлаждении такие границы сами превращаются в концентраторы напряжений [21].

Наноразмерный оксид алюминия, напротив, продолжает упрочнять материал. При 16 ч достигается ~36,5 МПа: на 23 % выше исходного уровня и на 27 % выше ненаполненного ПТФЭ, прошедшего ту же обработку. Монотонность этого роста разумно трактовать как признак более изотропного перераспределения напряжений. Глобулярная морфология, в отличие от пластинчатой, оказывается устойчивее к продолжительному криогенному воздействию.

После 8-часовой выдержки характер изменений зависит от геометрии наполнителя. ПТФЭ без наполнителей демонстрирует незначительное снижение предела прочности при растяжении

до ~26,8 МПа. Композит со слюдой достигает пикового значения ~37,9 МПа (на ~25 % выше необработанного состояния), что указывает на уплотнение матрицы вокруг чешуйчатых пластин и улучшение межфазной передачи напряжений. Предел прочности при растяжении композита с оксидом алюминия снижается до ~26,6 МПа – уровня, сопоставимого с ПТФЭ без наполнителей.

При 12-часовой выдержке все три системы достигают более благоприятного микроструктурного состояния, что отражается на их поведении при растяжении. Предел прочности ПТФЭ без наполнителей теперь повышается до ~30,3 МПа, что примерно на 10 % выше предела прочности необработанного ПТФЭ, это свидетельствует об улучшении кристалличности и «залечивании» дефектов в матрице [20]. Предел прочности композита со слюдой снижается до ~32,8 МПа, что примерно на 7 % выше предела прочности необработанного ПТФЭ. Нанокompозит с оксидом алюминия также упрочняется до ~33,0 МПа, что примерно на 11 % выше предела прочности необработанного ПТФЭ и на 9 % выше, чем у обработанного в течение 12 часов ПТФЭ без наполнителей.

После 16-часовой обработки наблюдается резкое расхождение. Прочность ПТФЭ без наполнителей снижается до ~28,7 МПа. Прочность композита со слюдой резко падает до ~24,2 МПа – ниже уровня необработанного состояния, что обусловлено образованием микротрещин и межфазных повреждений вдоль протяженных плоских границ чешуйчатого наполнителя [21]. Напротив, композит с оксидом алюминия продолжает упрочняться до ~36,5 МПа (на ~23 % выше прочности необработанного ПТФЭ и на ~27 % выше ПТФЭ без наполнителей после 16-часовой обработки).

Таким образом, морфология наполнителя определяет не только величину упрочнения, но и оптимальное окно криогенной обработки. Чешуйчатая слюда обеспечивает высокий прирост прочности при 8 ч, но чувствительна к переделке. Глобулярный оксид алюминия демонстрирует монотонное упрочнение с увеличением времени выдержки, обеспечивая более изотропное распределение напряжений и устойчивость к микроструктурным повреждениям.

На рис. 3, б представлены результаты испытаний на сжатие. В необработанном состоянии

прочность при сжатии ПТФЭ без наполнителей составляет ~24 МПа; введение 1,0 масс. % слюды повышает показатель до ~39,6 МПа, оксида алюминия (1,5 масс. %) – до ~41,6 МПа.

Криогенная обработка существенно влияет на прочность при сжатии. Для ПТФЭ без наполнителей зафиксирован рост до ~29,7 МПа (8 ч), пик при 12 ч (~38 МПа, +58 % относительно необработанного ПТФЭ) и снижение до ~36,4 МПа (16 ч). Данное поведение согласуется с повышением кристалличности, улучшением упаковки ламелей и снятием остаточных напряжений; чрезмерная выдержка (16 ч) вызывает внутренние повреждения, снижающие прочность.

Композит со слюдой демонстрирует рост прочности при сжатии при 8 ч до ~46,3 МПа, затем снижение до ~40,8 МПа (12 ч) и ~37,3 МПа (16 ч) – ниже уровня необработанного ПТФЭ. Длительное криогенное воздействие в системах с высоким аспектным отношением усиливает межфазную дегазацию и развитие микропор вдоль плоских границ, сводя на нет начальные преимущества.

Напротив, композит с оксидом алюминия показывает монотонный рост: ~42,7 МПа (8 ч), ~48,2 МПа (12 ч) и максимум ~54,5 МПа (16 ч), что на ~31 % выше прочности при сжатии необработанного ПТФЭ. Глобулярная морфология обеспечивает изотропную передачу напряжений и уплотнение матрицы вокруг частиц без образования протяженных слабых плоскостей [21].

Полученные тренды систематизированы на рис. 3, б: для ПТФЭ без наполнителей максимум достигается при P12, для композита со слюдой – при M8, для композита с оксидом алюминия – монотонный рост до A16. Статистическая значимость указанных различий подтверждена дисперсионным анализом ($p < 0,05$).

Таким образом, данные по сжатию подтверждают выводы, полученные при растяжении: ПТФЭ без наполнителей оптимален при выдержке 12 ч; композит со слюдой – при выдержке 8 ч; композит с оксидом алюминия – при выдержке 16 ч, демонстрируя наивысшие показатели среди всех исследованных составов. Морфология наполнителя и режим криогенной обработки должны оптимизироваться совместно.

Данные по относительному удлинению при разрыве (рис. 4) наглядно показывают, что криогенная обработка неуклонно снижает эластичность (упругость) во всех системах, однако сте-

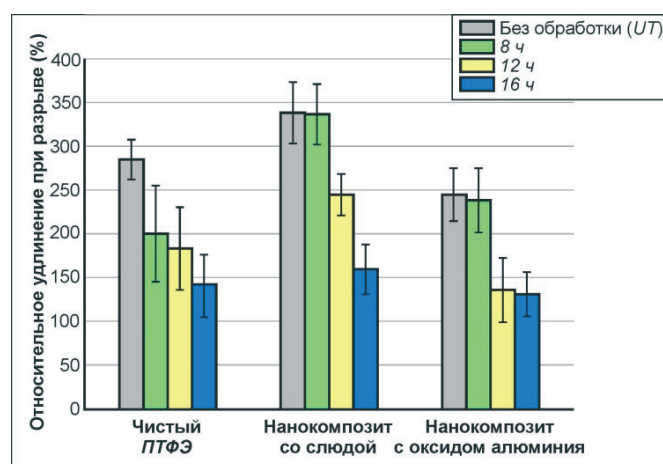


Рис. 4. Изменение относительного удлинения при разрыве (%) ПТФЭ-наноккомпозитов в зависимости от продолжительности криогенной выдержки

Fig. 4. Variation in elongation at break of PTFE-based nanocomposites with cryogenic soaking time

пень потерь сильно зависит от типа наполнителя и продолжительности обработки. ПТФЭ без наполнителей в необработанном состоянии (PU) демонстрирует среднее удлинение около 285 %. Этот показатель снижается до ~199 % при 8 ч (P8), ~184 % при 12 ч (P12) и ~142 % при 16 ч (P16), что соответствует приблизительно 30, 35 и 50%-й потере эластичности (упругости) с увеличением времени выдержки.

Наноккомпозит со слюдой показывает наибольшую начальную эластичность: MU ≈ 339 %, и, что примечательно, образец после 8 ч обработки (M8 ≈ 337 %) почти полностью сохраняет данное значение. Это указывает на то, что кратковременная криогенная обработка существенно не влияет на структуру, воспринимающую деформацию, в системе с пластинчатым наполнителем и, возможно, стабилизирует ее. Однако после 8 ч наблюдается резкое падение: M12 снижается до ~245 % (около 28 % потери относительно MU), а M16 – до ~157 % (~54 % потери), что свидетельствует об охрупчивании вследствие избыточного микротрещинообразования или ограничения подвижности цепей при более длительной обработке.

Наноккомпозит с оксидом алюминия (AU), который изначально имеет удлинение ≈ 248 %, уже обладает более низким относительным удлинением, чем ПТФЭ без наполнителей. Это согласуется с тем, что глобулярные частицы оксида алюминия действуют как концентраторы напряжений. Тем не менее 8-часовая обработ-

ка ($A8 \approx 242 \%$) вызывает лишь незначительное снижение ($\sim 2...3 \%$), что свидетельствует о приемлемой стабильности глобулярной морфологии наполнителя при малом времени выдержки. При дальнейшем увеличении времени криогенной обработки относительное удлинение резко снижается до $\sim 138 \%$ для A12 и $\sim 131 \%$ для A16 (примерно $45...47 \%$ снижения относительно AU), что свидетельствует о значительном повышении жесткости и охрупчивании матрицы.

Анализ данных по износостойкости и твердости

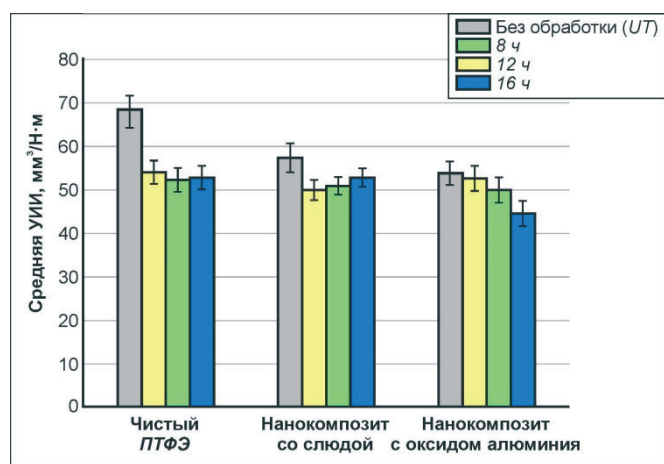
На рис. 5, а представлены значения удельной интенсивности изнашивания (УИИ) для всех исследованных составов. Наибольшая УИИ зафиксирована для ПТФЭ без наполнителей в необработанном состоянии ($PU = 70,95$), что подтверждает его низкую износостойкость. Введение наполнителей без криогенной обработки снижает УИИ: для композита со слюдой (MU) – на $\sim 16 \%$, для композита с оксидом алюминия (AU) – на $\sim 22 \%$ относительно PU.

Криогенная обработка дополнительно снижает УИИ в обеих нанокompозитных системах, причем эффект зависит от морфологии наполнителя и длительности выдержки. При 8 ч минимальная УИИ зафиксирована для M8 (51,61), что незначительно ниже A8 (54,32) и существенно ниже P8 (55,62). При 12 ч ранжирование меняется: A12 (51,91) < M12 (52,57) < P12 (54,21).

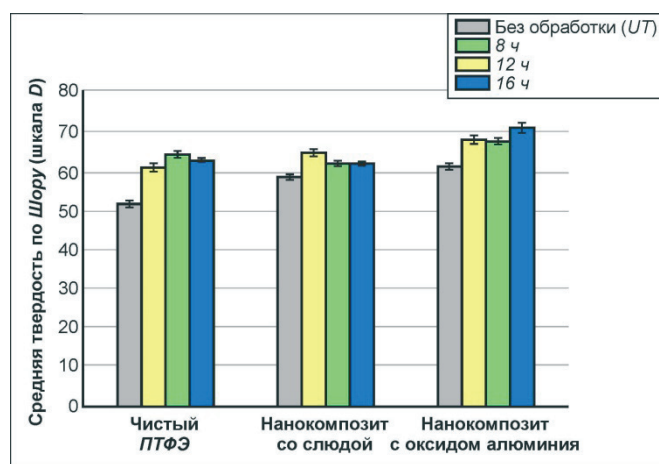
При 16 ч оксид алюминия становится доминирующим: A16 (46,12) против M16 (54,10) и P16 (54,41).

Влияние криогенной обработки в каждой системе различно. Для ПТФЭ без наполнителей УИИ снижается с 70,95 до 55...54 (P8–P16), что соответствует улучшению на $\sim 22...24 \%$; оптимум достигается при P12 (54,21) с незначительным изменением при P16. Для композита со слюдой УИИ снижается с 59,57 (MU) до 51,61 (M8) ($\sim 13 \%$ дополнительно к эффекту наполнения, $\sim 27 \%$ относительно PU). Увеличение времени выдержки более 8 ч не дает преимущества: M12 (52,57) и M16 (54,10) демонстрируют потерю эффекта, что обусловлено микротрещинами и концентрацией напряжений вдоль межфазных границ [24]. Для композита с оксидом алюминия зафиксировано монотонное снижение УИИ с увеличением длительности обработки: AU (55,56) $\rightarrow$ A8 (54,32) $\rightarrow$ A12 (51,91) $\rightarrow$ A16 (46,12). Таким образом, 16-часовая выдержка обеспечивает снижение УИИ на $\sim 17 \%$ относительно AU и на $\sim 35 \%$ относительно PU, что указывает на существенную синергию между глобулярными частицами оксида алюминия и длительной криогенной обработкой.

Композит с оксидом алюминия после криогенной обработки формирует более износостойкую поверхность скольжения, чем композит со слюдой, при сходном базовом упрочнении в необработанном состоянии. В процессе крио-



а



б

Рис. 5. Влияние типа наполнителя и криогенной обработки на удельную интенсивность изнашивания ПТФЭ (а) и твердость ПТФЭ (б)

Fig. 5. Effect of filler type and cryogenic treatment on specific wear rate (a) and hardness of PTFE-based nanocomposites (b)

генного воздействия ПТФЭ-матрица сжимается вокруг частиц наполнителя, усиливая механическое сцепление. Глобулярный оксид алюминия создает трехмерное блокирование с равномерным радиальным сжатием, что обеспечивает лучшее удерживание частиц и снижает их дегезию или вытягивание. Напротив, чешуйчатая слюда имеет протяженные плоские межфазные границы; дифференциальное сжатие матрицы и наполнителя концентрирует напряжение вдоль плоскостей и кромок пластин, что при длительной выдержке приводит к микропорам, межфазной дегезии, трещинам и расслоению [24].

Морфология оксида алюминия улучшает несущую способность композита при скольжении. Твердые глобулярные частицы действуют как равномерно распределенные микропоры, снижая эффективный контакт мягкой матрицы с контртелом и подавляя адгезионное размазывание. Напротив, чешуйчатые частицы слюды создают концентрации напряжений на кромках и способствуют сдвигу вдоль межслоевых плоскостей, что инициирует микротрещины и чешуйчатое отслаивание при повторяющихся нагрузках, особенно после длительной криогенной обработки.

Поведение оксида алюминия согласуется с поведением пленки переноса и частиц износа. Если пластинки слюды дегезируют, то они имеют тенденцию отсоединяться в виде чешуйчатых частиц износа, которые с большей вероятностью будут бороздить или царапать контртело, нарушая непрерывность пленки переноса и ограничивая дальнейшее снижение УИИ при длительной выдержке. Частицы оксида алюминия, будучи более равноосными, с меньшей вероятностью будут бороздить контртело и с большей вероятностью способствуют формированию стабильной и компактной пленки переноса ПТФЭ; это стабилизирует трение и обеспечивает устойчивое снижение УИИ с увеличением продолжительности криообработки.

На рис. 5, б представлено влияние типа наполнителя и криогенной обработки на твердость ПТФЭ. Введение наполнителей в ПТФЭ (ПУ) повышает твердость: композита со слюдой (МУ) – на ~14,5 %, композита с оксидом алюминия (АУ) – на ~19,3 % относительно ПТФЭ без наполнителей (ПУ). При криогенной обработке оксид алюминия сохраняет преимущество при лю-

бой длительности выдержки: А8 на ~6,2 % выше М8, А12 на ~9 % выше М12, А16 на ~15,6 % выше М16. Это подтверждает, что глобулярная фаза оксида алюминия обеспечивает наиболее высокое и стабильное повышение твердости во всем исследованном диапазоне криогенной обработки по сравнению с чешуйчатой слюдой.

Сопоставление данных по твердости и УИИ выявляет устойчивую обратную корреляцию: увеличение твердости сопровождается снижением УИИ. Для Р12 зафиксирован рост твердости на ~26,2 % и снижение УИИ на ~23,6 % относительно ПУ; для М8 рост на ~26,6 и ~27,3 % соответственно; для А16 максимальные значения составляют ~39,1 и ~35,0 % относительно ПУ. Таким образом, криогенно обработанные композиты с оксидом алюминия обеспечивают наибольший прирост твердости и износостойкости, что подтверждает прямую связь между повышенной твердостью поверхности (обусловленной оптимизированной морфологией наполнителя и криогенной обработкой) и улучшенными трибологическими характеристиками.

Геометрия наполнителя и длительность криогенной обработки совместно определяют износостойкость ПТФЭ-нанокompозитов; наноразмерный оксид алюминия демонстрирует превосходную долговременную трибологическую стабильность при продолжительном криогенном воздействии.

Рентгенофазовый анализ (РФА)

На рис. 6, а представлены дифрактограммы ПТФЭ (ПУ), который имеет единую полукристаллическую фазу с типичным доминирующим рефлексом при $2\theta \approx 17,86...18,45^\circ$, индексируемым как плоскость (100) кристаллического ПТФЭ, а также несколькими дополнительными рефлексами при больших углах: $\sim 37,0...38,0^\circ$ (110) и $\sim 40,1...40,8^\circ$ (200). Необработанный образец (ПУ) демонстрирует два пика при $17,966^\circ$ и $18,450^\circ$, что обычно обусловлено гетерогенными кристаллическими популяциями и напряжениями, вносимыми в процессе обработки. После криогенной обработки данная область становится значительно уже и имеет один интенсивный пик с центром около $\sim 18^\circ$, что указывает на повышенную однородность упаковки цепей и релаксацию напряжений [25].

Дифрактограммы криогенно обработанного ПТФЭ без наполнителей (P8, P12, P16) представлены на рис. 6, а. Дифрактограммы всех образцов соответствуют полукристаллической структуре ПТФЭ с основным рефлексом при $2\theta \approx 18^\circ$ и дополнительными пиками при $31...32^\circ$, а также диффузным рассеянием в интервале $37...42^\circ$. Дополнительные рефлексы и систематический сдвиг пиков после криогенной обработки отсутствуют, что исключает образование новых кристаллических фаз или полиморфные превращения. Изменения ограничиваются вариациями интенсивности и уширения пиков, указывающими на модификацию степени упорядоченности, плотности дефектов и размера кристаллитов (по уравнению Шеррера) в существующих кристаллических доменах. Среди криогенно обработанных состояний дифрактограмма P12 характеризуется более выраженной интенсивностью кристаллических рефлексов по сравнению с P16.

Дифрактограммы обеих серий композитов, представленные на рис. 6, б и в, сохраняют характерные для ПТФЭ рефлексы при $2\theta \approx 18^\circ$, $31...32^\circ$ и $37...42^\circ$, что свидетельствует об отсутствии структурных изменений матрицы при введении 1,0 масс. % наноразмерной слюды и 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия. Отдельные высокоинтенсивные рефлексы, которые можно было бы отнести к слюде или оксиду алюминия, не наблюдались, поскольку включение наполнителя преимущественно влияло на

кристаллизацию ПТФЭ и не приводило к образованию нового фазового набора. Предполагается, что глобулярная морфология оксида алюминия распределяет напряжения более изотропно по сравнению с пластинчатыми наполнителями и может частично восстанавливать упорядоченность ПТФЭ при больших продолжительностях криообработки.

В табл. 2 приведены данные по степени кристалличности и среднему размеру кристаллитов для всех исследованных составов. Криогенная обработка повышает кристалличность ПТФЭ без наполнителей с 88,92 % (PU) до 89,04 % (P8), достигая максимума 90,15 % при 12 ч с последующим снижением до 89,64 % (P16). Средний размер кристаллитов уменьшается со 172,0 нм (PU) до 114,6 нм (P8) и достигает минимальных значений при 12 ч. Выявленные изменения свидетельствуют о молекулярном переупорядочении и структурной перестройке под действием напряжений, что приводит к увеличению кристаллической доли и модификации когерентности кристаллитов через генерацию и релаксацию дефектов [26].

Для композита со слюдой криогенная обработка повышает кристалличность до максимума 89,66 % при 8 ч (M8) при снижении среднего размера кристаллитов до 162,5 нм, что указывает на улучшение упорядоченности за счет структурного измельчения. При увеличении выдержки кристалличность снижается до 84,58 % (M12) и 82,86 % (M16), тогда как размер кристаллитов

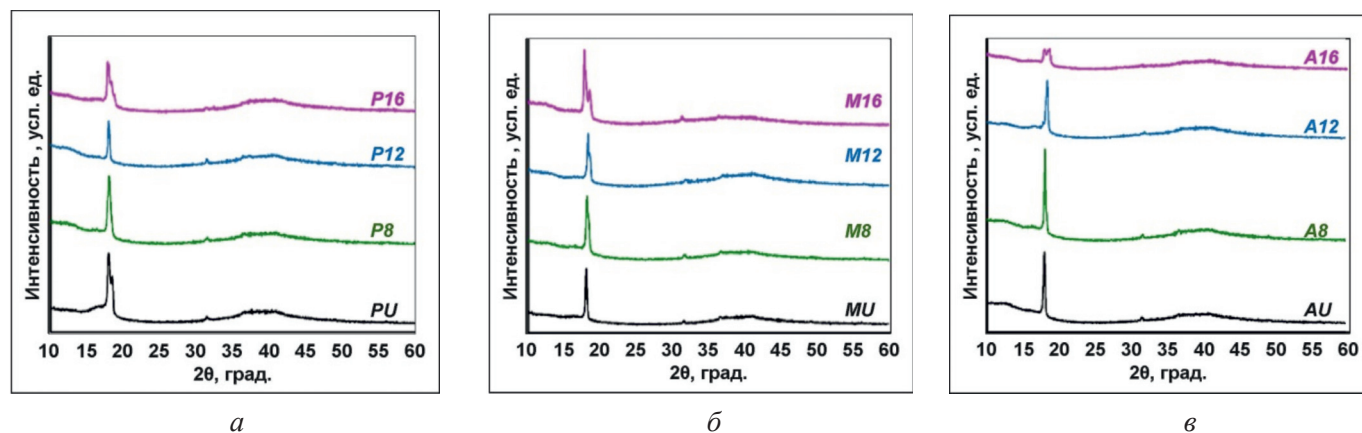


Рис. 6. Дифрактограммы исходных и криогенно обработанных образцов:

а – ПТФЭ без наполнителей; б – ПТФЭ + 1,0 масс. % наноразмерной слюды; в – ПТФЭ + 1,5 масс. % наноразмерного оксида алюминия

Fig. 6. XRD patterns of:

а – neat PTFE; б – the mica-PTFE composite; в – the alumina-PTFE composite in the untreated and cryo-treated states

**Степень кристалличности и средний размер кристаллитов исследованных образцов
(данные расчетов) /**

Crystallinity and average crystallite size of the studied samples

Свойство / Properties	PU	P8	P12	P16	MU	M8	M12	M16	AU	A8	A12	A16
Степень кристалличности, % / Crystallinity (%)	88,92	89,04	90,15	89,64	88,17	89,66	84,58	82,86	86,95	82,16	85,95	88,21
Средний размер кристаллитов, нм / Average crystallite size (nm)	172,0	114,6	100,61	163,66	189,5	162,5	252,5	329,0	157,0	238,75	163,2	128,0

возрастает. Данное сочетание – снижение кристалличности с одновременным ростом кристаллитов – свидетельствует о том, что длительное криогенное воздействие в присутствии чешуйчатых частиц слюды способствует коалесценции кристаллических доменов, усиливая межфазную микродеформацию и разупорядочение на границах «ПТФЭ – слюда».

Для композита с оксидом алюминия после 16-часовой обработки зафиксировано повышение кристалличности до 88,21 % и снижение размера кристаллитов до минимального значения 128,0 нм (против 86,95 % и 157,0 нм в необработанном состоянии AU). Увеличение кристалличности с одновременным измельчением кристаллитов указывает на фрагментацию крупных доменов в более мелкие и однородно упорядоченные структуры.

Выявленные структурные изменения согласуются с механическими и трибологическими данными. Рост степени кристалличности увеличивает долю жестких несущих доменов, что повышает твердость и прочность при растяжении, снижая склонность к пропахиванию и адгезионному вытягиванию. Измельчение кристаллитов способствует более однородному распределению напряжений, задерживает инициирование трещин и повышает микроструктурную стабильность при контактном нагружении. Оптимальные режимы – 12 ч для ПТФЭ без наполнителей, 8 ч для композита со слюдой и 16 ч для композита с оксидом алюминия – обеспечивают согласованную структурно-свойственную корреляцию с наблюдаемыми механическими и трибологическими характеристиками. Данные РФА также корре-

лируют с РЭМ-изображениями (см. следующий раздел).

Наблюдаемые изменения превышали экспериментальную погрешность, что подтверждает значимость структурной эволюции под действием криогенной обработки.

**ИК-спектроскопия с преобразованием Фурье
(ИК-Фурье)**

*Влияние криогенной обработки
на спектры ПТФЭ без наполнителей*

ИК-Фурье-спектры исходного и криогенно обработанного ПТФЭ (8, 12 и 16 ч) практически идентичны (рис. 7). Характеристические полосы сохраняются при всех длительностях выдержки: асимметричные и симметричные валентные колебания C–F (1201...1199 и 1145...1143 см⁻¹),

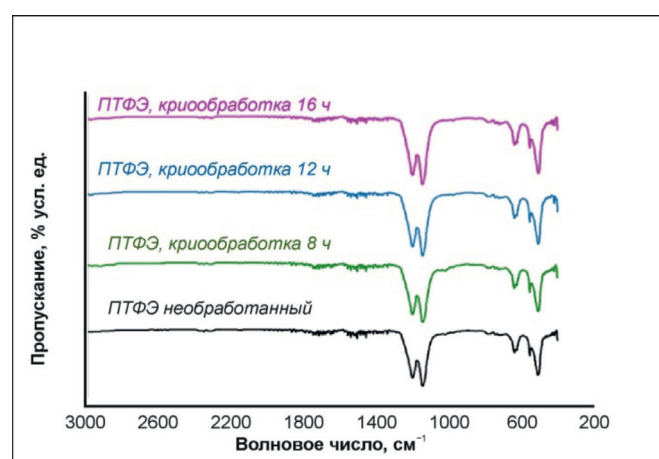


Рис. 7. ИК-Фурье-спектры образцов ПТФЭ в необработанном состоянии и после криогенной обработки с выдержкой 8, 12 и 16 ч

Fig. 7. Comparative FTIR spectra of untreated and cryo-treated PTFE (8, 12, and 16 h)

маятниковые колебания CF_2 ($777\ldots 779\text{ см}^{-1}$), скелетное колебание CF_2 (634 см^{-1}), а также скелетные моды $\text{C}-\text{C}$ (551 и $505\ldots 507\text{ см}^{-1}$).

Инвариантность спектров подтверждает структурную стабильность кристаллической цепи ПТФЭ при криогенном циклировании; изменения ограничены поверхностными или дефектными областями.

В области высоких волновых чисел исходный ПТФЭ демонстрирует полосы валентных колебаний $\text{O}-\text{H}$ при 3786 и 3701 см^{-1} (адсорбированная влага). После криогенной обработки эти полосы исчезают, появляется одна полоса при 3741 см^{-1} для всех обработанных образцов, что указывает на перестройку влаги в более однородное окружение со слабыми водородными связями.

Полоса $\text{C}-\text{H}$ от слабых органических остатков при $\sim 2924\text{ см}^{-1}$ незначительно смещается к 2926 см^{-1} при 8 ч и исчезает при 12 и 16 ч ; новая полоса при 2976 см^{-1} появляется при более длительных выдержках, что свидетельствует об ориентационных эффектах цепей.

Новые полосы при 1867 и 1739 см^{-1} указывают на образование карбонильных групп, вероятно, вследствие поверхностного окисления при нагреве до комнатной температуры или в дефектных аморфных областях. Дополнительные пики при 1514 и 1454 см^{-1} соответствуют ненасыщенным или кислородсодержащим фрагментам [16, 26]. Доминирующие острые пики $\text{C}-\text{F}$ основной цепи позволяют рассматривать указанные изменения как поверхностные, не свидетельствующие об объемной деградации ПТФЭ. Таким образом, криогенная обработка ПТФЭ без наполнителей влияет преимущественно на химию поверхностных явлений, не затрагивая целостность кристаллической цепи.

ИК-Фурье-отклик нанокомпозита ПТФЭ + 1,0 масс. % наноразмерной слюды

ИК-Фурье-спектры исходного и криогенно обработанного композита со слюдой представлены на рис. 8. Композит демонстрирует более выраженную чувствительность к криогенной обработке по сравнению с ненаполненным ПТФЭ, проявляя дополнительные спектральные изменения.

В исходном состоянии фиксируются OH -полосы при 3784 и 3703 см^{-1} . После криогенной обработки высокочастотная полоса смещается

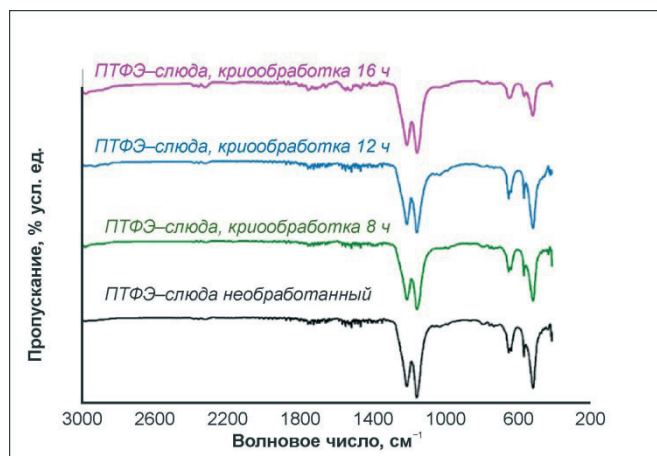


Рис. 8. Сравнительные ИК-Фурье-спектры необработанного и криогенно обработанного композита ПТФЭ-слюда (8, 12 и 16 ч)

Fig. 8. Comparative FTIR spectra of untreated and cryo-treated mica-PTFE composite (8, 12, and 16 h)

к 3898 см^{-1} при 8 ч и затем исчезает; низкочастотная полоса ($\sim 3703\text{ см}^{-1}$) трансформируется в стабильную полосу при 3741 см^{-1} , сохраняющуюся при выдержке любой длительности. Указанные изменения свидетельствуют о перестройке поверхностной влаги и ее взаимодействии с силанольными группами ($\text{Si}-\text{OH}$) на поверхности слюды с последующей стабилизацией в более однородном OH -окружении.

Композит демонстрирует более значительное химическое модифицирование в области среднего инфракрасного диапазона. Карбонильные полосы $\text{C}=\text{O}$ появляются при 1969 см^{-1} (только при 12 ч), 1867 см^{-1} (12 и 16 ч), $1739\ldots 1793\text{ см}^{-1}$ (при выдержке любой длительности) и $1645\ldots 1651\text{ см}^{-1}$ (12 и 16 ч). Полосы ненасыщенных фрагментов при 1514 см^{-1} наблюдаются при 12 и 16 ч ; деформационные колебания $\text{C}-\text{H}/\text{C}=\text{C}$ при 1454 см^{-1} фиксируются при всех режимах обработки.

Полосы при 1340 и 1369 см^{-1} (12 и 16 ч) соответствуют деформационным колебаниям CF_3 или $\text{C}-\text{F}$, указывая на разрыв цепей и образование концевых групп CF_3 . Асимметричное валентное колебание $\text{Si}-\text{O}$ ($\sim 1020\text{ см}^{-1}$) появляется при 12 ч , что свидетельствует об усилении спектроскопического сигнала от поверхности наноразмерной слюды, вероятно, вследствие изменения ориентации или экспонирования частиц [16].

Основные пики $\text{C}-\text{F}$ ($1192\ldots 1199$ и $1143\ldots 1145\text{ см}^{-1}$) сохраняются. Однако полоса маятниковых колебаний CF_2 при 779 см^{-1} , при-

существующая при 8 и 12 ч, исчезает при 16 ч, что указывает на потерю регулярных конформаций CF_2 при длительной выдержке вследствие концентрации напряжений на межслоевых границах. Скелетные колебания CF_2 смещаются с 632 до 634...637 cm^{-1} ; новая полоса $\text{C}-\text{C}$ при 561 cm^{-1} появляется во всех обработанных состояниях, свидетельствуя о переупаковке и повышенной гетерогенности основной цепи ПТФЭ вокруг жестких чешуйчатых частиц.

*ИК-Фурье-отклик композита
ПТФЭ + 1,5 масс. % наноразмерного
оксида алюминия*

В композите с оксидом алюминия криогенная обработка вызывает умеренные, но характерные изменения в гидроксильной и межфазной областях (рис. 9). Исходный композит не демонстрирует выраженной ОН-полосы с высокими волновыми числами; после криогенной обработки во всех образцах появляются полосы в области 3739...3741 cm^{-1} , отнесенные к поверхностной влаге и гидроксильрованным центрам оксида алюминия, становящимся более ИК-активными (способными поглощать инфракрасное излучение) после криоциклирования. Сохранение этих полос при выдержке любой длительности указывает на формирование стабильного межфазного окружения «оксид алюминия – влага/ПТФЭ».

Во всех обработанных образцах присутствует СН-сигнал при 2976...2974 cm^{-1} (отсутствующий в исходном состоянии), что обусловлено,

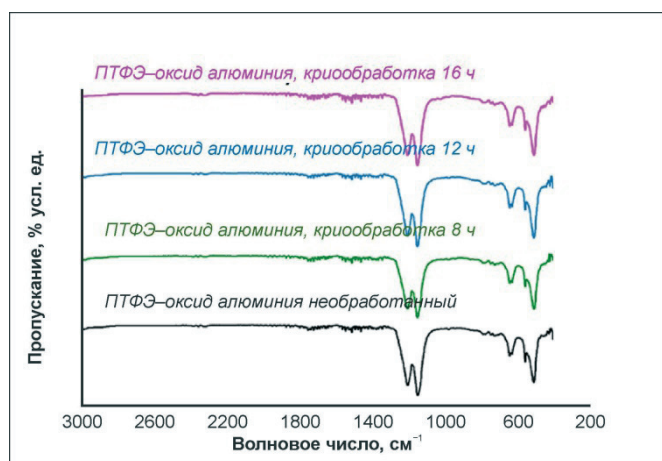


Рис. 9. ИК-Фурье-спектры композита ПТФЭ + 1,5 масс. % Al_2O_3 в необработанном состоянии и после криогенной обработки с выдержкой 8, 12 и 16 ч

Fig. 9. Comparative FTIR spectra of untreated and cryo-treated alumina-PTFE composite (8, 12, and 16 h)

вероятно, следами органических остатков или концевыми группами либо дефектными центрами на межфазной границе. Карбонильные полосы и дефектные признаки относительно слабы и нестабильны: $\text{C}=\text{O}$ при 1739 cm^{-1} появляется при 8 и 12 ч и исчезает при 16 ч; полосы при 1546, 1514 и 1454 cm^{-1} фиксируются эпизодически, что указывает на образование окислительных фрагментов с последующей релаксацией, переориентацией или рекомбинацией.

Асимметричное и симметричное валентные колебания $\text{C}-\text{F}$ сохраняются при 1199 и 1145 cm^{-1} соответственно, что подтверждает целостность основной цепи ПТФЭ. Маятниковые колебания CF_2 при 779...777 cm^{-1} , отсутствующие в исходном композите, фиксируются во всех криогенно обработанных образцах, что свидетельствует о повышенной упорядоченности или стесненных конформациях звеньев CF_2 вблизи частиц оксида алюминия. Вторичная мода маятниковых колебаний при 719 cm^{-1} наблюдается только при 12 ч и указывает на промежуточную упорядоченность. Скелетные колебания CF_2 и $\text{C}-\text{C}$ не исчезают; фиксируются лишь незначительные изменения упаковки цепей вокруг глобулярных частиц в отличие от значительных структурных нарушений в композите со слюдой [27].

*Влияние морфологии наполнителя по данным
инфракрасной спектроскопии на основе
преобразования Фурье*

Данные инфракрасной спектроскопии на основе преобразования Фурье выявляют определяющую роль морфологии наполнителя в криогенном поведении ПТФЭ-композитов.

Глобулярный наноразмерный оксид алюминия (1,5 масс. %) формирует точечные контакты с матрицей. Спектроскопически это проявляется в длительно сохраняющихся ОН-полосах (поверхность Al_2O_3), слабых и кратковременных карбонильных признаках, а также стабильных полосах основной цепи CF_2 и маятниковых колебаниях. Глобулярная геометрия обеспечивает равномерное распределение напряжений без локальных концентраторов и упорядоченное окружение ПТФЭ вокруг частиц. Криоиндуцированные дефекты остаются умеренными, межфазная область химически и структурно стабильна, что подтверждается улучшенными механическими свойствами.

Напротив, чешуйчатая наноразмерная слюда (1,0 масс. %) с высоким аспектным отношением и протяженными плоскими границами вызывает более серьезные структурные нарушения. ИК-Фурье-спектры демонстрируют интенсивные карбонильные полосы, ненасыщенные фрагменты (1514 и 1454 см^{-1}), деформационные колебания CF_3 (1340 и 1369 см^{-1}), активацию Si-O , исчезновение моды CF_2 при длительной выдержке и появление новой скелетной полосы C-C (561 см^{-1}). Эти признаки указывают на межфазные напряжения, разрыв цепей ПТФЭ, дефторирование и структурную гетерогенность, обусловленные пластинчатой морфологией, что коррелирует с более низкими механическими показателями композита со слюдой.

Растровая электронная микроскопия

На рис. 10 представлены РЭМ-изображения поверхностей разрушения исходного и криогенно обработанного ПТФЭ без наполнителей (8, 12 и 16 ч). Исходный ПТФЭ (PU) характеризуется компактной, относительно гладкой поверхностью разрушения с пластинчатыми структурами и ограниченной волокнистостью, что указывает на низкое микроуровневое перекрытие трещин и низкое внутреннее механическое сцепление.

После 8-часовой выдержки (P8) поверхность становится более шероховатой; появляются волокнообразные перемиčky между локальными впадинами, свидетельствующие о начале фибриллообразования. Наиболее выраженные изменения наблюдаются при 12 ч (P12): формируется плотная микрофибриллярная сеть, охватывающая поверхность излома. Фибриллы перекрывают плоскость трещины, отклоняют ее траекторию и способствуют диссипации энергии за счет вытягивания – механизма, повышающего вязкость разрушения ПТФЭ. В то время как микроструктуры типа «узел – фибрилла» обычно описываются в литературе по ПТФЭ и непосредственно связываются с распределением нагрузки и механическим откликом, РЭМ-исследования фибрилл и узлов обычно используются для описания влияния на изменение прочности при растяжении. При 16 ч (P16) фибриллярная морфология становится нарушенной и частично разрушенной (пучки, разрывы, зоны деградации), что указывает на образование микропор и концентраторов напряжений, снижающих эффективность мостиковой сети [28].

Таким образом, оптимальная фибриллярная структура формируется при 12-часовой обработке, что согласуется с максимальными значениями прочности при растяжении и сжатии для

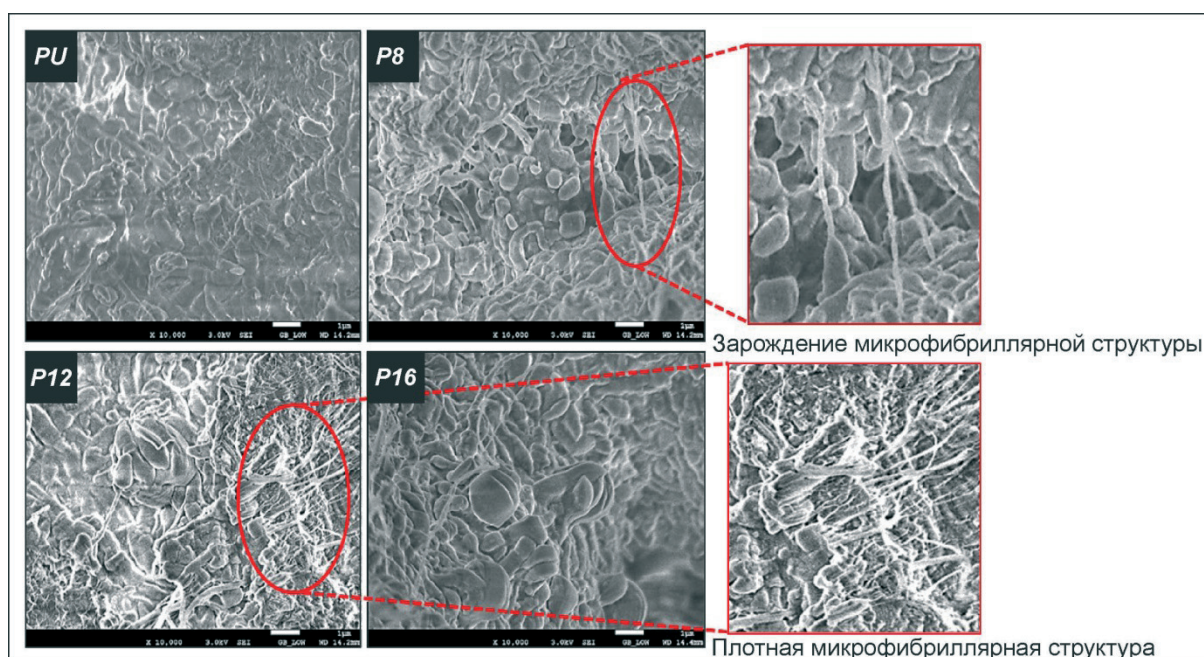


Рис. 10. Микрофотографии РЭМ поверхности излома необработанного и криогенно обработанного ПТФЭ при различной продолжительности выдержки: 8, 12 и 16 ч

Fig. 10. Comparative SEM images of untreated and cryo-treated neat PTFE (8, 12, and 16 h)

указанного режима. Такое поведение с оптимальным временем выдержки также согласуется с общей концепцией, согласно которой криогенная обработка способна изменять микроструктуру полимера (например, эффекты перестройки / термических напряжений и изменение кристалличности или фазовой организации), а отклик свойств является зависимой от времени функцией (немонотонной). Полученный оптимум коррелирует с данными из научной литературы, согласно которым криогенная обработка ПТФЭ в диапазоне ~12 ч обеспечивает структурную перестройку и повышение механических свойств.

На рис. 11 представлены РЭМ-изображения поверхностей излома исходного и криогенно обработанного композита ПТФЭ с наноразмерной слюдой. Исходный композит (MU) демонстрирует относительно однородную, компактную морфологию с матрично-доминирующим разрушением и отсутствием четких признаков пластин на поверхности, что указывает на низкое перекрытие трещин и неэффективную передачу напряжений.

После 8-часовой выдержки (M8) на поверхности идентифицируется крупная чешуйка

слюды в виде гладкой плоской области. Окружающий ПТФЭ находится в тесном контакте с границей пластины без зазоров; тонкие вытянутые структуры вокруг пластины свидетельствуют о механическом сцеплении и хорошей адгезии. Качество межфазной границы является ключевым фактором: плотный контакт обеспечивает эффективную передачу нагрузки, отклонение трещин и повышенное поглощение энергии [30]. В системах, армированных пластинчатыми наполнителями, высокое качество межфазной границы также способствует отклонению трещин и их закреплению вокруг пластины (более высокое поглощение энергии), тогда как слабое связывание, напротив, вызывает дегезию, микрообразование пор и вытягивание пластин, что снижает прочность. Эти механизмы широко используются для интерпретации поверхностей излома в слоистых/пластинчатонаполненных полимерных композитах. При 12 ч (M12) поверхность излома становится более гомогенизированной и деформированной, но признаки плотной межфазной границы, наблюдаемые при 8 ч, выражены слабее, что указывает на снижение эффективности армирования [30].

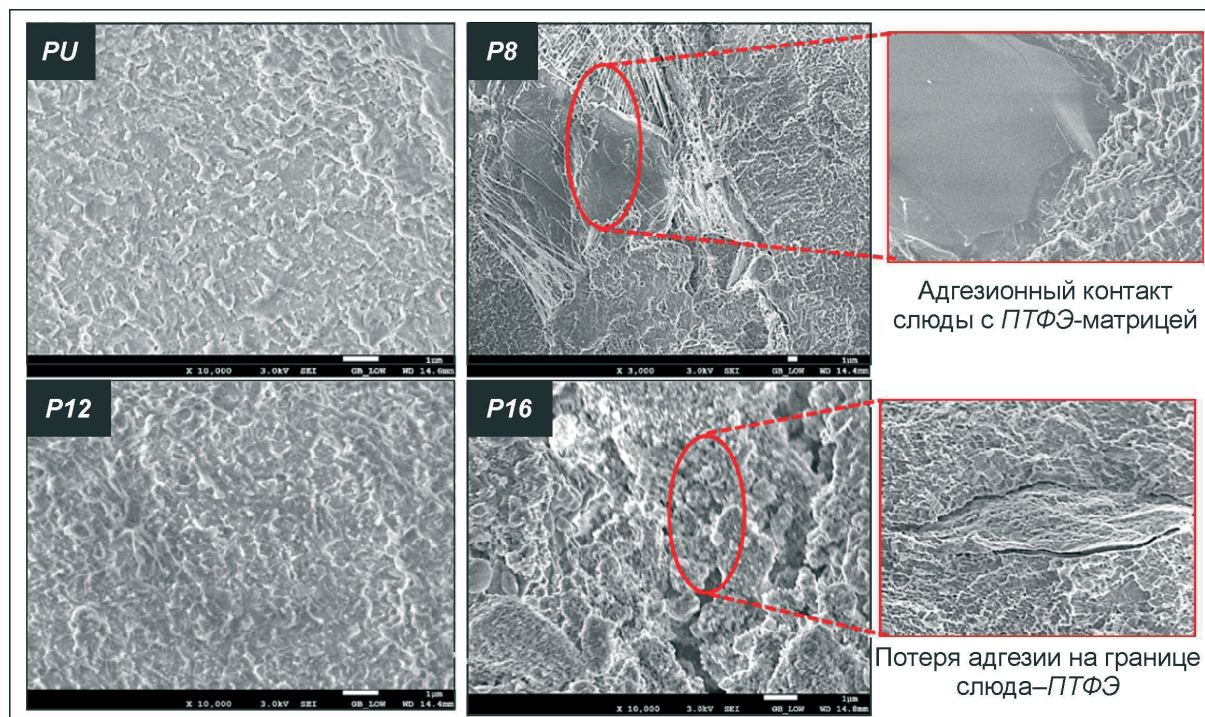


Рис. 11. Микрофотографии РЭМ поверхности излома необработанного и криогенно обработанного нанокompозита ПТФЭ + 1,0 масс. % слюды при различной продолжительности выдержки: 8, 12 и 16 ч

Fig. 11. Comparative SEM images of untreated and cryo-treated mica-PTFE nanocomposites (8, 12, and 16 h)

При 16 ч (M16) фиксируется наиболее неблагоприятная морфология с выраженным расслоением – трещиной и плоскостным разделением, что свидетельствует о межфазной дегезии и росте микротрещин вследствие накопления термических напряжений при длительном криогенном воздействии.

Таким образом, 8-часовая обработка является оптимальной для композита со слюдой, поскольку обеспечивает наилучшее межфазное связывание и непрерывность, что объясняет максимальные значения прочности при растяжении и сжатии, зафиксированные для данного режима.

На рис. 12 поверхность излома исходного композита ПТФЭ с наноразмерным оксидом алюминия (AU) характеризуется матрично-доминирующей морфологией с относительно грубой, слабо фибриллизованной структурой. Крупная глобулярная частица оксида алюминия окружена зонами межфазной несплошности, что свидетельствует о неполной передаче нагрузки от матрицы к наполнителю.

Криогенная обработка последовательно меняет морфологию излома. После 8-часовой выдержки (A8) поверхность становится более

шероховатой с признаками локализованной деформации, однако вокруг областей, обогащенных оксидом алюминия, наблюдаются межфазные нарушения (ранняя дегезия или следы вытягивания частиц), что указывает на недостаточную стабилизацию наполнителя в матрице. При 12 ч (A12) увеличивается количество вытянутых структур ПТФЭ по всей поверхности, свидетельствуя о повышенной пластической деформации матрицы, но признаки закрепления частиц выражены слабее, чем при максимальной выдержке. Наиболее выраженные изменения фиксируются при 16 ч (A16): глобулярная частица оксида алюминия хорошо позиционирована и окружена фибриллизованной сетью ПТФЭ, причем матрица плотно прилегает к частице без признаков отделения. Такая морфология обеспечивает механическое переплетение фибрилл с наполнителем, подавляет вытягивание частиц, способствует передаче напряжений и диссипации энергии при разрушении.

Эффективность передачи напряжений в композитах с керамическими частицами определяется прочностью межфазного связывания: более прочная граница позволяет наполнителю уча-

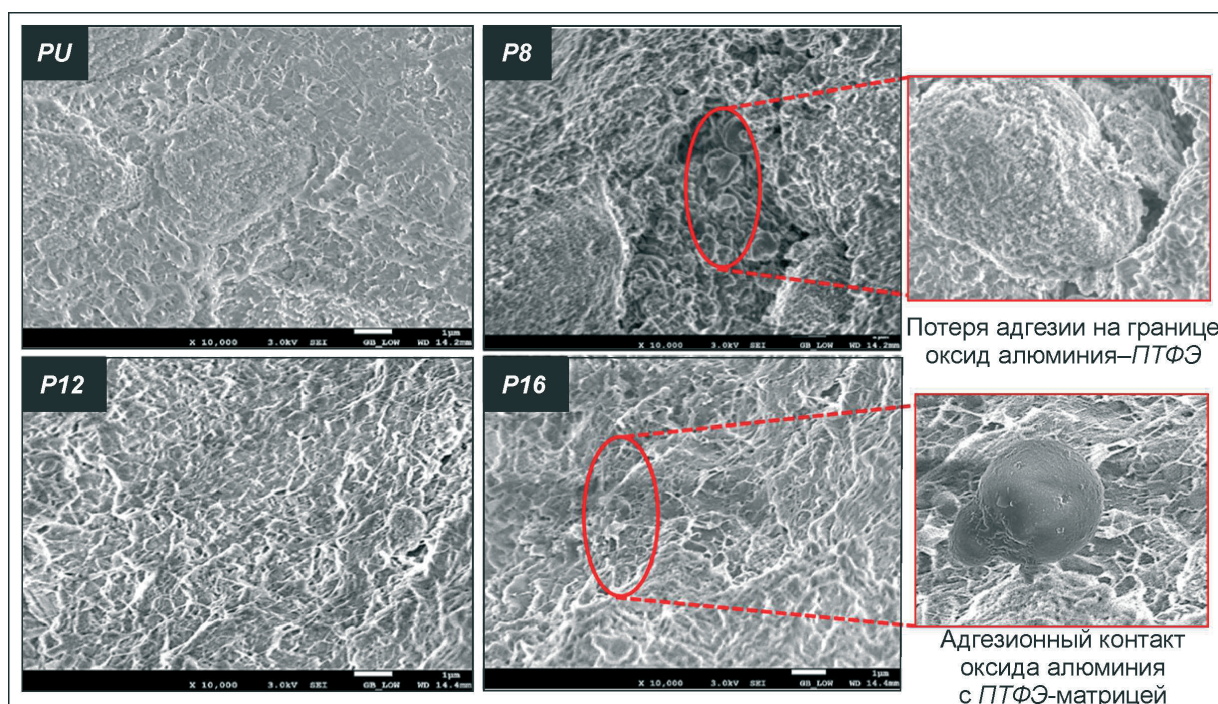


Рис. 12. Микрофотографии РЭМ поверхности излома необработанного и криогенно обработанного нанокompозита ПТФЭ + 1,5 масс. % Al_2O_3 при различной продолжительности выдержки: 8, 12 и 16 ч

Fig. 12. Comparative SEM images of untreated and cryo-treated alumina-PTFE nanocomposites (8, 12, and 16 h)



ствовать в распределении нагрузки без дегезии [30]. Данные РЭМ показывают, что 16-часовая криогенная обработка является оптимальной для композита с оксидом алюминия: микроструктура характеризуется улучшенной межфазной непрерывностью и анкеровкой частиц, что коррелирует с максимальными значениями прочности при растяжении и сжатии.

Данные ИК-Фурье-спектроскопии свидетельствуют о том, что криогенная обработка влияет на химию поверхностных явлений ПТФЭ (влага, CO_2 , следы окисления), не затрагивая кристаллическую структуру C–F-цепи.

В композите с глобулярным наноразмерным оксидом алюминия криоциклирование вызывает слабый и обратимый окислительный сигнал, улучшая локальное упорядочение CF_2 вокруг частиц и формируя стабильное межфазное напряженное состояние. Напротив, введение высокоаспектной наноразмерной слюды приводит к крупномасштабным устойчивым окислительным и дефектным структурам, искажению основной цепи и повышенной химической гетерогенности, что указывает на сильные межфазные напряжения и разрыв цепей.

Таким образом, морфология наполнителя (глобулярная или пластинчатая) определяет влияние криогенной обработки на межфазную химию и целостность основной цепи ПТФЭ-композитов, что обуславливает различия в макроскопических механических свойствах.

Данные рентгенофазового анализа, ИК-Фурье-спектроскопии и растровой электронной микроскопии в совокупности свидетельствуют о том, что морфология наполнителя определяет структурную эволюцию, межфазную стабильность и микроструктурный отклик ПТФЭ-наноккомпозитов при продолжительной криогенной обработке.

ПТФЭ без наполнителей демонстрирует оптимум механических и трибологических свойств при 12-часовой выдержке. Композит с наноразмерной слюдой (пластинчатый наполнитель) достигает пика при 8 ч, но деградирует при более длительной обработке вследствие межфазной дегезии и микротрещин вдоль плоских границ. Напротив, композит с наноразмерным оксидом алюминия (глобулярный наполнитель) прогрессивно улучшает характеристики вплоть до 16 ч, демонстрируя максимальные прочность

при растяжении и сжатии, твердость и износостойкость. Данное поведение обусловлено изотропным распределением напряжений, прочным закреплением частиц и стабильными межфазными границами, что подтверждено рентгенофазовым анализом (измельчение кристаллитов), ИК-Фурье-спектроскопией (стабильная межфазная химия) и растровой электронной микроскопией (улучшенное механическое сцепление).

Таким образом, морфология наполнителя не только определяет степень упрочнения, но и задает оптимальную продолжительность криогенной обработки. Глобулярный оксид алюминия предпочтителен для длительной криообработки, тогда как чешуйчатая слюда эффективна лишь при коротких выдержках. Результаты настоящей работы представляют практическую основу для разработки высокоэффективных криогенно-модифицированных ПТФЭ-наноккомпозитов для трибологических узлов (уплотнителей, подшипников, поршневых колец).

Заклучение

Криогенная обработка при -185°C модифицирует свойства ПТФЭ и наноккомпозитов на его основе в зависимости от продолжительности выдержки и морфологии наполнителя. Ниже представлены основные выводы.

1. ПТФЭ без наполнителей достигает оптимального баланса механических и трибологических свойств после 12-часовой обработки вследствие микроструктурной перестройки и повышения кристалличности.

2. Композит с наноразмерной слюдой (чешуйчатый наполнитель) демонстрирует максимальные характеристики при 8 ч; увеличение выдержки (> 8 ч) вызывает межфазную дегезию, микротрещинообразование и ухудшение свойств из-за протяженных плоских межфазных границ.

3. Композит с наноразмерным оксидом алюминия (глобулярный наполнитель) прогрессивно улучшает свойства с ростом времени выдержки, достигая наилучшего сочетания прочности, твердости и износостойкости при 16 ч благодаря стабильной межфазной анкеровке и изотропному распределению напряжений.

4. Морфология наполнителя определяет эффективность криогенной обработки: глобулярный оксид алюминия предпочтителен для дли-

тельной выдержки, чешуйчатая слюда – для короткой.

5. Данные, полученные в ходе механических, трибологических и микроструктурных исследований, зафиксированные с помощью рентгенофазового анализа, ИК-Фурье-спектроскопии и растровой электронной микроскопии) взаимно согласуются, подтверждая оптимальные режимы: P12, M8 и A16.

Таким образом, морфология наполнителя и продолжительность криогенной обработки должны быть оптимизированы совместно. Результаты работы создают основу для проектирования высокоэффективных криогенно-модифицированных ПТФЭ-наноккомпозитов для трибологических узлов (уплотнителей, подшипников, поршневых колец).

Список литературы

1. Role of reinforcement on the tribological properties of polytetrafluoroethylene composites: A comprehensive review / D. Deshwal, S.U. Belgamwar, S.I. Bekinal, M. Doddamani // *Polymer Composites*. – 2024. – Vol. 45. – P. 14475–14497.
2. Puts G.J., Crouse P., Ameduri B.M. Polytetrafluoroethylene: Synthesis and characterization of the original extreme polymer // *Chemical Reviews*. – 2019. – Vol. 119. – P. 1763–1805.
3. Dhanumalayan E., Joshi G.M. Performance properties and applications of polytetrafluoroethylene (PTFE) – A review // *Advanced Composites and Hybrid Materials*. – 2018. – Vol. 1. – P. 247–268.
4. Zhao G., Zhu S. Al₂O₃/PTFE composites for marine self-lubricating bearings: Modulation mechanism of alumina particle size on material mechanical properties and tribological behaviour // *Lubricants*. – 2025. – Vol. 13 (9). – DOI: 10.3390/lubricants13090377.
5. Kinloch A.J., Taylor A.C. The mechanical properties and fracture behaviour of epoxy–inorganic micro- and nano-composites // *Journal of Materials Science*. – 2006. – Vol. 41. – P. 3271–3297.
6. Chemical and mechanical characterization of unprecedented transparent epoxy–nanomica composites – New model insights for mechanical properties / G. Ongaro, A. Pontefisso, E. Zeni, F. Lanero, A. Famengo, F. Zorzi, M. Zaccariotto, U. Galvanetto, P. Fiorentin, R. Gobbo, R. Bertani, P. Sgarbossa // *Polymers*. – 2023. – Vol. 15. – P. 1456. – DOI: 10.3390/polym15061456.
7. Cheng H.Y., Jiang G.J., Hung J.Y. Enhanced mechanical and thermal properties of PS/mica and PMMA/mica nanocomposites by emulsion polymerization // *Polymer Composites*. – 2009. – Vol. 30 (4). – P. 351–356.
8. On the importance of specific interface area in clay nanocomposites of PMMA filled with synthetic nanomica / M. Ziadeh, B. Fischer, J. Schmid, V. Altstädt, J. Breu // *Polymer*. – 2014. – Vol. 55 (16). – P. 3770–3781. – DOI: 10.1016/j.polymer.2014.05.063.
9. Panda J.N., Bijwe J., Pandey R.K. On the significant enhancement in the performance properties of PAEK composite by inclusion of a small amount of nano-mica particles // *Tribology International*. – 2019. – Vol. 136. – P. 87–104.
10. Effect of filler particle shape on plastic–elastic mechanical behavior of high density poly(ethylene)/mica and poly(ethylene)/wollastonite composites / L. Lapčík, D. Mañas, B. Lapčíková, M. Vašina, M. Staněk, K. Čépe, J. Vlček, K.E. Waters, R.W. Greenwood, N.A. Rowson // *Composites Part B: Engineering*. – 2018. – Vol. 141. – P. 92–99. – DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.12.035.
11. Effect of particle size on the wear resistance of alumina-filled PTFE micro- and nanocomposites / S.E. McElwain, T.A. Blanchet, L.S. Schadler, W.G. Sawyer // *Tribology Transactions*. – 2008. – Vol. 51 (2). – P. 247–253.
12. Hybrid of micro-aramid and nano-alumina prominently enhanced the wear resistance of polytetrafluoroethylene composites / Y. Tian, R. Li, Z. Wang, S. Zheng, Q. Che, J. Zhang // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. – 2024. – Vol. 44. – P. 2138–2148. – DOI: 10.1177/07316844241253467.
13. Tóth L.F., De Baets P., Szabényi G. Thermal, viscoelastic, mechanical and wear behaviour of nanoparticle filled polytetrafluoroethylene: A comparison // *Polymers*. – 2020. – Vol. 12 (10). – P. 1940.
14. Burris D.L., Sawyer W.G. Improved wear resistance in alumina-PTFE nanocomposites with irregular shaped nanoparticles // *Wear*. – 2006. – Vol. 260. – P. 915–918.
15. Burris D.L., Sawyer W.G. Tribological sensitivity of PTFE/alumina nanocomposites to a range of traditional surface finishes // *Tribology Transactions*. – 2005. – Vol. 48 (2). – P. 147–153.
16. To investigate the wear mechanism on cryogenic treatment of PTFE-mica filled composite coatings in cookware / V.S. Damdhar, K.N. Pande, D.R. Peshwe, C.L. Gogte // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2015. – Vol. 68 (4). – P. 611–621. – DOI: 10.1007/s12666-014-0491-7.
17. Brown E.N., Dattelbaum D.M. The role of crystalline phase on fracture and microstructure evolution of polytetrafluoroethylene (PTFE) // *Polymer*. – 2005. – Vol. 46 (9). – P. 3056–3068.
18. Mechanical and tribological properties of polytetrafluoroethylene composites with carbon fiber and layered silicate fillers / A.P. Vasilev, T.S. Struchkova, L.A. Nikiforov, A.A. Okhlopkova, P.N. Grakovich, E.L. Shim, J.-H. Cho // *Molecules*. – 2019. – Vol. 24 (2). – P. 224.



19. X-ray powder diffraction study of polytetrafluoroethylene / Yu.A. Lebedev, Yu.M. Korolev, V.M. Polikarpov, L.N. Ignat'eva, E.M. Antipov // *Crystallography Reports*. – 2010. – Vol. 55 (4). – P. 609–614.
20. Structure of polytetrafluoroethylene modified by the combined action of γ -radiation and high temperatures / A.S. Smolyanskii, E.D. Politova, O.A. Koshkina, M.A. Arsentyev, P.P. Kusch, L.V. Moskvitin, S.V. Slesarenko, D.P. Kiryukhin, L.I. Trakhtenberg // *Polymers*. – 2021. – Vol. 13 (21). – P. 3678.
21. *Patterson A.L.* The Scherrer formula for X-ray particle size determination // *Physical Review*. – 1939. – Vol. 56. – P. 978–982.
22. The effect of crystallinity on the fracture of polytetrafluoroethylene (PTFE) / E.N. Brown, P.J. Rae, E. Bruce Orler, G.T. Gray III, D.M. Dattelbaum // *Materials Science and Engineering: C*. – 2006. – Vol. 26 (8). – P. 1338–1343.
23. XPS and FTIR studies of polytetrafluoroethylene thin films obtained by physical methods / J. Piwowarczyk, R. Jędrzejewski, D. Moszyński, K. Kwiatkowski, A. Niemczyk, J. Baranowska // *Polymers*. – 2019. – Vol. 11 (10). – P. 1629.
24. Enhancement of friction and wear performance of polytetrafluoroethylene composites through the synergistic effect of hard fillers / D. Yang, Q. Niu, H. Wang, G. Gao, G. Zhao, H. Yang, T. Lv, S. Yang, J. Zhang // *Polymer Composites*. – 2024. – Vol. 46. – P. 4112–4128. – DOI: 10.1002/pc.29227.
25. Tribological and mechanochemical properties of nanoparticle-filled polytetrafluoroethylene composites under different loads / W. Lv, T. Wang, Q. Wang, K.K. Yap, F. Song, C. Wang // *Polymers*. – 2024. – Vol. 16 (7). – DOI: 10.3390/polym16070894.
26. Cryogenic mechanical properties and stability of polymer films for liquid oxygen hoses / Y. Cui, J. Yan, J. Li, D. Chen, Z. Wang, W. Yin, Z. Wu // *Polymers*. – 2023. – Vol. 15 (16). – P. 3423. – DOI: 10.3390/polym15163423.
27. *Nikonovich M., Ramalho A., Emami N.* Effect of cryogenic aging and test-environment on the tribological and mechanical properties of PEEK composites // *Tribology International*. – 2024. – Vol. 194. – DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109554.
28. Mechanical and tribological properties of polymer composite materials based on PTFE filled with natural mica and magnesium aluminium oxide / I. Kapitonova, P. Tarasova, N. Lazareva, A. Okhlopkova, S. Danilova // *Tribology and Materials*. – 2025. – Vol. 4 (2). – P. 56–65. – DOI: 10.46793/tribomat.2025.010.
29. Molecular dynamics simulation and experimental study of the mechanical and tribological properties of GNS-COOH/PEEK/PTFE composites / Z. Dong, H. Tang, B. Yang, S. Wang, Y. Li, L. Liu // *Polymers*. – 2024. – Vol. 16. – DOI: 10.3390/polym16182572.
30. The dominant role of nanofiller-induced tribochemistry in determining the tribological characteristics of PTFE composite systems / S. Huang, Y. Yin, X. Fang, D. Wei, Y. Yuan, Q. Chen // *Polymer Composites*. – 2025. – Vol. 47. – P. 4480–4489. – DOI: 10.1002/pc.70440.

Конфликт интересов

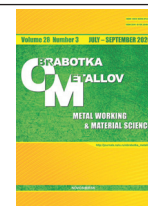
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of filler morphology on cryogenic treatment sintered PTFE nanocomposites

Vinod Damdhar^{1, 2, a, *}, Kavita Pande^{3, b}, Arun Autee^{1, c}

¹ Mechanical Engineering Department, Maharashtra Institute of Technology, Chhatrapati Sambhajanagar (Aurangabad), M.S., 431010, India

² Center for Engineering Exploration, C.S.M.S.S. Chh. Shahu College of Engineering, Chhatrapati Sambhajanagar (Aurangabad), M.S., 431010, India

³ Matverse Vision Pvt Ltd, Nagpur, M.S., 440001, India

^a <https://orcid.org/0000-0002-3719-0157>, vinod.damdhar@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0003-3201-4418>, kavita19pande@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0003-2132-0532>, arun.autee@mit.asia

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 02 May 2026

Revised: 25 May 2026

Accepted: 05 June 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Sintered PTFE composites

Nano-alumina

Nano-mica

Cryogenic treatment

Filler geometry

ABSTRACT

Introduction. Polytetrafluoroethylene (PTFE) has outstanding chemical resistance and a low friction coefficient but weak mechanical properties and wear resistance, which restrict its wider use in tribological applications. Thus, *the present study aims* to investigate the coupled influence of nano-filler geometry and cryogenic treatment on the structure–property evolution of PTFE nanocomposites. **Materials and methods.** The optimized nanocomposite systems (1.0 wt.% nano-mica and 1.5 wt.% nano-alumina), along with neat PTFE, were produced by cold compression moulding and sintering. The specimens were soaked for 8, 12, and 16 h in liquid nitrogen at -185°C and then evaluated for mechanical, tribological, and structural properties using XRD, FTIR, and SEM. **Results and discussion.** Compared to untreated PTFE (~ 27.6 MPa tensile strength), both nano-fillers enhanced the strength and wear resistance. The composites exhibited a strong geometry-dependent response to cryogenic treatment. The tensile strength of mica-filled PTFE was at a maximum at 8 h (~ 37.9 MPa), while alumina-filled PTFE reached its peak at 16 h (~ 36.5 MPa). The same trend was observed for hardness and wear resistance. XRD revealed reordering of crystallinity and improved filler–matrix interaction, while SEM showed more stable interfaces in the alumina composites. Extended treatment caused interfacial heterogeneity and defects in mica-filled PTFE, attributed to its flaky morphology. **Conclusion.** Filler geometry is a major determinant of the effectiveness of cryogenic treatment in PTFE nanocomposites. Globular nano-alumina exhibited superior tensile strength, hardness, and wear resistance compared to flaky nano-mica after long-term cryogenic treatment. This study presents important structure–property relationships for the development of PTFE-based nanocomposites for advanced tribological applications.

For citation: Damdhar V., Pande K., Autee A. Effect of filler morphology on cryogenic treatment sintered PTFE nanocomposites. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 6–28. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-6-28. (In Russian).

References

1. Deshwal D., Belgamwar S.U., Bekinal S.I., Doddamani M. Role of reinforcement on the tribological properties of polytetrafluoroethylene composites: A comprehensive review. *Polymer Composites*, 2024, vol. 45, pp. 14475–14497.
2. Puts G.J., Crouse P., Ameduri B.M. Polytetrafluoroethylene: Synthesis and characterization of the original extreme polymer. *Chemical Reviews*, 2019, vol. 119, pp. 1763–1805.
3. Dhanumalayan E., Joshi G.M. Performance properties and applications of polytetrafluoroethylene (PTFE) – A review. *Advanced Composites and Hybrid Materials*, 2018, vol. 1, pp. 247–268.
4. Zhao G., Zhu S. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{PTFE}$ composites for marine self-lubricating bearings: Modulation mechanism of alumina particle size on material mechanical properties and tribological behaviour. *Lubricants*, 2025, vol. 13 (9). DOI: 10.3390/lubricants13090377.

* Corresponding author

Damdhar Vinod, ME. (Manufacturing Engineering), Assistant Professor
 C.S.M.S.S. Chh. Shahu College of Engineering,
 Chhatrapati Sambhajanagar (Aurangabad),
 431010, M.S., India
 Tel.: 91 9607200527, e-mail: vinod.damdhar@gmail.com

5. Kinloch A.J., Taylor A.C. The mechanical properties and fracture behaviour of epoxy–inorganic micro- and nano-composites. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, pp. 3271–3297.
6. Ongaro G., Pontefisso A., Zeni E., Lanero F., Famengo A., Zorzi F., Zaccariotto M., Galvanetto U., Fiorentin P., Gobbo R., Bertani R., Sgarbossa P. Chemical and mechanical characterization of unprecedented transparent epoxy–nanomica composites – New model insights for mechanical properties. *Polymers*, 2023, vol. 15, p. 1456. DOI: 10.3390/polym15061456.
7. Cheng H.Y., Jiang G.J., Hung J.Y. Enhanced mechanical and thermal properties of PS/mica and PMMA/mica nanocomposites by emulsion polymerization. *Polymer Composites*, 2009, vol. 30 (4), pp. 351–356.
8. Ziadeh M., Fischer B., Schmid J., Altstädt V., Breu J. On the importance of specific interface area in clay nanocomposites of PMMA filled with synthetic nano-mica. *Polymer*, 2014, vol. 55 (16), pp. 3770–3781. DOI: 10.1016/j.polymer.2014.05.063.
9. Panda J.N., Bijwe J., Pandey R.K. On the significant enhancement in the performance properties of PAEK composite by inclusion of a small amount of nano-mica particles. *Tribology International*, 2019, vol. 136, pp. 87–104.
10. Lapčík L., Maňas D., Lapčíková B., Vašina M., Staněk M., Čépe K., Vlček J., Waters K.E., Greenwood R.W., Rowson N.A. Effect of filler particle shape on plastic–elastic mechanical behavior of high density poly(ethylene)/mica and poly(ethylene)/wollastonite composites. *Composites Part B: Engineering*, 2018, vol. 141, pp. 92–99. DOI: 10.1016/j.compositesb.2017.12.035.
11. McElwain S.E., Blanchet T.A., Schadler L.S., Sawyer W.G. Effect of particle size on the wear resistance of alumina-filled PTFE micro- and nanocomposites. *Tribology Transactions*, 2008, vol. 51 (2), pp. 247–253.
12. Tian Y., Li R., Wang Z., Zheng S., Che Q., Zhang J. Hybrid of micro-aramid and nano-alumina prominently enhanced the wear resistance of polytetrafluoroethylene composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2024, vol. 44, pp. 2138–2148. DOI: 10.1177/07316844241253467.
13. Tóth L.F., De Baets P., Szebényi G. Thermal, viscoelastic, mechanical and wear behaviour of nanoparticle filled polytetrafluoroethylene: A comparison. *Polymers*, 2020, vol. 12 (10), p. 1940.
14. Burris D.L., Sawyer W.G. Improved wear resistance in alumina-PTFE nanocomposites with irregular shaped nanoparticles. *Wear*, 2006, vol. 260, pp. 915–918.
15. Burris D.L., Sawyer W.G. Tribological sensitivity of PTFE/alumina nanocomposites to a range of traditional surface finishes. *Tribology Transactions*, 2005, vol. 48 (2), pp. 147–153.
16. Damdhar V.S., Pande K.N., Peshwe D.R., Gogte C.L. To investigate the wear mechanism on cryogenic treatment of PTFE-mica filled composite coatings in cookware. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2015, vol. 68 (4), pp. 611–621. DOI: 10.1007/s12666-014-0491-7.
17. Brown E.N., Dattelbaum D.M. The role of crystalline phase on fracture and microstructure evolution of polytetrafluoroethylene (PTFE). *Polymer*, 2005, vol. 46 (9), pp. 3056–3068.
18. Vasilev A.P., Struchkova T.S., Nikiforov L.A., Okhlopko A.A., Grakovich P.N., Shim E.L., Cho J.-H. Mechanical and tribological properties of polytetrafluoroethylene composites with carbon fiber and layered silicate fillers. *Molecules*, 2019, vol. 24 (2), p. 224.
19. Lebedev Yu.A., Korolev Yu.M., Polikarpov V.M., Ignat'eva L.N., Antipov E.M. X-ray powder diffraction study of polytetrafluoroethylene. *Crystallography Reports*, 2010, vol. 55 (4), pp. 609–614.
20. Smolyanskii A.S., Politova E.D., Koshkina O.A., Arsentyev M.A., Kusch P.P., Moskvitin L.V., Slesarenko S.V., Kiryukhin D.P., Trakhtenberg L.I. Structure of polytetrafluoroethylene modified by the combined action of γ -radiation and high temperatures. *Polymers*, 2021, vol. 13 (21), p. 3678.
21. Patterson A.L. The Scherrer formula for X-ray particle size determination. *Physical Review*, 1939, vol. 56, pp. 978–982.
22. Brown E.N., Rae P.J., Bruce Orler E., Gray G.T., III, Dattelbaum D.M. The effect of crystallinity on the fracture of polytetrafluoroethylene (PTFE). *Materials Science and Engineering: C*, 2006, vol. 26 (8), pp. 1338–1343.
23. Piwowarczyk J., Jędrzejewski R., Moszyński D., Kwiatkowski K., Niemczyk A., Baranowska J. XPS and FTIR studies of polytetrafluoroethylene thin films obtained by physical methods. *Polymers*, 2019, vol. 11 (10), p. 1629.
24. Yang D., Niu Q., Wang H., Gao G., Zhao G., Yang H., Lv T., Yang S., Zhang J. Enhancement of friction and wear performance of polytetrafluoroethylene composites through the synergistic effect of hard fillers. *Polymer Composites*, 2024, vol. 46, pp. 4112–4128. DOI: 10.1002/pc.29227.
25. Lv W., Wang T., Wang Q., Yap K.K., Song F., Wang C. Tribological and mechanochemical properties of nanoparticle-filled polytetrafluoroethylene composites under different loads. *Polymers*, 2024, vol. 16 (7). DOI: 10.3390/polym16070894.

26. Cui Y., Yan J., Li J., Chen D., Wang Z., Yin W., Wu Z. Cryogenic mechanical properties and stability of polymer films for liquid oxygen hoses. *Polymers*, 2023, vol. 15 (16), p. 3423. DOI: 10.3390/polym15163423.
27. Nikonovich M., Ramalho A., Emami N. Effect of cryogenic aging and test-environment on the tribological and mechanical properties of PEEK composites. *Tribology International*, 2024, vol. 194. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109554.
28. Kapitonova I., Tarasova P., Lazareva N., Okhlopko A., Danilova S. Mechanical and tribological properties of polymer composite materials based on PTFE filled with natural mica and magnesium aluminium oxide. *Tribology and Materials*, 2025, vol. 4 (2), pp. 56–65. DOI: 10.46793/tribomat.2025.010.
29. Dong Z., Tang H., Yang B., Wang S., Li Y., Liu L. Molecular dynamics simulation and experimental study of the mechanical and tribological properties of GNS-COOH/PEEK/PTFE composites. *Polymers*, 2024, vol. 16. DOI: 10.3390/polym16182572.
30. Huang S., Yin Y., Fang X., Wei D., Yuan Y., Chen Q. The dominant role of nanofiller-induced tribochemistry in determining the tribological characteristics of PTFE composite systems. *Polymer Composites*, 2025, vol. 47, pp. 4480–4489. DOI: 10.1002/pc.70440.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Аналитическая оценка производительности обработки комплексных заготовок на основе марковских моделей

Галина Невар^{a, *}, Станислав Рошчупкин^b, Сергей Братан^c, Александр Харченко^d

Севастопольский государственный университет, ул. Университетская, 33, г. Севастополь, 299053, Россия

^a <https://orcid.org/0009-0008-2528-881X>, GVNevar@sevsu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-2040-2560>, st.roshchupkin@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-9033-1174>, serg.bratan@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0003-1704-9380>, khao@list.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.01: 519.2

История статьи:

Поступила: 01 июня 2026

Рецензирование: 13 июня 2026

Принята к печати: 27 июня 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Марковские процессы

Интенсивности переходов

Производительность

Комплексные заготовки

Предельные вероятности

АННОТАЦИЯ

Введение. В условиях многономенклатурного производства операции загрузки, разгрузки и вспомогательных перемещений узлов оборудования вносят значительный вклад в длительность технологического цикла. Предполагается, что при переходе от обработки отдельных простых заготовок к комплексным, объединяющим несколько деталей в одном блоке, может быть достигнуто сокращение непроизводительных временных затрат. Однако существующие аналитические подходы не позволяют количественно оценить выигрыш в производительности с учетом вероятностного характера переходов между технологическими состояниями. **Цель работы:** разработка аналитических выражений для оценки производительности технологической системы при обработке простых и комплексных заготовок на основе марковских моделей. **Задачей исследования** является установление соответствия между временными параметрами классического нормирования и интенсивностями переходов в марковской цепи, а также вывод формулы для относительного выигрыша. В работе технологический процесс представлен ориентированным графом, переходы между состояниями которого заданы интенсивностями. **Методы исследования:** математическое моделирование с использованием основных положений теории марковских процессов, численное моделирование в среде Maple, а также положения теории групповой обработки деталей. **Результаты и обсуждение.** Разработанные математические модели позволяют количественно оценить доли времени, которые технологическая система проводит в состояниях загрузки, обработки, вспомогательных перемещений и разгрузки. Полученные аналитические зависимости связывают производительность непосредственно с интенсивностями переходов между состояниями. Показано, что ключевыми состояниями, определяющими эффективность обработки, являются загрузка, разгрузка и вспомогательные перемещения. Выполнено численное моделирование в среде Maple, результаты которого подтвердили справедливость полученных формул. Представленные результаты подтверждают перспективность разрабатываемого подхода к аналитической оценке производительности обработки комплексных заготовок. Полученные выражения справедливы для широкого диапазона номенклатуры поверхностей и могут быть использованы для расчета выигрыша при объединении произвольного количества деталей.

Для цитирования: Аналитическая оценка производительности обработки комплексных заготовок на основе марковских моделей / Г.В. Невар, С.И. Рошчупкин, С.М. Братан, А.О. Харченко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 29–43. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-29-43.

Введение

В современном машино- и приборостроении наблюдается устойчивая тенденция повышения требований к производительности металлообрабатывающего оборудования. Это обусловлено необходимостью сокращения производственных издержек, уменьшения длительности технологического цикла и повышения конкурентоспособности выпускаемой продукции. Классическая

формула штучного времени, известная из основ технологического нормирования, предполагает, что время изготовления одной детали складывается из основного (машинного), вспомогательного времени, времени обслуживания рабочего места и времени на отдых [1]. Однако эта модель базируется на допущении о детерминированном характере всех временных затрат и не учитывает стохастическую природу реального производства. Реальные производственные системы функционируют в условиях существенной неопределенности. Возможны незапланированные простои, отказы инструмента, брак и другие события, имеющие вероятностную природу [2]. Следовательно, для адекватного анализа и про-

*Адрес для переписки

Невар Галина Валерьевна, старший преподаватель
Севастопольский государственный университет,
ул. Университетская, 33,
299053, г. Севастополь, Россия
Тел.: +7 978 727-32-47, e-mail: GVNevar@sevsu.ru

гнозирования производительности необходимы математические методы, учитывающие эти факторы.

Теоретико-вероятностный подход к анализу производственных систем имеет длительную историю. Основы моделирования сложных систем с использованием марковских цепей с непрерывным временем были заложены в работах А.Д. Вентцелла [3], а также Е.С. Вентцель и Л.А. Овчарова [4], где подробно рассмотрены методы анализа случайных процессов. Классический учебник Дж.Р. Норриса [5] дает строгое изложение теории марковских цепей, включая методы вычисления предельных вероятностей. Дальнейшее развитие в области имитационного моделирования производственных систем продолжил А.М. Лоу [6].

В последние годы наблюдается активное развитие методов математического моделирования применительно к задачам машиностроения. В работе [7] предложен комплексный подход к интеграции инструментов бережливого производства и цифровых технологий (Lean 4.0). Авторы [8] рассматривают концепцию «фабрик будущего» в контексте Индустрии 5.0. Эти концепции требуют адекватного математического аппарата для оценки эффективности технологических решений на этапе их проектирования. Основы теории групповой обработки деталей были заложены С.П. Митрофановым [9], который ввел понятие комплексной детали как обобщенной модели, синтезирующей все поверхности деталей, входящих в технологическую группу. В развитие этих идей в работах [10, 11] предложена концепция использования комплексных заготовок – физического объединения нескольких заготовок комплектной группы в единый блок для последовательной обработки за один установ. Показано, что такой подход позволяет существенно сократить долю вспомогательного времени, однако аналитические зависимости для количественной оценки выигрыша в производительности в этих работах не были получены.

Теоретико-вероятностные аспекты функционирования технологических систем рассматривались также в работе [12]. Вопросы анализа и моделирования технологических процессов на основе теории графов и марковских процессов обсуждаются в [13]. Более широкий обзор методов классификации математических моделей

технологического проектирования представлен в [14]. Вопросы повышения жесткости технологической системы при обработке на металлорежущих станках рассмотрены в монографии [15]. Проблеме управления обработкой нежестких деталей посвящена работа [16]. Анализ перенастраиваемости оборудования проведен в работе [17], а синтез технологической системы на основе морфологического анализа выполнен в [18]. Эти исследования создают теоретическую базу для проектирования технологических систем обработки комплексных заготовок.

В работах [19, 20] рассматриваются вопросы прогнозируемой адаптации параметров процесса при обработке гибридных заготовок (из разных материалов) и дается оценка экономических эффектов от кастомизации продукции. Несмотря на значительное количество работ, посвященных как групповой технологии, так и вероятностному моделированию, остается нерешенной задача вывода замкнутых аналитических выражений для количественной оценки производительности технологической системы при обработке комплексных заготовок. Большинство существующих подходов ориентировано либо на детерминированные модели штучного времени, либо на имитационное моделирование, не дающее явных формул для расчета выигрыша.

Целью настоящей работы является разработка аналитических выражений для оценки производительности технологической системы при обработке простых и комплексных заготовок на основе марковских моделей с непрерывным временем. Для достижения поставленной цели в процессе исследования требовалось решить следующие **задачи**:

- установить соответствия между временными параметрами классического технормирования и интенсивностями переходов в марковской цепи;
- вывести формулы для производительности единичной заготовки через предельные вероятности ключевых состояний;
- вывести формулы для производительности комплексной заготовки через предельные вероятности ключевых состояний;
- получить аналитическое выражение для относительного выигрыша при переходе от раздельной обработки единичных заготовок к обработке комплексной заготовки.

Методика исследований

В настоящей работе рассматриваются два типа заготовок: единичная и комплексная. Единичная заготовка (рис. 1) представляет собой отдельную деталь и формируется с использованием теории групповой обработки, что позволяет обеспечить максимальную номенклатурную насыщенность элементарных наружных поверхностей, обрабатываемых точением [9]. Это, в свою очередь, дает возможность количественно оценить и выявить наибольшие значения времени пребывания технологической системы в каждом из исследуемых состояний [10, 11].

Следует отметить, что используемый в настоящей работе термин «комплексная заготовка» не тождествен понятию «комплексная деталь», введенному С.П. Митрофановым в рамках теории групповой технологии [9]. В классическом понимании комплексная деталь представляет собой обобщенную модель, синтезирующую все конструктивные элементы (поверхности) деталей, входящих в технологическую группу, и служит основой для разработки группового технологического процесса, применимого к любой детали группы. В отличие от этого, под ком-

плексной заготовкой (рис. 2) в данной работе понимается физическое объединение нескольких отдельных заготовок комплектной группы (i, j, k), поступающей на сборку в единый блок для их одновременной или последовательной обработки за один установ [10, 11].

Помимо того что обработка с одного установка позволяет добиться большей точности сопрягаемых деталей, запускаемых в производство комплектной группой, сравнение двух технологических подходов – обработки отдельных единичных заготовок и обработки комплексных заготовок – показывает, что во втором случае существенно сокращается время на вспомогательные операции, а также на операции загрузки и разгрузки, что в теории должно приводить к повышению производительности.

Разработанная аналитическая модель производительности базируется на результатах предварительных исследований концепции использования в производстве с целью повышения его гибкости и производительности комплексных заготовок, в которых были определены структура и номенклатурная насыщенность поверхностей обрабатываемых заготовок [10, 11].

На рис. 1 приняты следующие обозначения состояний, соответствующих различным техно-

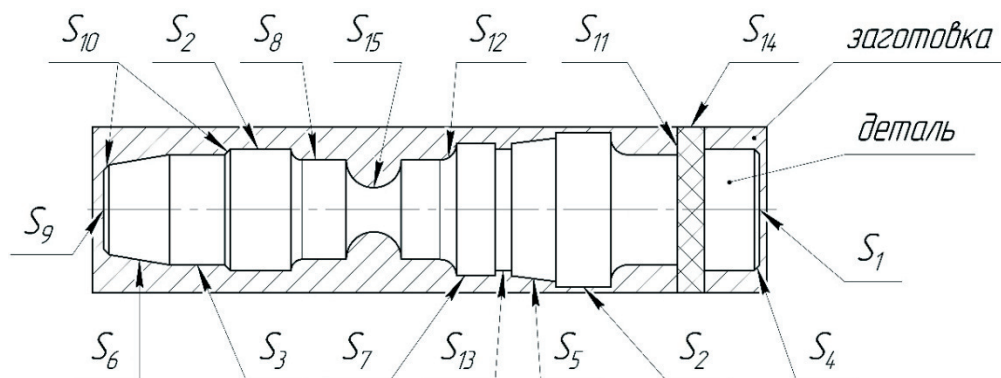


Рис. 1. Пример единичной заготовки

Fig. 1. Example of a single workpiece

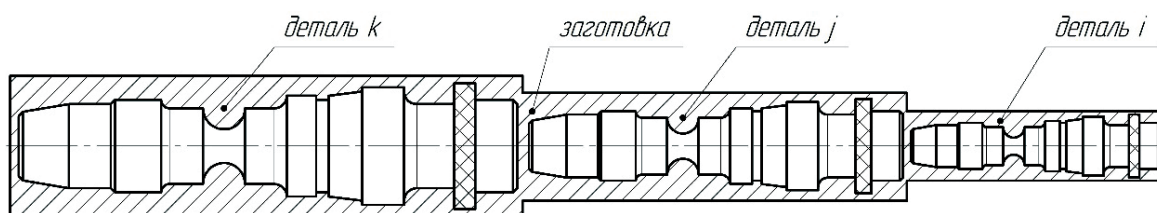


Рис. 2. Пример комплексной заготовки

Fig. 2. Example of a complex workpiece

логическим переходам токарной обработки: S_1 – подрезка торца; S_2 – точение открытой цилиндрической поверхности; S_3 – точение полуоткрытой цилиндрической поверхности; S_4 – точение открытой фаски справа; S_5 – точение полуоткрытой конической поверхности; S_6 – точение открытой конической поверхности, ограниченной полуоткрытым конусом; S_8 – точение полуоткрытой цилиндрической поверхности, ограниченной галтелью; S_9 – отрезка детали; S_{10} – точение фаски слева; S_{11} – подрезка полуоткрытого торца; S_{12} – точение галтели; S_{13} – точение канавки без привязки к виду и размеру; S_{14} – накатка рифлений; S_{15} – точение фасонной поверхности.

На основе анализа геометрии и технологических переходов для каждого типа заготовок были построены ориентированные графы технологического процесса [10, 11].

В настоящей работе рассматривается марковский процесс, описывающий функционирование идеального технологического процесса токарной обработки. Модель предполагает отсутствие отказов, поломок и брака, что позволяет оценить верхнюю границу производительности системы. Пространство состояний разделено на два класса: основные технологические переходы (съем материала) и вспомогательные переходы (загрузка, разгрузка, подвод/отвод и смена инструмента), что дает возможность определить долю машинного времени и получить предельные оценки эффективности.

Построенные графы относятся к классу марковских процессов чистого размножения, что полностью соответствует необратимому характеру технологического маршрута, где каждый переход выполняется однократно и возврат к предыдущему не предусмотрен. В этом классе процессов переходы возможны только из состояния с меньшим номером в состояние с большим номером, а обратные переходы (гибель) и поглощающие состояния (отказы) отсутствуют. Согласно классическим работам Е.С. Вентцель и Л.А. Овчарова, такой процесс является

частным случаем процессов гибели и размножения при нулевых интенсивностях «гибели» [4].

Для оценки производительности ключевое значение имеют прежде всего вспомогательные переходы, поскольку именно они определяют долю непроизводительных затрат времени в общем цикле. Учитывая громоздкость полных графов, включающих все возможные состояния и переходы, в настоящей работе представлены их упрощенные структуры (рис. 3). Вершины графа соответствуют отдельным состояниям, соответствующим различным технологическим переходам токарной обработки, а ориентированные ребра – возможным переходам между ними с соответствующими интенсивностями λ_n^m .

В общем виде матрица интенсивностей переходов Λ имеет размерность $[n \times n]$, где n – общее число состояний системы. Элементы матрицы λ_n^m представляют собой интенсивности перехода из состояния n в состояние m . Диагональные элементы определяются из условия сохранения суммы вероятностей:

$$\lambda_n^n = - \sum_{m \neq n} \lambda_n^m.$$

Для единичной заготовки (рис. 1) получен граф, содержащий 18 вершин. Из них 15 вершин соответствуют состояниям обработки поверхностей $P_1, P_2, \dots, P_n$ ($n = 15$), а три вершины – ключевым состояниям: загрузка P_{16} , разгрузка P_{17} и вспомогательные перемещения P_{18} . Соответственно матрица интенсивностей переходов $\Lambda_{\text{прост}}$ имеет размерность $[18 \times 18]$.

Для комплексной заготовки (рис. 2), объединяющей m единичных заготовок, граф переходов строится как декартово произведение графов отдельных заготовок с добавлением межзаготовочных переходов. Если каждая единичная заготовка описывается 18 состояниями, то при независимом рассмотрении трех заготовок без учета общих состояний число состояний составило бы $N_{\text{компл}} = (N_{\text{прост}})^m = 18^3 = 5832$.

Однако в реальной технологической системе состояния загрузки, разгрузки и вспомогательных операций являются общими для всех деталей комплексной заготовки. Поэтому из декартова произведения исключаются повторяющиеся

ключевые состояния. Общее число состояний для комплексной заготовки определяется по формуле $N_{\text{компл}} = mN_{\text{обр}} + N_{\text{вспом}} = 3 \cdot 15 + 3 = 48$, соответственно матрица интенсивностей переходов $\Lambda_{\text{компл}}$ имеет размерность $[48 \times 48]$. Для наглядного представления структуры технологического процесса на рис. 3 приведены упрощенные графы переходов для единичной и комплексной заготовки.

Рассмотрим марковскую цепь с непрерывным временем, описывающую технологический

процесс изготовления детали. Система может находиться в n различных состояниях. В стационарном режиме для каждого состояния n выполняется уравнение баланса [3]:

$$P_n \sum_{m \neq n} \lambda_n^m = \sum_{m \neq n} P_m \lambda_m^n, n = 1, 2, \dots, k, \quad (1)$$

где λ_n^m – интенсивность перехода из состояния n в состояние m ; P_n , P_m – вероятности потоков, переводящие систему из состояния S_n в состояние S_m .

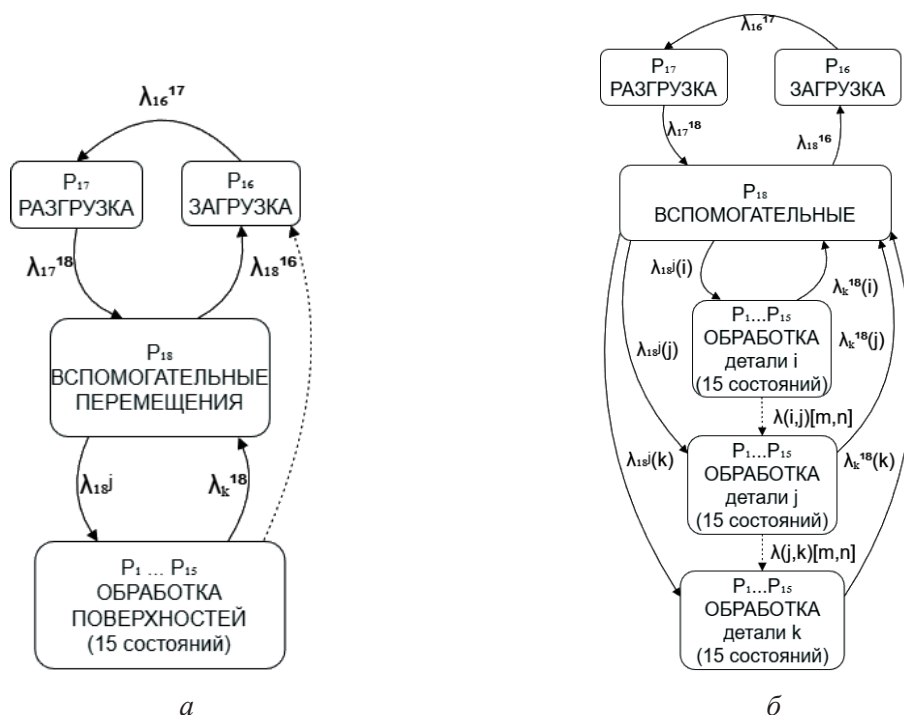


Рис. 3. Упрощенные структуры графов переходов:
а – для единичной заготовки; б – для комплексной заготовки

Fig. 3. Simplified structures of transition graphs:

а – for a single workpiece; б – for a complex workpiece

Система (1) дополняется условием нормировки:

$$\sum_{n=1} P_n = 1 \quad (n = \overline{1, k}). \quad (2)$$

В модели технологического процесса можно выделить ключевые состояния, непосредственно влияющие на фактическую производительность: P_{16} – состояние загрузки; P_{17} – состояние разгрузки; P_{18} – состояние вспомогательных перемещений (холостые ходы, подходы инструмента); $P_1, \dots, P_{15}$ – состояния обработки по-

верхностей. Интенсивности переходов между этими состояниями обозначим как λ_n^m . Для корректного описания процесса должны выполняться следующие соотношения: из состояния загрузки возможен переход только в состояние разгрузки: $\lambda_n^m > 0$, остальные $\lambda_{16}^m > 0$; из состояния разгрузки возможен переход только в состояние вспомогательных перемещений: $\lambda_{17}^{18} > 0$; из состояния вспомогательных перемещений возможны переходы в состояния обработки и в состояние загрузки.

Запишем уравнения баланса (1) для состояний P_{16} , P_{17} и P_{18} . Для состояния загрузки P_{16} входящие потоки поступают только из P_{18} с интенсивностью λ_{18}^{16} , а исходящие потоки – только в P_{17} с интенсивностью λ_{16}^{17} , уравнение баланса будет выглядеть следующим образом:

$$P_{16}\lambda_{16}^{17} = P_{18}\lambda_{18}^{16}. \quad (3)$$

Для состояния разгрузки P_{17} входящие потоки поступают только из P_{16} с интенсивностью λ_{16}^{17} , а исходящие потоки – только в P_{18} с интенсивностью λ_{17}^{18} , тогда уравнение баланса будет

$$P_{17}\lambda_{17}^{18} = P_{16}\lambda_{16}^{17}. \quad (4)$$

Для состояния вспомогательных перемещений P_{18} входящие потоки поступают из всех состояний обработки P_n ($n = 1...15$) с интенсивностями λ_n^{18} и из состояния разгрузки P_{17} с интенсивностью λ_{17}^{18} . Исходящие потоки направляются во все состояния обработки P_m ($m = 1...15$) с интенсивностями λ_{18}^m и в состояние загрузки P_{16} с интенсивностью λ_{18}^{16} . Уравнение баланса при этом:

$$P_{18} \left(\sum_{m=1}^{15} \lambda_{18}^m + \lambda_{18}^{16} \right) = \sum_{n=1}^{15} P_n \lambda_n^{18} + P_{17} \lambda_{17}^{18}. \quad (5)$$

Из уравнений (3) и (4) получаем связь между вероятностями:

$$P_{16} = \frac{\lambda_{18}^{16}}{\lambda_{16}^{17}} P_{18}, \quad P_{17} = \frac{\lambda_{18}^{18}}{\lambda_{17}^{18}} P_{18}. \quad (6)$$

Для определения производительности необходимо установить среднее время цикла – ключевую величину, характеризующую продолжительность полного цикла обработки. В классическом технормировании время изготовления одной детали (штучное время $T_{шт}$) включает фиксированные составляющие, в том числе время загрузки $T_{загр}$, время разгрузки $T_{разгр}$ и время других вспомогательных операций T_v . Однако в реальном стохастическом процессе

продолжительность каждой из этих операций является случайной величиной.

Среднее время цикла $T_{цикл}$ складывается из всех этапов обработки одной детали (или комплекта деталей):

$$T_{цикл} = \tau_3 + \sum_{k=1}^n \tau_{обр}^{(n)} + \tau_{всп} + \tau_p,$$

где τ_3 – среднее время загрузки; $\tau_{обр}^{(n)}$ – среднее время обработки k -й поверхности; $\tau_{всп}$ – среднее время вспомогательных операций; τ_p – среднее время разгрузки.

Поскольку технологическая система последовательно проходит через ключевые состояния P_{16} (загрузка), P_{17} (разгрузка) и P_{18} (вспомогательные перемещения), возвращаясь в исходное состояние после завершения полного цикла, то среднее время цикла можно выразить через вероятность нахождения системы в каждом из этих состояний и интенсивности выхода из них. Этот подход учитывает стохастический характер процесса и позволяет связать временные характеристики с предельными вероятностями состояний [4, 7].

Найдем среднее время цикла $T_{цикл}$ через состояние загрузки P_{16} . В стационарном режиме среднее время между двумя последовательными актами загрузки обратно пропорционально частоте завершения загрузки. Поскольку в единицу времени в среднем происходит $P_{16}\lambda_{16}^{17}$ событий «загрузка завершена», то среднее время цикла составит

$$T_{цикл} = \frac{1}{P_{16}\lambda_{16}^{17}}. \quad (7)$$

Учитывая, что среднее время загрузки $\tau_3 = 1/\lambda_{16}^{17}$ соответствует классическому времени $T_{загр}$, получаем $T_{цикл} = \frac{\tau_3}{P_{16}}$.

Найдем среднее время цикла $T_{цикл}$ через состояние разгрузки P_{17} . Аналогичным образом разгрузка является обязательной завершающей стадией цикла. Частота завершения разгрузки равна $P_{17}\lambda_{17}^{18}$. Среднее время цикла через состояние разгрузки:

$$T_{\text{цикл}} = \frac{1}{P_{17}\lambda_{17}^{18}} = \frac{\tau_p}{P_{17}}, \quad (8)$$

где $\tau_p = 1/\lambda_{17}^{18}$ – среднее время разгрузки, соответствующее классическому времени $T_{\text{разгр}}$.

Найдем среднее время цикла $T_{\text{цикл}}$ через состояние вспомогательных перемещений P_{18} . Состояние P_{18} является системообразующим элементом, через который реализуются переходы между обработкой и загрузкой/разгрузкой. Частота выхода из этого состояния равна $P_{18} \sum_{m \in M} \lambda_{18}^m$, где M – множество состояний, в которые возможен переход из P_{18} (состояния обработки и состояние загрузки). Среднее время цикла через это состояние:

$$T_{\text{цикл}} = \frac{1}{P_{18} \sum_{m \in M} \lambda_{18}^m} = \frac{\tau_{\text{всп}}}{P_{18}}, \quad (9)$$

где $\tau_{\text{всп}} = 1 / \sum_{m \in M} \lambda_{18}^m$ – среднее время, проводимое в состоянии вспомогательных перемещений за один визит, что соответствует классическому времени вспомогательных операций T_v . Таким образом, среднее время цикла может быть выражено через любое из ключевых состояний, и все три выражения эквивалентны:

$$\begin{aligned} T_{\text{цикл}} &= \frac{1}{P_{16}\lambda_{16}^{17}} = \frac{1}{P_{17}\lambda_{17}^{18}} = \frac{1}{P_{18} \sum_{m \in M} \lambda_{18}^m} = \\ &= \frac{\tau_3}{P_{16}} = \frac{\tau_p}{P_{17}} = \frac{\tau_{\text{всп}}}{P_{18}}. \end{aligned} \quad (10)$$

Из соотношений (10) следует, что среднее время цикла $T_{\text{цикл}}$ полностью определяется вероятностями ключевых состояний и интенсивностями переходов. Поскольку производительность есть величина, обратная времени цикла $Q = 1/T_{\text{цикл}}$, то выражение общей производительности непосредственно вытекает из полученных формул. Переходя от временных характеристик к количеству деталей, обрабатываемых в единицу времени, получаем следующее.

Производительность для единичной заготовки (рис. 1):

$$Q_e = \frac{1}{T_{\text{цикл}}} = P_{16}^e \lambda_{16}^{17} = \frac{P_{16}^e}{\tau_3}. \quad (11)$$

Это выражение показывает, что производительность единичной заготовки прямо пропорциональна вероятности состояния загрузки и обратно пропорциональна среднему времени загрузки. Данная формула является обобщением классического соотношения $Q = 1/T_{\text{шт}}$, поскольку при отсутствии случайных вариаций и при $P_{16}^e = 1$ она переходит в детерминированный предел.

Для наглядного представления соответствия между классическими временными параметрами и элементами марковской модели (рис. 4) приведена диаграмма соответствия: левая часть диаграммы иллюстрирует классическую детерминированную модель, правая часть показывает марковскую модель, где каждому классическому времени ставится в соответствие среднее значение.

Для комплексной заготовки, содержащей m деталей, за один цикл обрабатывается m деталей при сохранении того же времени цикла (загрузка и разгрузка выполняются однократно). Производительность в пересчете на одну деталь составляет

$$Q_k = \frac{m}{T_{\text{цикл}}} = m P_{16}^k \lambda_{16}^{17} = m \frac{P_{16}^k}{\tau_3}. \quad (12)$$

Сравнение выражений (11) и (12) показывает, что выигрыш в производительности при переходе к комплексной заготовке определяется отношением вероятностей загрузки в двух моделях и количеством объединяемых деталей. Учитывая, что из уравнений баланса (6) следует пропорциональность вероятностей загрузки и вспомогательного состояния, можно выразить выигрыш через отношение вероятностей P_{18}^k и P_{18}^e :

$$\frac{Q_k}{Q_e} = m \frac{P_{18}^k}{P_{18}^e}. \quad (13)$$

При этом, для нахождения P_{18}^k и P_{18}^e воспользуемся уравнением баланса (5) для состояния вспомогательных перемещений и получим

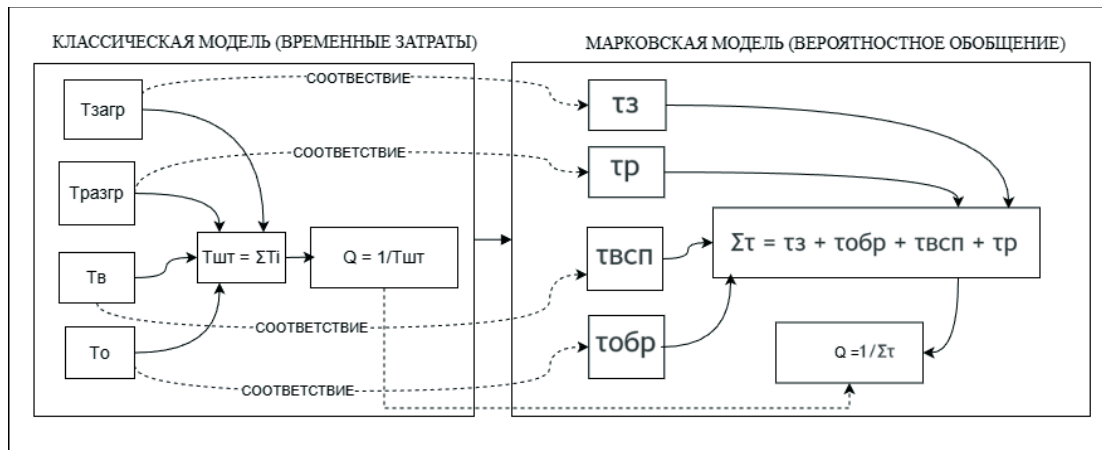


Рис. 4. Диаграмма соответствия между классической и марковской моделями производительности

Fig. 4. Correspondence chart between the classical and Markov productivity models

$$P_{18}^e = \frac{\sum_{n=1}^{15} P_n \lambda_n^{18} + P_{17} \lambda_{17}^{18}}{\sum_{m=1}^{15} \lambda_{18}^m + \lambda_{18}^{16}}, \quad (14)$$

$$P_{18}^k = \frac{\sum_{x \in \{i,j,k\}} \sum_{n=1}^{15} P_n(x) \lambda_n^{18}(x) + P_{17} \lambda_{17}^{18}}{\sum_{x \in \{i,j,k\}} \sum_{m=1}^{15} \lambda_{18}^m(x) + \lambda_{18}^{16}}.$$

Числитель выражений (14) представляет собой суммарный входящий поток в состояние P_{18} , который складывается из потока всех состояний обработки $\sum_{n=1}^{15} P_n \lambda_n^{18}$ и потока из состояния разгрузки $P_{17} \lambda_{17}^{18}$. Знаменатель представляет собой суммарный исходящий поток из состояния P_{18} , который складывается из потока во все состояния обработки $\sum_{m=1}^{15} \lambda_{18}^m$ и потока в состояние загрузки λ_{18}^{16} .

Введем следующие обозначения для суммарных потоков:

$$S = \sum_{n=1}^{15} P_n \lambda_n^{18} = \sum_{n=1}^{15} \frac{P_n}{\tau_{обр}^{(n)}} - \text{суммарный поток}$$

из состояний обработки в состояние P_{18} ;

$$R = \sum_{m=1}^{15} \lambda_{18}^m = \sum_{m=1}^{15} \frac{1}{\tau_{обр}^{(m)}} - \text{суммарный поток из со-}$$

стояния P_{18} в состояние обработки;

$$Z = P_{17} \lambda_{17}^{18} = \frac{P_{17}}{\tau_p} - \text{поток из состояния разгрузки}$$

в состояние P_{18} ; $\lambda_{18}^{16} = \frac{1}{\tau_{всп}}$ – интенсивность

перехода из состояния P_{18} в состояние загрузки.

Тогда выражения (14) для вероятности вспомогательного состояния принимают компактный вид с учетом того, что для комплексной заготовки, объединяющей m идентичных деталей, суммарные потоки из состояний обработки и в состоянии обработки увеличиваются пропорционально m , а поток из состояния разгрузки остается неизменным (разгрузка общая). Получим

$$P_{18}^e = \frac{S + Z}{R + \lambda_{18}^{16}}, \quad P_{18}^k = \frac{mS + Z}{mR + \lambda_{18}^{16}}. \quad (15)$$

Подставляя формулы (16) и (17) в соотношение (13), получаем окончательное аналитическое выражение для относительного выигрыша:

$$\frac{Q_k}{Q_e} = m \frac{mS + Z}{mR + \lambda_{18}^{16}} \frac{R + \lambda_{18}^{16}}{S + Z} =$$

$$= m \frac{m \sum_{n=1}^{15} \frac{P_n}{\tau_{обр}^{(n)}} + \frac{P_{17}}{\tau_p}}{m \sum_{m=1}^{15} \frac{1}{\tau_{обр}^{(m)}} + \frac{1}{\tau_{всп}}} \frac{\sum_{m=1}^{15} \frac{1}{\tau_{обр}^{(m)}} + \frac{1}{\tau_{всп}}}{\sum_{n=1}^{15} \frac{P_n}{\tau_{обр}^{(n)}} + \frac{P_{17}}{\tau_p}}. \quad (16)$$

В предельных случаях, когда доминирует обработка ($S \gg Z$ и $R \gg \lambda_{18}^{16}$) $\frac{P_{18}^k}{P_{18}^e} \approx \frac{mS}{mR} \frac{R}{S} = 1$,

следовательно $\frac{Q_k}{Q_e} \approx m$. Выигрыш в m раз

достигается за счет того, что одна операция загрузки обслуживает m деталей, а время обработки пропорционально количеству деталей. В случае, когда доминирует загрузка/разгрузка

$(Z \gg S \text{ и } \lambda_{18}^{16} \gg R) \frac{P_{18}^k}{P_{18}^e} \approx \frac{Z}{\lambda_{18}^{16}} \frac{\lambda_{18}^{16}}{Z} = 1$, анало-

гично $\frac{Q_k}{Q_e} \approx m$, выигрыш стремится к m , т. е.

к количеству объединяемых деталей.

Результаты и их обсуждение

Для верификации полученных аналитических соотношений и количественной оценки эф-

фективности комплексных заготовок было выполнено численное моделирование в среде Maple. Исходными данными служили векторы предельных вероятностей состояний, полученные из решения систем линейных алгебраических уравнений для единичной и комплексной заготовок (табл. 1). В соответствии с условиями задачи все ненулевые интенсивности переходов λ_n^m были приняты равными единице, что соответствует равной длительности всех операций в относительных единицах времени [10, 11].

В результате решения систем уравнений были получены значения предельных вероятностей ключевых состояний, на основе которых вычислены временные характеристики и производительность для обоих типов заготовок. Сводные результаты представлены в табл. 2.

Таблица 1

Table 1

Значения предельных вероятностей состояний единичной и комплексной заготовок

Values of the limiting probabilities of the states of single and complex workpieces

№ / No.	Вероятность P_i / Probability P_i	Единичная заготовка / Single workpiece	Комплексная заготовка / Complex workpiece		
			Заготовка 1 (i) / Workpiece 1 (i)	Заготовка 2 (j) / Workpiece 2 (j)	Заготовка 3 (k) / Workpiece 3 (k)
1	P_1	0,0015026	0,0010172	0,0010172	0,0010172
2	P_2	0,0582622	0,0028241	0,0030031	0,0444621
3	P_3	0,1867397	0,0035301	0,0037539	0,1333865
4	P_4	0,0086120	0,0022523	0,0011321	0,0049053
5	P_5	0,0995299	0,0206797	0,0172451	0,0654489
6	P_6	0,0715674	0,0048921	0,0052168	0,0510131
7	P_7	0,1867397	0,0282414	0,0300313	0,1333865
8	P_8	0,15241673	0,0282414	0,0300313	0,1333865
9	P_9	0,0754756	0,0138810	0,0123473	0,0544353
10	P_{10}	0,0036893	0,0019013	0,0001886	0,0008175
11	P_{11}	0,0415682	0,0036925	0,0038947	0,0294997
12	P_{12}	0,0343229	0,0045620	0,0048465	0,0232694
13	P_{13}	0,01352405	0,0045777	0,0068666	0,0160222
14	P_{14}	0,0135240	0,0045777	0,0068666	0,0160222
15	P_{15}	0,0119529	0,0007682	0,0024885	0,0108900
16	$P_{16} (P_{00'})$	0,0135240	0,0091555		
17	$P_{17} (P_{00})$	0,0135240	0,0091555		
18	$P_{18} (P_0)$	0,01352405	0,0091555		

Сравнение производительности единичной и комплексной заготовок
Comparison of the productivity of single and complex workpieces

Показатель / Parameter	Единичная заготовка / Single workpiece	Комплексная заготовка (3 детали) / Complex workpiece (3 parts)
Вероятность загрузки P_{16} / Loading probability, P_{16}	0,013524	0,009156
Вероятность разгрузки P_{17} / Unloading probability, P_{17}	0,013524	0,009156
Вероятность вспомогательных операций P_{18} / Auxiliary operations probability, P_{18}	0,013524	0,009156
Среднее время цикла на одну деталь $T_{\text{цикл}}$, мин / Average cycle time per part, $T_{\text{сус}}$, min	73,94	36,41
Производительность Q , дет/ч / Productivity, Q , parts/h	0,811	1,648

Анализ представленных данных позволяет сделать следующие выводы. При переходе от раздельной обработки единичных заготовок к комплексной заготовке вероятности загрузки, разгрузки и вспомогательных операций уменьшаются примерно в 1,48 раза, что отражает сокращение доли непроизводительного времени в общем цикле. Производительность комплексной заготовки более чем вдвое превышает производительность раздельной обработки: 1,648 дет/ч против 0,811 дет/ч. Отношение производительностей составляет 2,031, что соответствует выигрышу 103,1 %.

Для наглядного представления распределения времени цикла были построены диаграммы и графики Ганта на основе рассчитанных предельных вероятностей. На рис. 5 представлена диаграмма для единичной заготовки (рис. 5, а), наглядно показывающая, что основная доля времени (более 95 %) приходится на обработку, в то время как загрузка, разгрузка и вспомогательные операции занимают незначительную часть цикла – по 1,35 % каждая. На диаграмме (рис. 5, б) для комплексной заготовки из трех деталей видно, что доля времени на обработку возрастает до 96,2 %, а доли загрузки, разгрузки и



Рис. 5. Диаграммы распределения времени цикла изготовления:

а – единичной заготовки; б – комплексной, включающей в себя 3 единичные заготовки

Fig. 5. Distribution diagrams of the manufacturing cycle time:

а – for a single workpiece; б – for a complex workpiece comprising three single workpieces

вспомогательных операций уменьшаются до 0,97 % каждая, что свидетельствует о повышении эффективности использования оборудования.

Графики Ганта, представленные на рис. 6, показывают последовательность операций во времени. Для единичной заготовки (рис. 6, а) четко видны четыре последовательные стадии: загрузка, обработка, вспомогательные операции и разгрузка. Для комплексной заготовки (рис. 6, б) график Ганта демонстрирует, что загрузка и разгрузка выполняются однократно на весь комплект деталей, а обработка распределена между тремя деталями, разделенными краткими переходами.

Процентное соотношение долей времени, отраженное в диаграммах, позволяет сформулировать следующие практические рекомендации.

1. При проектировании комплексных заготовок следует стремиться к такому расположению

деталей, которое минимизирует холостые перемещения инструмента между поверхностями разных деталей.

2. При выборе режимов резания необходимо учитывать их влияние на интенсивности S и R . Увеличение скорости резания может сократить время обработки, но повысить частоту смены инструмента, что увеличит S .

3. При организации производства следует стремиться к максимальной интенсивности загрузки λ_{18}^{16} , так как производительность прямо пропорциональна этому параметру.

4. Для оценки эффективности достаточно контролировать всего три вероятности – P_{16} , P_{17} и P_{18} , а также интенсивности переходов между ними. Это существенно упрощает систему мониторинга производства.

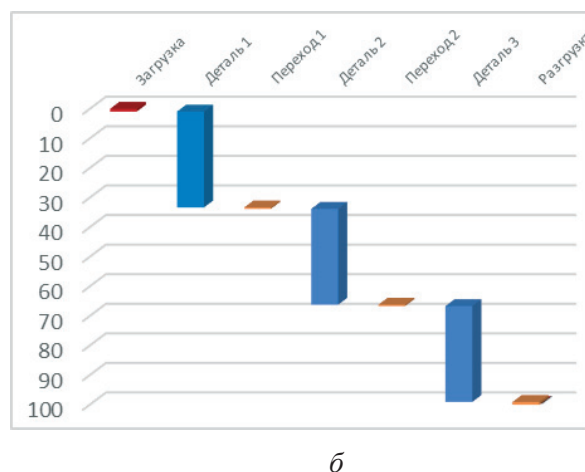
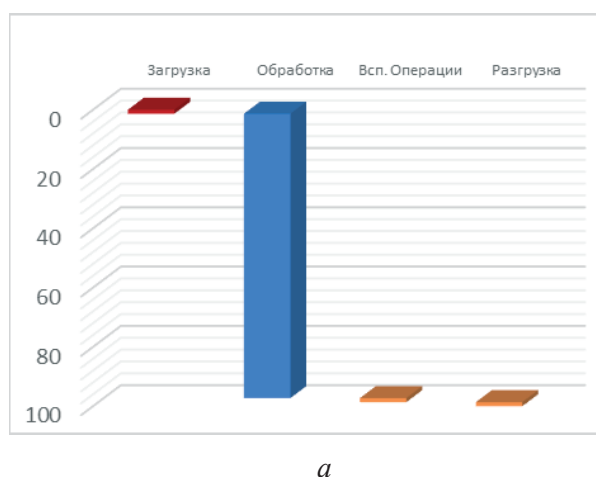


Рис. 6. Графики Ганта:

а – для единичной заготовки; б – для комплексной заготовки

Fig. 6. Gantt charts:

а – for a single workpiece; б – for a complex workpiece

Выводы

1. Установлено соответствие между временными параметрами классического технормирования (штучное время, время загрузки, разгрузки и вспомогательных операций) и интенсивностями переходов в марковской цепи. Показано, что среднее время цикла однозначно выражается через вероятности ключевых состояний и интенсивности выхода из них, а интенсивности переходов интерпретируются как величины, обратные средним временам выполнения операций.

Эта связь обосновывает применимость марковского аппарата для анализа производительности технологических систем.

2. Выведена аналитическая формула для производительности единичной заготовки, согласно которой она выражается через вероятность состояния загрузки и интенсивность перехода из загрузки в разгрузку. Однако с учетом уравнений баланса производительность может быть выражена также через состояния разгрузки или вспомогательных перемещений, что свидетельствует о равнозначности этих трех состояний

для оценки эффективности. Численное моделирование показало, что при равных интенсивностях всех переходов ($\lambda = 1$) вероятности загрузки, разгрузки и вспомогательных операций одинаковы и составляют $P_{16}^e = P_{17}^e = P_{18}^e = 0,0135$, а производительность единичной заготовки $Q_e = 0,811$ дет/ч.

3. Получено аналитическое выражение для производительности комплексной заготовки, объединяющей несколько деталей. Показано, что производительность в расчете на одну деталь возрастает пропорционально количеству деталей в комплекте, несмотря на снижение вероятностей ключевых состояний (для комплекта из трех деталей $P_{16}^k = P_{17}^k = P_{18}^k = 0,00916$). Численное моделирование для $m = 3$ дало производительность $Q_k = 1,648$ дет/ч, что в 2,03 раза выше, чем для единичной заготовки. Повышение производительности достигается за счет однократного выполнения операций загрузки, разгрузки и вспомогательных перемещений для всего комплекта деталей.

4. Выведено аналитическое выражение для относительного выигрыша при переходе от раздельной обработки единичных заготовок к обработке комплексной заготовки. Показано, что выигрыш определяется отношением вероятностей ключевых состояний (загрузки, разгрузки или вспомогательных перемещений) для двух типов заготовок. Численное моделирование для комплекта из трех деталей показало выигрыш $K = 2,03$ (увеличение производительности на 103 %). Предложенная зависимость позволяет количественно оценить ожидаемый эффект от внедрения комплексных заготовок на этапе технологической подготовки производства.

5. В качестве направления для дальнейших исследований предполагается переход от аналитической модели к имитационной, учитывающей стохастический характер реального производства. Представленные в работе аналитические расчеты выполнены для идеальных условий и характеризуют предельно достижимый уровень производительности (верхнюю границу). Однако реальные производственные системы подвержены случайным возмущениям – отказам оборудования, поломкам инструмента, браку. В связи

с этим планируется расширение разработанного графа состояний путем введения вершин, отражающих указанные явления. На базе расширенной модели будет построена имитационная модель, которая позволит получить реалистичные оценки производительности (нижнюю границу) и выполнить сравнительный анализ с аналитическими результатами, что даст возможность количественно оценить потери производительности за счет случайных факторов.

Список литературы

1. Корсаков В.С. Основы проектирования технологических процессов машиностроения. – М.: Машиностроение, 1972. – 368 с.
2. Developing the model of reliability of a complex technical system of repeated use with a complex operating mode / B. Lanetskii, V. Lukyanchuk, H. Khudov, M. Fisun, O. Zvieriev, I. Terebuhа // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2020. – Vol. 5, no. 4 (107). – P. 55–65. – DOI: 10.15587/1729-4061.2020.214995.
3. Wentzell A.D. A course in the theory of stochastic processes. – New York, etc.: McGraw-Hill, 1981. – 304 p. – ISBN 0-070-69305-6.
4. Вентцель Е.С., Овчаров Л.А. Теория случайных процессов и ее инженерные приложения. – 2-е изд., стер. – М.: Высшая школа, 2000. – 383 с. – ISBN 5-06-003831-9.
5. Norris J.R. Markov chains. – Cambridge: Cambridge University Press, 1997. – 237 p. – (Cambridge Series on Statistical and Probabilistic Mathematics; 2). – ISBN 0-521-48181-3.
6. Law A.M. Simulation modeling and analysis. – 6th ed. – New York: McGraw-Hill, 2024. – 688 p. – ISBN 978-1260455326.
7. Valamede L.S., Akkari A.C.S. Lean 4.0: A new holistic approach for the integration of lean manufacturing tools and digital technologies // International Journal of Mathematical, Engineering and Management Sciences. – 2020. – Vol. 5 (5). – P. 851–868. – DOI: 10.33889/IJMEMS.2020.5.5.063.
8. Adel A., Alani N., Jan T. Factories of the future in industry 5.0 – Softwarization, servitization, and industrialization // Internet of Things. – 2024. – Vol. 28. – P. 101431. – DOI: 10.1016/j.iot.2024.101431.
9. Митрофанов С.П. Научные основы групповой технологии. – Л.: Лениздат, 1959. – 435 с.
10. Невар Г.В., Рошупкин С.И., Мусеев Д.В. Концепция использования комплексной заготовки в условиях гибкого производства: Марковский анализ технологической системы // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. –

2026. – № 1 (375). – С. 19–24. – DOI: 10.33979/2073-7408-2026-375-1-19-24.

11. Невар Г.В., Роцупкин С.И., Братан С.М. Анализ и моделирование обработки комплексных заготовок из стали на основе теории графов и Марковских процессов // Черные металлы. – 2026. – № 4. – С. 60–65. – DOI: 10.17580/chm.2026.04.08.

12. Олейникова С.А. Математическое моделирование и системы массового обслуживания. – Воронеж: Изд-во ВГТУ, 2021. – 90 с.

13. Догадина Е.П., Холкина Н.Е. Математическая модель функционирования производственных процессов с учетом их особенностей // Системы управления, связи и безопасности. – 2016. – № 1. – С. 1–9.

14. Калякулин С.Ю., Митин Э.В., Сульдин С.П. Классификация математических моделей технологического проектирования // Вестник машиностроения. – 2021. – № 8. – С. 68–71. – DOI: 10.36652/0042-4633-2021-8-68-71.

15. Кучер В.Н., Иванов А.И. Повышение жесткости технологической системы при обработке на металлорежущих станках. – М.: Машиностроение, 2005. – 240 с. – ISBN 5-94275-205-7.

16. Control of machining of axisymmetric low-rigidity parts / A. Świć, A. Gola, Ł. Sobaszek, O. Orynycz //

Materials. – 2020. – Vol. 13 (21). – P. 5053. – DOI: 10.3390/ma13215053.

17. Харченко А.О., Харченко А.А. Анализ и исследование переналаживаемости оборудования для внутренней мелкоразмерной резьбообработки // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2021. – № 2 (346). – С. 93–99. – DOI: 10.33979/2073-7408-2021-346-2-93-99.

18. Мирзоян Н.Ю., Харченко А.О. Синтез технологической системы мелкоразмерной резьбообработки в глухих глубоких отверстиях на основе морфологического анализа // Вестник современных технологий. – 2025. – № 1 (37). – С. 4–12.

19. Denkena B., Bergmann B., Witt M. Investigations on a predictive process parameter adaptation for machining of hybrid workpieces // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2018. – Vol. 23. – P. 1–5. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2018.10.004.

20. Титов С.А., Титова Н.В. Оценка экономических эффектов от кастомизации продукции российских промышленных предприятий // Стратегические решения и риск-менеджмент. – 2022. – Т. 13 (1). – С. 26–36. – DOI: 10.17747/2618-947X-2022-1-26-36.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Analytical assessment of the processing productivity of complex workpieces based on Markov models

Galina Nevar^{a,*}, Stanislav Roshchupkin^b, Sergey Bratan^c, Alexander Kharchenko^d

Sevastopol State University, 33 Universitetskaya str., Sevastopol, 299053, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0008-2528-881X>, GVNevar@sevsu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-2040-2560>, st.roshchupkin@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-9033-1174>, serg.bratan@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0003-1704-9380>, khao@list.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 01 June 2026

Revised: 13 June 2026

Accepted: 27 June 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Markov processes
 Transition intensities
 Productivity
 Complex workpiece
 Limit probabilities

ABSTRACT

Introduction. In multi-product manufacturing, loading, unloading, and auxiliary movements of equipment components contribute significantly to the overall processing cycle time. It is hypothesized that transitioning from the processing of individual simple workpieces to complex workpieces – combining several parts in a single unit – can reduce unproductive time expenditures. However, existing analytical approaches do not provide a quantitative assessment of the productivity gain while accounting for the probabilistic nature of transitions between technological states. **Purpose of the work** is to develop analytical expressions for evaluating the productivity of a technological system when processing simple and complex workpieces on the basis of Markov models. The research objective is to establish a correspondence between the time parameters of conventional time-and-motion study (technical rating) and the transition intensities in a Markov chain, and to derive a formula for the relative gain. The technological process is represented as a directed graph, with transitions between states specified by intensities. **The research methods** include mathematical modeling based on the fundamental principles of Markov process theory, numerical simulation in the Maple environment, and the principles of group parts processing theory. **Results and discussion.** The developed mathematical models enable quantitative estimation of the fractions of time that the technological system spends in the states of loading, processing, auxiliary movements, and unloading. The analytical relationships obtained directly relate productivity to the transition intensities between states. It is shown that the key states determining processing efficiency are loading, unloading, and auxiliary movements. Numerical simulations performed in the Maple environment confirmed the validity of the derived formulas. The results obtained demonstrate the potential of the proposed approach for the analytical assessment of the processing productivity of complex workpieces. The derived expressions are valid for a wide range of surface configurations and can be used to calculate the gain achieved when combining an arbitrary number of parts.

For citation: Nevar G.V., Roshchupkin S.I., Bratan S.M., Kharchenko A.O. Analytical assessment of the processing productivity of complex workpieces based on Markov models. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 29–43. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-29-43. (In Russian).

References

1. Korsakov V.S. *Osnovy proektirovaniya tekhnologicheskikh protsessov mashinostroeniya* [Fundamentals of designing mechanical engineering technological processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1972, 368 p.
2. Lanetskii B., Lukyanchuk V., Khudov H., Fisun M., Zvieriev O., Terebucha I. Developing the model of reliability of a complex technical system of repeated use with a complex operating mode. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 2020, vol. 5, no. 4 (107), pp. 55–65. DOI: 10.15587/1729-4061.2020.214995.
3. Wentzell A.D. *A course in the theory of stochastic processes*. New York, etc., McGraw-Hill, 1981. 304 p. ISBN 0-070-69305-6.
4. Ventsel E.S., Ovcharov L.A. *Teoriya sluchainykh protsessov i ee inzhenernye prilozheniya* [Theory of Stochastic Processes and Its Engineering Applications]. 2nd ed. Moscow, Vysshaya Shkola Publ., 2000. 383 p. ISBN 5-06-003831-9.

* Corresponding author

Nevar Galina Valerievna, Senior Lecturer

Sevastopol State University,

33 Universitetskaya str.,

299053, Sevastopol, Russian Federation

Tel.: +7 978 727-32-47, e-mail: gvnevar@sevsu.ru

5. Norris J.R. *Markov chains*. Cambridge, Cambridge University Press, 1997. 237 p. Cambridge Series on Statistical and Probabilistic Mathematics; 2. ISBN 0-521-48181-3.
6. Law A.M. *Simulation modeling and analysis*. 6th ed. New York, McGraw-Hill, 2024. 688 p. ISBN 978-1260455326.
7. Valamede L.S., Akkari A.C.S. Lean 4.0: A new holistic approach for the integration of lean manufacturing tools and digital technologies. *International Journal of Mathematical, Engineering and Management Sciences*, 2020, vol. 5 (5), pp. 851–868. DOI: 10.33889/IJMEMS.2020.5.5.063.
8. Adel A., Alani N., Jan T. Factories of the future in industry 5.0 – Softwarization, servitization, and industrialization. *Internet of Things*, 2024, vol. 28, p. 101431. DOI: 10.1016/j.iot.2024.101431.
9. Mitrofanov S.P. *Nauchnye osnovy gruppovoy tekhnologii* [Scientific foundations of group technology]. Leningrad, Lenizdat Publ., 1959. 435 p.
10. Nevar G.V., Roshchupkin S.I., Moiseev D.V. Kontseptsiya ispol'zovaniya kompleksnoi zagotovki v usloviyakh gibkogo proizvodstva: Markovskiy analiz tekhnologicheskoi sistemy [Concept of using a complex billet in flexible production: markov analysis of a technological system]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii = Fundamental and Applied Problems of Technical Equipment and Technology*, 2026, no. 1 (375), pp. 19–24. DOI: 10.33979/2073-7408-2026-375-1-19-24. (In Russian).
11. Nevar G.V., Roshchupkin S.I., Bratan S.M. Analiz i modelirovanie obrabotki kompleksnykh zagotovok iz stali na osnove teorii grafov i Markovskikh protsessov [Analysis and modeling of complex steel workpieces processing based on graph theory and Markovian processes]. *Chernye metally*, 2026, no. 4, pp. 60–65. DOI: 10.17580/chm.2026.04.08. (In Russian).
12. Oleinikova S.A. *Matematicheskoe modelirovanie i sistemy massovogo obsluzhivaniya* [Mathematical modeling and queuing systems]. Voronezh, VGTU Publ., 2021. 90 p.
13. Dogadina E.P., Kholkina N.E. Matematicheskaya model' funktsionirovaniya proizvodstvennykh protsessov s uchetom ikh osobennosti [Mathematical model of the production processes, taking into account their specific features]. *Sistemy upravleniya, svyazi i bezopasnosti = Systems of Control, Communication and Security*, 2016, no. 1, pp. 1–9.
14. Kalyakulin S.Yu., Mitin E.V., Sul'din S.P. Klassifikatsiya matematicheskikh modelei tekhnologicheskogo proektirovaniya [Classification of mathematical models for technological design]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 2021, no. 8, pp. 68–71. DOI: 10.36652/0042-4633-2021-8-68-71. (In Russian).
15. Kucher V.N., Ivanov A.I. *Povyshenie zhestkosti tekhnologicheskoi sistemy pri obrabotke na metallorezhushchikh stankakh* [Increasing the rigidity of the technological system in machining on metal-cutting machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 240 p. ISBN: 5-94275-205-7.
16. Świć A., Gola A., Sobaszek Ł., Orynycz O. Control of machining of axisymmetric low-rigidity parts. *Materials*, 2020, vol. 13 (21), p. 5053. DOI: 10.3390/ma13215053.
17. Kharchenko A.O., Kharchenko A.A. Analiz i issledovanie perenalazhivaemosti oborudovaniya dlya vnutrennei melkorazmerno rez'boobrabotki [Analysis and research of adjustability of equipment for internal small-sized threading]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii = Fundamental and Applied Problems of Engineering and Technology*, 2021, no. 2 (346), pp. 93–99. DOI: 10.33979/2073-7408-2021-346-2-93-99.
18. Mirzoyan N.Yu., Kharchenko A.O. Sintez tekhnologicheskoi sistemy melkorazmerno rez'boobrabotki v glukhikh glubokikh otverstiyakh na osnove morfologicheskogo analiza [Synthesis of a technological system for small-sized thread machining in blind deep holes based on morphological analysis]. *Vestnik sovremennykh tekhnologii = Journal of Modern Technologies*, 2025, no. 1 (37), pp. 4–12.
19. Denkena B., Bergmann B., Witt M. Investigations on a predictive process parameter adaptation for machining of hybrid workpieces. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2018, vol. 23, pp. 1–5. DOI: 10.1016/j.cirpj.2018.10.004.
20. Titov S.A., Titova N.V. Estimation of economic effects from product customization of Russian industrial enterprises. *Strategicheskie resheniya i risk-menedzhment = Strategic Decisions and Risk Management*, 2022, vol. 13, no. 1, pp. 26–36. DOI: 10.17747/2618-947X-2022-1-26-36.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние режимов лазерной наплавки на дефектность покрытий из Ni-Al

Наталья Кожухова^a, Вячеслав Сирота^{b,*}, Антон Чуриков^c, Сергей Зайцев^d, Дмитрий Прохоренков^e

Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова, ул. Костюкова, 46, г. Белгород, 308012, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-9380-0968>, kozhuhanata@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-4634-7109>, zmas36@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1829-2676>, churikov.toni@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0122-1908>, sergey-za@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-6455-8172>, bstu-cvt-sem@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92

История статьи:

Поступила: 16 июня 2026
 Рецензирование: 29 июня 2026
 Принята к печати: 11 июля 2026
 Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Лазерная наплавка
 Ni-Al
 Покрытие

Финансирование

Исследования выполнены в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № FZWN-2026-0007 «Структурно-физические принципы формирования функциональных топокомпозиционных защитных покрытий на основе сплавов многокомпонентного состава для элементов тоннелепроходческих комплексов с высокой степенью абразивного износа». 2026–2028 гг. При содействии центра высоких технологий БГТУ им. В. Г. Шухова.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Центра высоких технологий БГТУ им. В. Г. Шухова.

АННОТАЦИЯ

Введение. Лазерная наплавка порошковых композиций – перспективный метод получения жаростойких покрытий. Система Ni-Al, способная образовывать упрочняющую фазу Ni_3Al , востребована для защиты деталей в условиях высокотемпературного окисления. Однако процесс осложнен высокой реакционной способностью алюминия и склонностью к образованию оксидов и охрупчиванию. В литературе отсутствуют систематические рекомендации по выбору режимов, обеспечивающих плотное бездефектное покрытие для состава Ni-Al. **Цель работы:** оптимизация параметров лазерной наплавки порошковой композиции Ni-Al по критериям сплошности, геометрической точности и минимальной дефектности шва. **Методика.** Наплавку выполняли волоконным лазером мощностью 1500...3900 Вт при скорости 20...100 мм/мин и подаче порошка 24...69 г/мин. Изготовлено 40 одиночных валиков. Качество оценивали по внешнему виду, металлографии, микротвердости, элементному (ЭДС) и фазовому составам. Рассчитаны энергетический E и удельный энергетический G . **Результаты и обсуждение.** Минимальный энергетический E для формирования сплошного валика: $E \geq 54$ кДж. Оптимальная область: $E = 54...81$ кДж при скорости 20...30 мм/мин и мощности 1860...2700 Вт. При более высоком удельном энергетическом G возрастает доля железа из подложки, увеличивается зона термического влияния. Микротвердость покрытий: 260...290 НВ, что значительно выше твердости исходной стали (≈ 150 НВ). При меньшем G структура содержит упрочняющую фазу Ni_3Al , при большем – преимущественно тентит ($Fe_{0.64}Ni_{0.36}$). Оксиды алюминия не обнаружены. **Выводы.** Рекомендованы режимы с $E = 54...81$ кДж и $G = 3,3...5,0$ кДж/г, обеспечивающие плотное бездефектное покрытие с высокой твердостью и целевым фазовым составом. Повышение энергетического E нецелесообразно из-за избыточного перемешивания с подложкой. Результаты могут служить основой для технологических регламентов нанесения Ni-Al-покрытий.

Для цитирования: Влияние режимов лазерной наплавки на дефектность покрытий из Ni-Al / Н.И. Кожухова, В.В. Сирота, А.С. Чуриков, С.В. Зайцев, Д.С. Прохоренков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 44–57. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-44-57.

Введение

Лазерная наплавка порошковых материалов является эффективным методом получения металлических покрытий и соединений [1–3]. Ка-

чество формируемого шва – его сплошность, геометрическая точность, отсутствие пор, трещин и непроваров – критически зависит от режимов обработки, таких как мощность лазерного излучения, скорость сканирования, расход порошка и положение пятна фокусировки [4–6]. Неоптимальный выбор параметров приводит к появлению таких дефектов, как несплавления на границе с подложкой, пористость, подрезы, разбрызгивание расплава и формирование неравномерной чешуйчатости [7–9].

*Адрес для переписки

Сирота Вячеслав Викторович, канд. физ.-мат. наук
 Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова,
 ул. Костюкова, 46,
 308012, г. Белгород, Россия
 Тел.: +7 904 539-14-08, e-mail: zmas36@mail.ru

Система Ni-Al, в частности композиция с 15 % алюминия, представляет интерес для создания покрытий, стойких к высокотемпературному окислению, однако процесс ее лазерной наплавки осложнен высокой реакционной способностью алюминия, склонностью к образованию тугоплавких оксидов (Al_2O_3) и интерметаллидных фаз, что повышает риск охрупчивания и трещинообразования [10–12]. В литературе имеются данные по наплавке никелевых и никель-алюминиевых покрытий с варьированием мощности [13] и скорости, однако для состава Ni-Al отсутствуют систематические рекомендации по выбору параметров, обеспечивающих получение плотного бездефектного шва на основе анализа внешнего вида и микроструктуры поперечных сечений.

В связи с этим особый интерес представляет установление количественных критериев оценки качества наплавленного слоя – энерговклада и удельного энерговклада, позволяющих прогнозировать не только геометрические параметры шва, но и фазовый состав формируемого покрытия. Как показано в работах [14, 15], для интерметаллидных систем критическим фактором является не столько абсолютная мощность лазера, сколько соотношение между скоростью подвода тепла и временем пребывания материала в жидком состоянии. При наплавке Ni-Al-композиций этот баланс определяет степень диффузии железа из подложки, что, в свою очередь, влияет на стабильность формирования упрочняющей фазы Ni_3Al . Избыточный энерговклад способствует чрезмерному перемешиванию шихты с материалом основы, снижая жаростойкие свойства покрытия, тогда как недостаточный приводит к неполному расплавлению частиц и сохранению дендритной структуры исходного порошка [16].

Кроме того, в последних исследованиях [17–19] подчеркивается необходимость комплексного подхода к оценке качества: визуальный контроль внешнего вида валиков должен дополняться металлографическим анализом поперечных сечений и рентгенофазовым исследованием, поскольку даже при удовлетворительной макроструктуре в покрытии могут сохраняться скрытые дефекты – микропоры, неметаллические включения и нежелательные интерметаллидные фазы, снижающие эксплуатационные

характеристики [20]. Для системы Ni-Al такая комплексная оценка до настоящего времени не проводилась, что затрудняет разработку технологических регламентов для промышленного применения. Учитывая высокую чувствительность процесса к колебаниям параметров, необходимо не только определить область визуально приемлемых режимов, но и установить границы, в которых сохраняется требуемый фазовый состав и минимальная дефектность структуры.

Таким образом, *целью настоящей работы* является оптимизация параметров лазерной наплавки порошковой композиции Ni-Al по критерию формирования сплошного равномерного шва с минимальной пористостью и дефектами.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи.

1. Провести микроскопический анализ исходного порошка Ni-Al (форма, размер, распределение частиц).
2. Изготовить серию оплавленных валиков при варьировании мощности и скорости сканирования лазера.
3. По данным визуального контроля оценить внешний вид швов и выбрать образцы с наилучшим формированием (без подрезов, разрывов, сильного разбрызгивания).
4. Исследовать поперечные шлифы отобранных образцов методами оптической микроскопии, электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.
5. Определить окно технологических режимов, обеспечивающее получение плотного качественного шва для системы Ni-Al.

Методика исследований

В качестве материала для наплавки покрытия использовали порошок ПН85Ю15М производства НПО «Тулачермет» (г. Тула, РФ), содержащий 12...15 % алюминия размером 40...100 мкм.

Результаты съемки электронной микроскопии (рис. 1) показали, что частицы порошка имели неправильную дендритную форму. Гранулометрические исследования проводили на лазерном анализаторе размера частиц (Analysette 22 NanoTec Plus Frisch, Германия); согласно результату исследования частицы имели следующие параметры: $d_{10} = 42,1$ мкм, $d_{50} = 68,8$ мкм, $d_{90} = 97,4$ мкм.

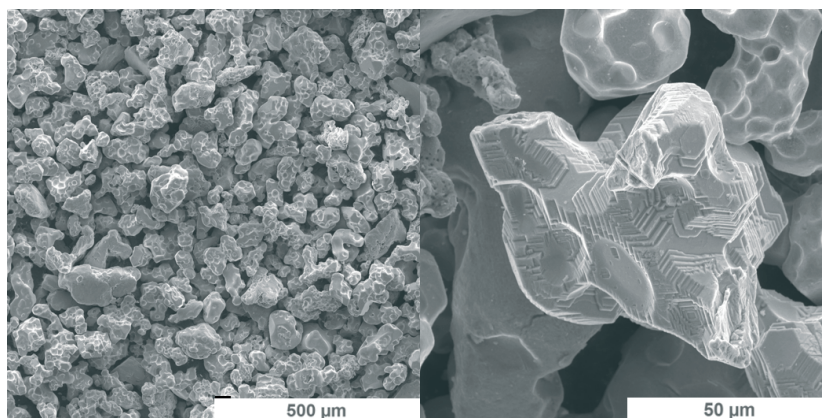


Рис. 1. Внешний вид порошка ПН85Ю15М

Fig. 1. Appearance of powder ПН85Ю15М (85% Ni-15% Al)

Все эксперименты проводили при помощи волоконного лазера SEKIRUS SFL6000 (SEKIRUS, 6 кВт, КНР) с кольцевым соплом для наплавки COX3 (Halden) и системой охлаждения, установленного на робота KAWASAKI RS020N AC01 (Kawasaki Heavy Industries, Япония), с 5-осевым позиционером и подачей материала через порошковый питатель ECPF-DCM-D1-2-P2 (Changzhou Xiyu Equipment Co., Ltd., КНР). В качестве транспортирующего газа использовали аргон с расходом 0,4 мПа (рис. 2).

Для оптимизации режимов наплавки была изготовлена серия из 40 образцов одиночных валиков без перекрытия длиной 100 мм. Скорость сканирования лазера (V) изменяли в диапазоне 20...100 мм/мин, мощность лазера (P)

варьировали в пределах 1500...3900 Вт, пятно лазера для наплавки на представленном устройстве по умолчанию является песочными часами, при установке фокуса на расстоянии 1,5 мм от подложки их ширина составляла 5 мм, а длина 2 мм. Подача порошка (f) была в пределах 24...69 г/мин. Для каждого валика длиной 100 мм были подсчитаны энерговклад лазера покрытия по формуле $E = (100/V60)P$ и удельный энерговклад на единицу массы $G = E/f(100/V)$.

Металлографические шлифы травились в соответствии со стандартом ASTM E407. Для выявления общей структуры использовался раствор уксусной кислоты, HNO_3 и HCl в объемном соотношении 10:10:15. После травления поперечные сечения одиночных валиков и многослойных образцов наплавки были подвергнуты металлографическому анализу при помощи оптического микроскопа SIAMS MT-24RF с программным комплексом SIAMS 800, (SIAMS, Россия). Микротвердость поперечного шлифа наплавленного покрытия исследовали на твердомере Nexus 4000 методом Виккерса при нагрузке 300 г (2,942 Н) и времени выдержки 15 с. Измерения выполняли с шагом 0,12 мм от поверхности покрытия до подложки. Каждый показатель твердости усредняли по трем замерам в одной точке.

Микроструктурные исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе Mira 3 (Tescan, Чехия), оснащенном системой энергодисперсионной спектроскопии X-Max 50 с программным обеспечением AZtec (Oxford Instruments, Великобритания). SE- и BSE-изображения и анализ элементного состава

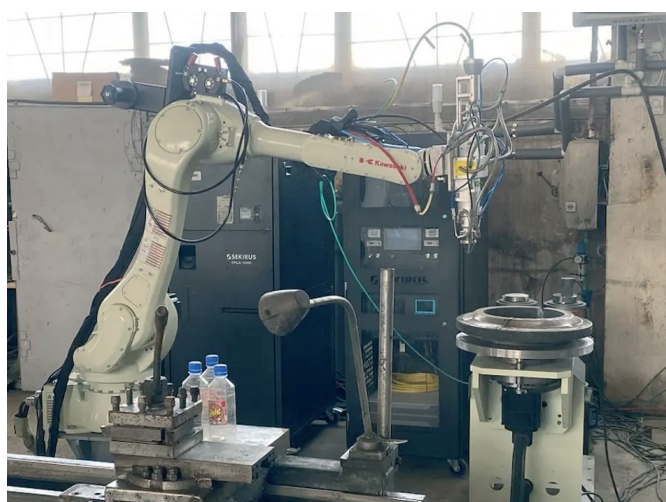


Рис. 2. Внешний вид роботизированного комплекса для лазерной наплавки

Fig. 2. Appearance of a robotic complex for laser cladding

получали при ускоряющем напряжении 15 кВ и рабочем расстоянии 15 мм. Данные ЭДС обрабатывали с использованием специализированного программного обеспечения AZtec.

Фазовый состав покрытий исследовали методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ARL X'TRA с Co-K α излучением ($\lambda = 1,790 \text{ \AA}$). Измерения выполнялись в режиме θ - 2θ -сканирования в диапазоне углов $10^\circ \dots 90^\circ$ с шагом $0,02^\circ$ и временем экспозиции 1 с в точке. Идентификация фаз осуществлялась по базе данных PDF-2 Международного центра дифракционных данных (ICDD).

Результаты и их обсуждение

Стоит отметить, что расстояние от подложки до сопла определяется фокусом конического порошкового потока. В нашем случае при использовании конструкции сопла типа COX3 это расстояние составило 1,5 мм, поэтому параметр не поддавался изменению. В ходе эксперимента было получено 40 образцов одиночных валиков, каждый из них был подвержен визуальному осмотру, в результате чего было выделено четыре категории качества – не проплавленный, пористый, удовлетворительный, качественный – с целью дальнейшего анализа и поиска корреляции с расчетными значениями удельного энерговклада и энерговклада лазера. На рис. 3 представлен внешний вид валиков в соответствии с категорией.

Анализ показал, что основным критерием, определяющим наличие дефектов, является энерговклад: при $E < 54 \text{ кДж}$ во всех случаях наблюдались участки не проплавленного материала. Валики с отличным визуальным качеством были получены при $E = 54 \dots 81 \text{ кВт}$, что достигалось при скорости сканирования $20 \dots 30 \text{ мм/мин}$ и мощности лазера $1860 \dots 2700 \text{ Вт}$.

По полученной карте (рис. 4) предварительно можно выделить область в границах $E = 54 \dots 81 \text{ кВт}$ и $G = 2 \dots 5$, которая содержит в себе точки с отличным качеством. Это можно объяснить тем, что повышение удельного энерговклада, то есть повышение избыточной энергии, может нарушать стабильность процессов плавления и кристаллизации, что будет более подробно рассмотрено при анализе рентгенограмм.

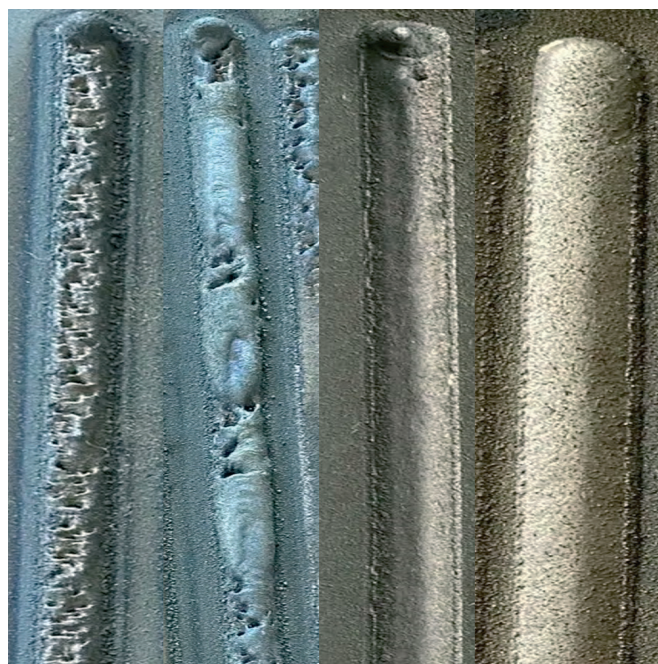


Рис. 3. Внешний вид категорий валиков:

a – не проплавленный; *б* – пористый; *в* – удовлетворительный; *г* – качественный

Fig. 3. Appearance of roller categories:

a – not fused; *б* – porous; *в* – satisfactory; *г* – good

Таким образом, для дальнейшего исследования наиболее перспективными являются два образца в выделенной зоне с минимальным удельным энерговкладом и максимальным (см. таблицу). Сравнение их микроструктуры и образовавшихся фаз позволит подтвердить гипотезу о нарушении стабильности кристаллизации с повышением удельного энерговклада в представленном диапазоне. Для дальнейшего удобства выбранным образцам будут присвоены номера 1 и 2, где 1 – это образец со сравнительно высоким удельным энерговкладом, а 2 – с самым низким из выделенной зоны соответственно.

С вышеописанными параметрами качество шва получилось оптимальным как по внешнему виду, так и по характеристике твердости. Стоит отметить, что режим для образца 2 на диаграмме находится немного ниже выделенной области, что может говорить о том, что она может быть расширена вниз до значения удельного энерговклада около 4.

По представленным снимкам (рис. 5) можно отследить зону подложки, которая была подвержена термическому воздействию. Так, на образце 1 эта зона распространяется по всей толщине

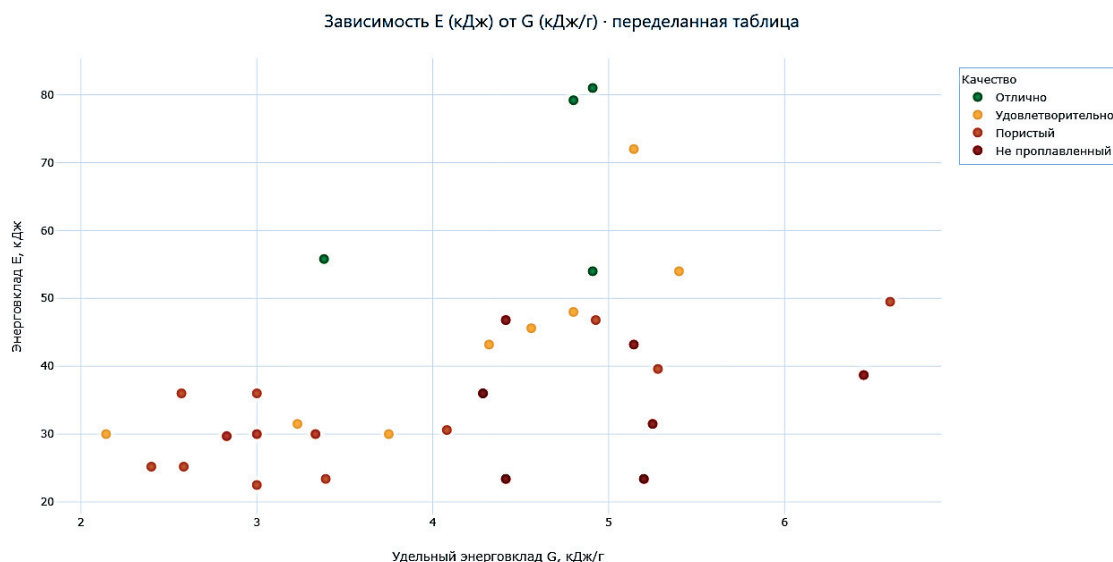


Рис. 4. Карта качества в координатах энергозатрат E – удельный энергозатрат G

Fig. 4. Quality map in coordinates of energy input E – specific energy input G

Отобранные режимы лазерной наплавки

Selected laser cladding modes

Образец	V , мм/мин	P , Вт	E , кДж	G , кДж/г
1	200	2640	79,20	4,91
2	200	1860	55,80	3,38

подложки, в то время как на образце 2 охватывает около 80 % толщины. Поры во втором образце являются повторяющейся проблемой, потому что на шлифе с четырьмя слоями для определения элементного распределения такого рода дефект также был обнаружен (рис. 6) – возможно, из-за недостаточного количества энергии ближе к внешней границе валика.

Установлено, что для одиночного валика увеличение энергозатрат с 55,8 кДж (образец 2) до 79,2 кДж (образец 1) приводит к возрастанию площади поперечного сечения с 5,5 до 7,4 мм², что связано с повышением количества расплавленного материала и глубины проплавления подложки. При переходе к многослойной наплавке (три последовательных валика с перекрытием) наблюдалась обратная тенденция: суммарная площадь наплавленного слоя составила 27,1 мм² для образца 1 и 29,6 мм² для образца 2. Это различие объясняется тем, что при более высоком энергозатрате увеличивается доля расплавленного и вовлеченного в покрытие материала подложки (что подтверждается данными ЭДС на рис. 8), однако при этом возрастает и усадка

наплавленного металла вследствие более интенсивной конвекции в сварочной ванне и испарения легкоплавких компонентов. Для образца 2 с меньшим энергозатратом процесс плавления и кристаллизации протекает более стабильно, что способствует формированию большего объема покрытия при сопоставимой массе подаваемого порошка.

На графике твердости (рис. 7) наблюдается три характерные зоны: покрытие, буферная зона, подложка. Из интересного можно отметить, что в результате лазерной наплавки материал подложки подвергся закалке и его твердость в сравнении с обычным состоянием возросла в 1,33 раза. Так, при стандартных условиях твердость подложки из Ст3 составляет около 150 HV, а из графика видно, что после буферной зоны начинается зона подложки после воздействия лазера, и ее твердость составляет около 200 HV.

Профили элементного состава определяли при помощи энергодисперсионного анализа поперечного шлифа от подложки к краю покрытия. На рис. 8 представлены результаты проделанной работы, где сначала показаны области съемки на

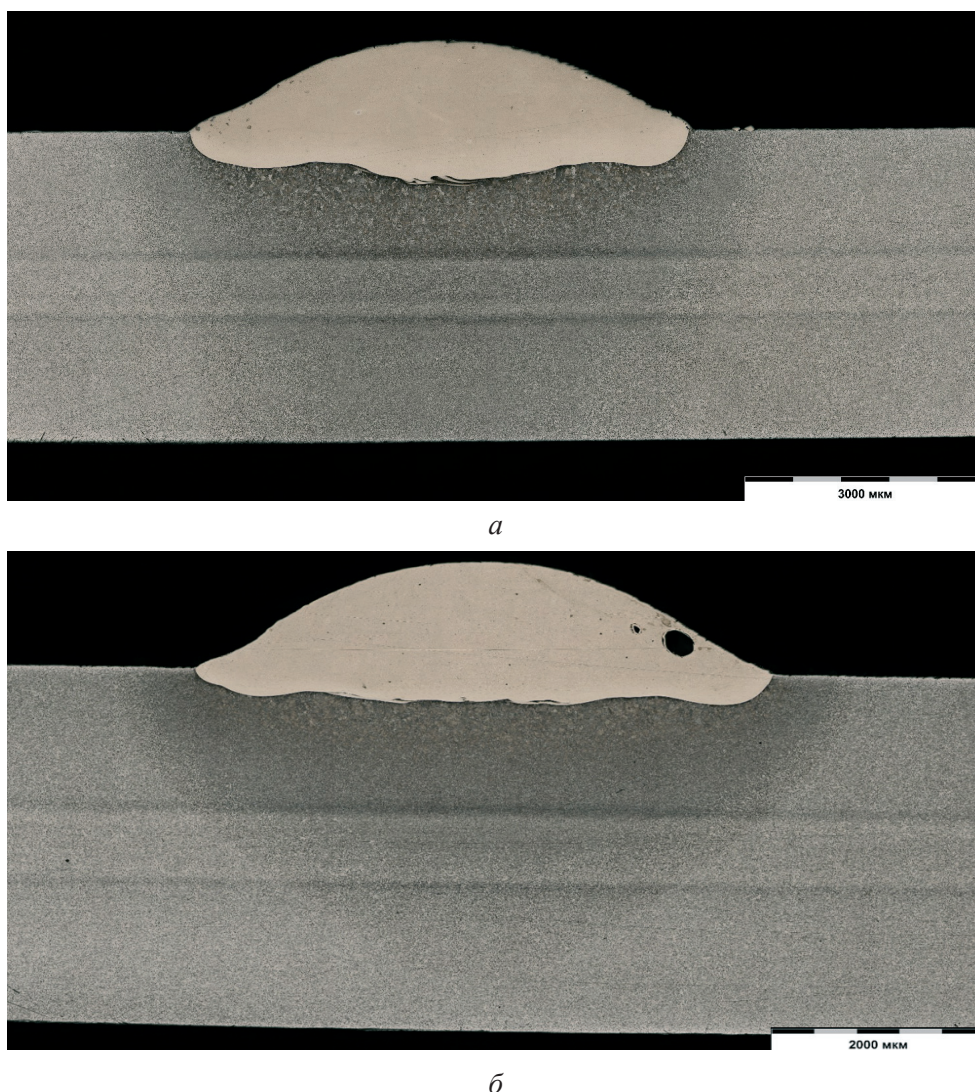


Рис. 5. Поперечный шлиф полученных образцов под металлографическим микроскопом:

a – образец 1; *б* – образец 2

Fig. 5. Cross-sectional optical micrographs of the obtained samples:

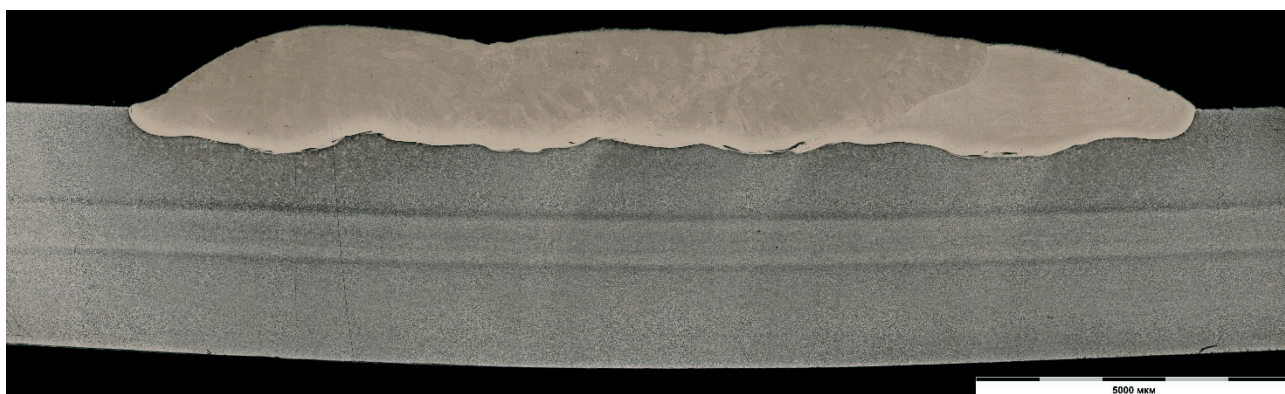
a – sample 1; *б* – sample 2

микроструктурных изображениях, а ниже – графики распределения элементов.

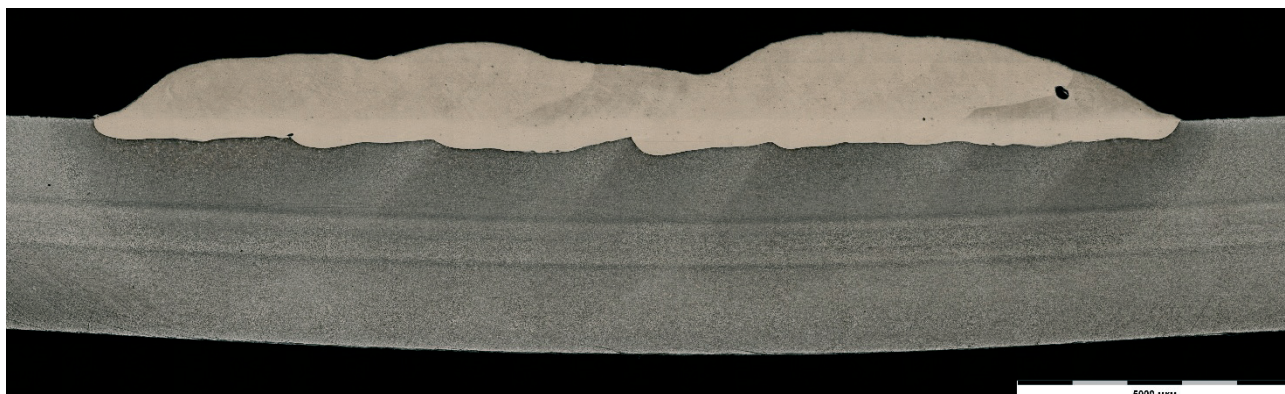
Анализ элементного распределения, выполненный методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) вдоль линии сканирования от подложки к поверхности покрытия (рис. 8), позволил установить характер и степень диффузионного взаимодействия между наплавляемым материалом и основой. В обоих исследуемых образцах зафиксировано полное оплавление поверхностного слоя подложки и интенсивное перемешивание ее материала с расплавом порошковой композиции Ni-Al, о чем свидетельствует значительное содержание железа (Fe) во всем объеме покрытия. При этом характер распреде-

ления элементов существенно различается в зависимости от энерговклада.

Для образца 1 ($E = 79,2$ кДж, $G = 4,91$ кДж/г) средняя концентрация железа в покрытии составляет $\approx 38...42$ масс. %, тогда как в образце 2 ($E = 55,8$ кДж, $G = 3,38$ кДж/г) – $\approx 28...32$ масс. %. Содержание никеля в покрытии закономерно снижается с увеличением доли примесного железа: в образце 1 – до $45...50$ масс. %, в образце 2 – до $55...58$ масс. %. Концентрация алюминия остается стабильной на уровне $8...12$ масс. % в обоих случаях, что указывает на его равномерное распределение в объеме расплава и отсутствие сегрегации, несмотря на высокую реакционную способность. Примечательно,



a



б

Рис. 6. Внешний вид послойно нанесенных валиков:

a – образец 1; *б* – образец 2

Fig. 6. Appearance of the multilayer deposited beads:

a – sample 1; *б* – sample 2

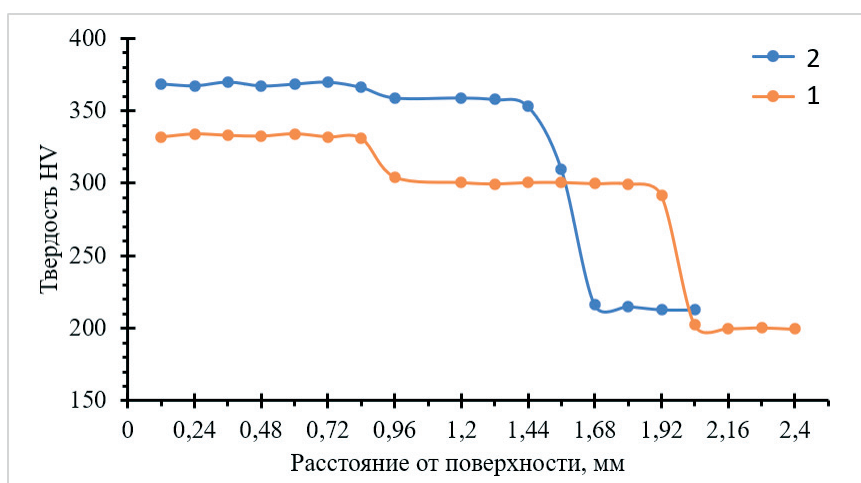
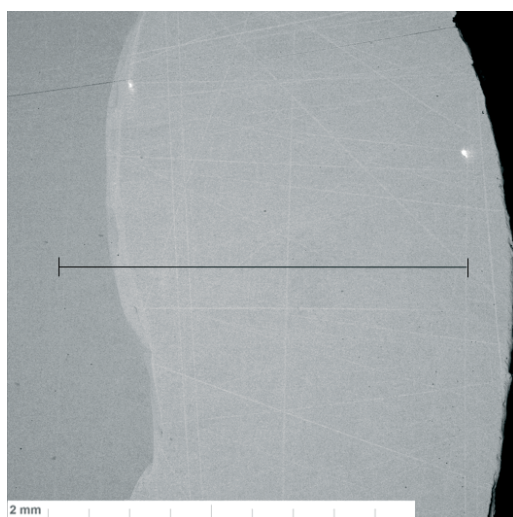
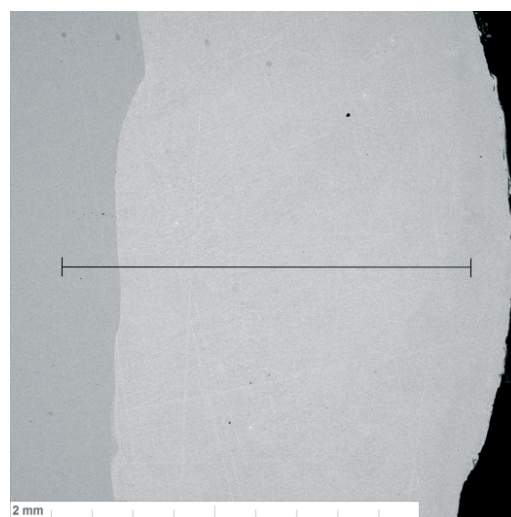
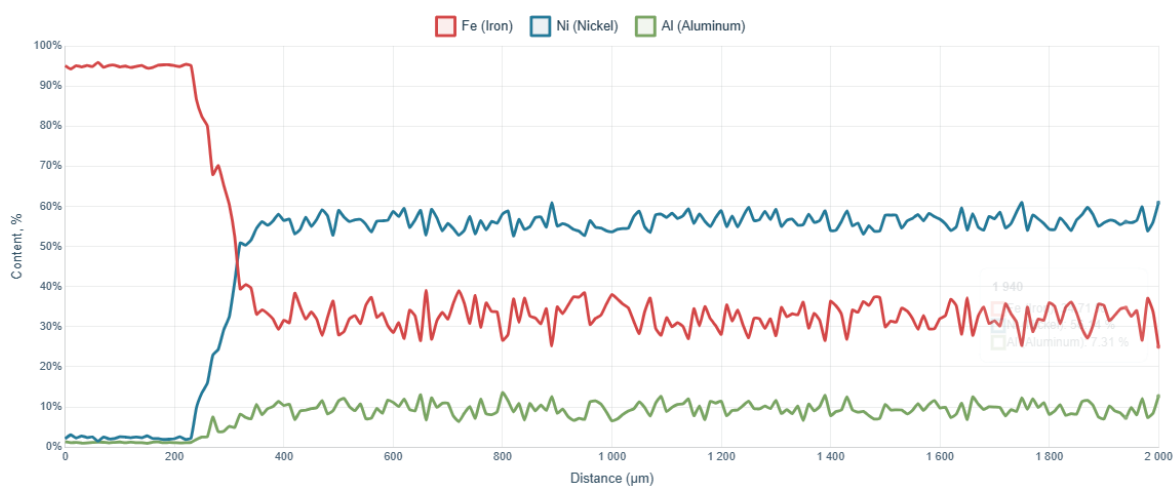
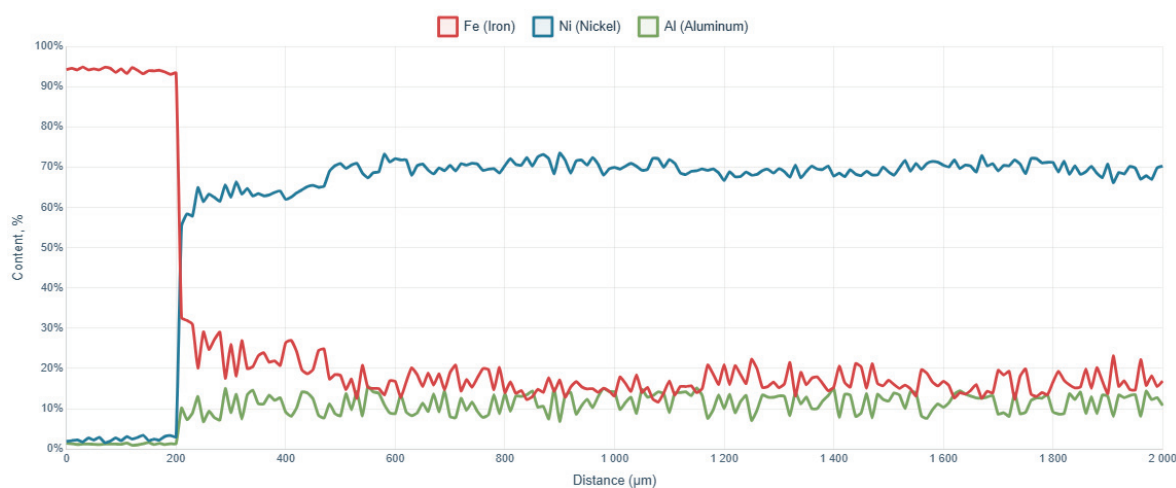


Рис. 7. График твердости полученных образцов

Fig. 7. Hardness of the obtained samples

что профиль распределения железа в образце 1 характеризуется более пологим градиентом от подложки к поверхности: концентрация Fe снижается от ≈ 45 масс. % у границы раздела до ≈ 35 масс. % в верхней части валика, тогда как

в образце 2 наблюдается резкий спад с ≈ 40 масс. % до ≈ 25 масс. % на том же расстоянии. Это свидетельствует о более интенсивной конвективной диффузии в сварочной ванне при повышенном энергокладе, обусловленной усиленным термо-

*a**б**в**з**Рис. 8. Профили элементного распределения:*

a – микроструктурное изображение образца 1; *б* – микроструктурное изображение образца 2;
в – элементное распределение в образце 1; *з* – элементное распределение в образце 2

Fig. 8. Elemental distribution profiles:

a – microstructure image of sample 1; *б* – microstructure of sample 2; *в* – elemental distribution
 in sample 1; *з* – elemental distribution in sample 2

капиллярным течением и более длительным временем существования жидкой фазы.

При уменьшении ширины видимого поля на электронном микроскопе можно более подробно ознакомиться с наличием и количеством образовавшихся фаз (рис. 9).

На образце 1 с более высоким энерговкладом лазерного излучения было обнаружено образование трех фаз, одна из них имеет протяженную форму в виде линии (рис. 9, а), и две редкие фазы, которые также можно наблюдать на образце 2. Судя по формам, можно предположить, что более плотная фаза, выглядящая более ярко на микроскопических снимках, является матрицей, преимущественно состоящей из никеля и железа; округлая фаза внедрения должна содержать в себе примеси алюминия. Увеличение доли железа в покрытии при высоком энерговкладе напрямую коррелирует с изменением фазового состава, что подтверждается данными рентгенофазового анализа (рис. 10). В образце 2 с меньшим содержанием Fe сохраняется стабильная интерметаллидная фаза Ni_3Al , выполняющая роль упрочнителя. В образце 1, напротив, избыточное железо стабилизирует фазу тенита ($Fe_{0.64}Ni_{0.36}$), подавляя образование Ni_3Al . Таким образом, повышение энерговклада приводит не только к геометрическим изме-

нениям шва, но и к нежелательному изменению целевого фазового состава покрытия, что снижает его жаростойкие свойства. Следовательно, при выборе режимов лазерной наплавки необходимо ограничивать энерговклад значениями, при которых диффузия железа не нарушает формирование упрочняющей интерметаллидной фазы.

Анализ рентгенограмм совпал с ожиданием того, что при более низком энерговкладе образование фазы Ni_3Al является более стабильным, о чем говорит совпадение дифракционной картины с полученным результатом. Сопоставление с анализом микроструктуры также дает представление о том, что при наплавке железо подложки смешивается с материалом покрытия и фаза матрицы преимущественно состоит из нестехиометрической решетки $Fe_{0.64}Ni_{0.36}$, а фаза внедрения – из Ni_3Al . Однако анализ рентгенограммы второго образца показал, что фаза Ni_3Al практически перестает присутствовать в структуре и из-за повышения содержания железа в покрытии преимущественно образуется фаза тенита. Что примечательно, на рентгенограмме не было обнаружено оксидов алюминия, что также косвенно подтверждается исследованием твердости, а именно ее относительно низкими показателями.

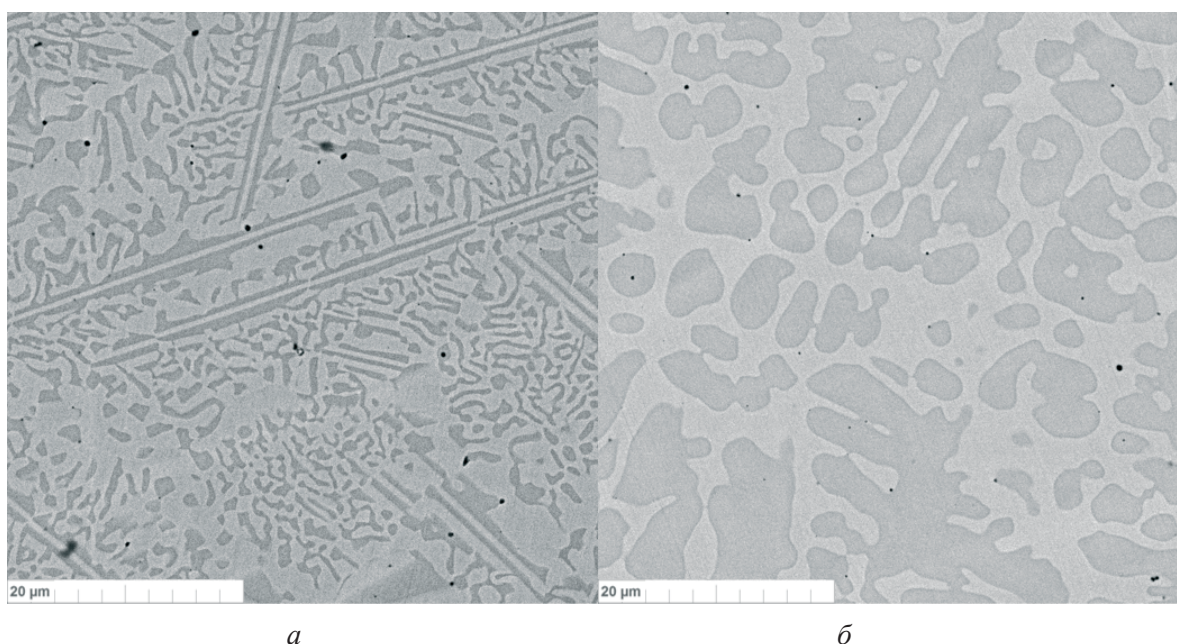


Рис. 9. Микроструктура наплавленных покрытий:
а – образец 1; б – образец 2

Fig. 9. Microstructure of the deposited coatings:
а – sample 1; б – sample 2

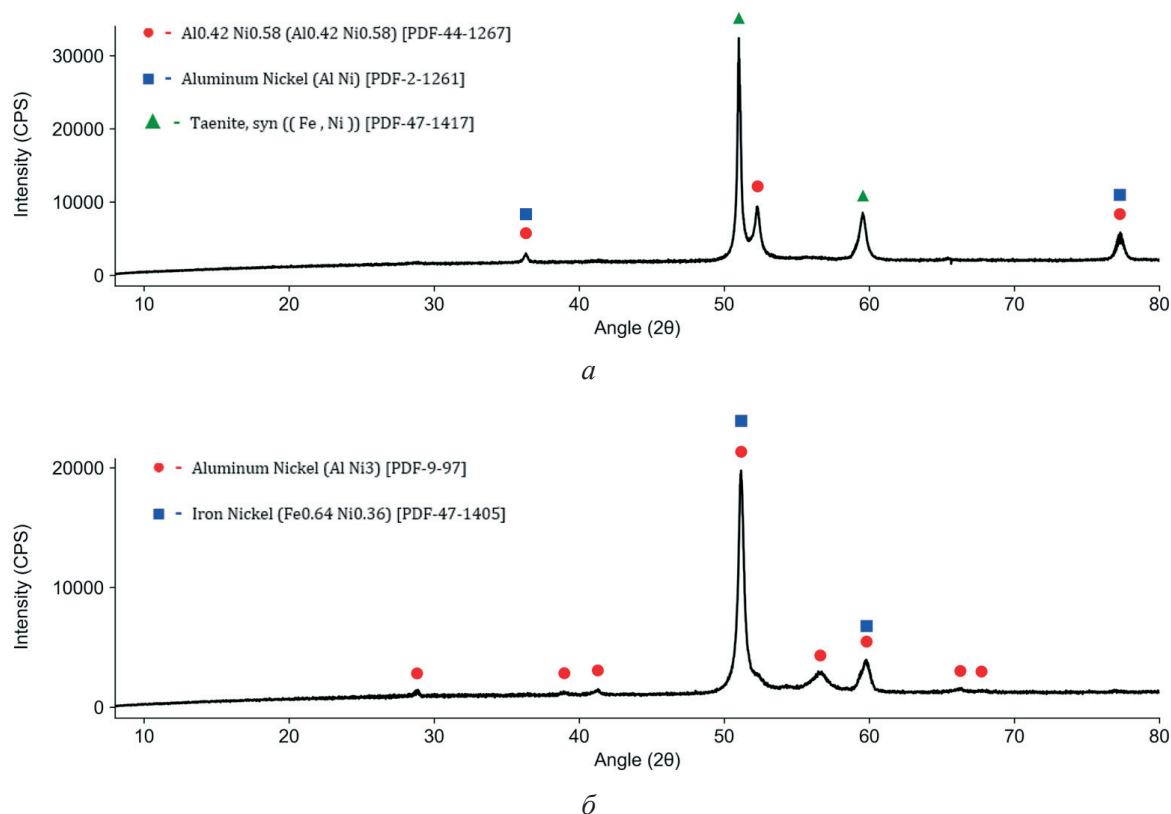


Рис. 10. Рентгенограммы полученных покрытий:

a – образец 1; *б* – образец 2

Fig. 10. X-ray diffraction patterns of the obtained coatings:

a – sample 1; *б* – sample 2

Выводы

По результатам проведенных экспериментальных исследований лазерной наплавки порошковой композиции Ni-Al установлены закономерности влияния режимов обработки на сплошность, дефектность и структуру формируемых покрытий.

Установлены границы энерговклада, определяющие качество шва. Минимальный энерговклад, необходимый для инициации проплавления и формирования сплошного валика, составляет $E \geq 54$ кДж. При $E < 54$ кДж во всех случаях наблюдаются участки непроплавленного материала и несплавления с подложкой.

Определена область оптимальных режимов, обеспечивающая получение визуально качественного шва без подрезов, разрывов и значительного разбрызгивания. Она соответствует $E = 54 \dots 81$ кДж при скорости сканирования 20...30 мм/мин и мощности лазера 1860...2700 Вт. В этих условиях формируется равномерный валик с минимальной пористостью.

В рамках оптимальной области выделены два образца с различным удельным энерговкладом ($G = 4,91$ кДж/г и $G = 3,38$ кДж/г). Сравнительный анализ показал следующее.

Оба образца имеют плотную структуру без макротрещин.

Образец 1 с более высоким G характеризуется увеличенной зоной термического влияния (распространяется на всю толщину подложки) и большей площадью поперечного сечения валика ($7,4 \text{ мм}^2$ против $5,5 \text{ мм}^2$).

При более высоком энерговкладе возрастает доля железа из подложки, диффундирующего в покрытие, что изменяет фазовый состав.

Микротвердость покрытий находится на уровне 260...290 HV, что значительно превышает твердость исходной стали Ст3 (≈ 150 HV). При этом твердость подложки после наплавки возрастает до ≈ 200 HV вследствие термической закалки.

Фазовый анализ показал, что при меньшем удельном энерговкладе (образец 2) структура

более стабильна и содержит фазу упрочнителя Ni_3Al . При большем энергокладе (образец 1) возрастает содержание железа, что приводит к преимущественному образованию фазы тенита ($\text{Fe}_{0.64}\text{Ni}_{0.36}$) и снижению доли Ni_3Al . Важно отметить, что в обоих случаях оксиды алюминия (Al_2O_3) не обнаружены, что свидетельствует об эффективной защите расплава аргоном.

Практическая значимость. Полученные данные позволяют рекомендовать для системы Ni-Al режимы с $E = 54 \dots 81$ кДж и $G = 3,3 \dots 5,0$ кДж/г как обеспечивающие плотное бездефектное покрытие с высокой твердостью. Дальнейшее повышение удельного энергоклада нецелесообразно, так как ведет к избыточному перемешиванию с подложкой и изменению целевого фазового состава.

Таким образом, цель работы – оптимизация параметров лазерной наплавки Ni-Al по критериям сплошности, геометрической точности и минимальной дефектности – достигнута. Выявленное окно режимов может служить основой для разработки технологических регламентов нанесения никель-алюминиевых покрытий на детали, работающие в условиях высокотемпературного окисления.

Список литературы

1. *Zhong M., Liu W.* Laser surface cladding: the state of the art and challenges // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. – 2010. – Vol. 224 (5). – P. 1041–1060. – DOI: 10.1243/09544062JMES1782.
2. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications / K. Wang, Z. Zhang, D. Xiang, J. Ju // Coatings. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1382. – DOI: 10.3390/coatings12101382.
3. *Li C.* Research progress and prospect of laser cladding technology // Journal of Physics: Conference Series. – 2023. – Vol. 2419 (1). – P. 012049. – DOI: 10.1088/1742-6596/2419/1/012049.
4. Investigation of the influence of laser treatment modes on coatings of aluminum, nickel, nickel-titanium systems / A.M. Makarov, D.A. Gerashchenkov, P.A. Kuznetsov, V.V. Ryabov, O.S. Vasiliev // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 1758 (1). – P. 012024. – DOI: 10.1088/1742-6596/1758/1/012024.
5. Laser cladding of Ni based powder on a Cu-Ni-Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry / F. Bourahima, A.L. Helbert, M. Rege, V. Ji, D. Solas, T. Baudin // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 771. – P. 1018–1028. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.
6. Effect of laser power on the microstructure, wear and corrosion resistance of laser-clad Ni45 nickel-based alloy coatings / X. Pang, Y. Zhao, W. Liu, Z. He // Coatings. – 2026. – Vol. 16 (2). – P. 238. – DOI: 10.3390/coatings16020238.
7. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect / Z. Wang, J. Zhang, F. Zhang, C. Qi // Scientific Reports. – 2024. – Vol. 14 (1). – P. 11685. – DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.
8. Microstructure and wear characteristics of nickel-based coatings produced via laser cladding on 6061 aluminum alloy / H. Zhang, Y. He, T. Zhang, Y. Fu, K. Huang // Lubricants. – 2026. – Vol. 14 (2). – P. 56. – DOI: 10.3390/lubricants14020056.
9. *Haldar B., Saha P.* Identifying defects and problems in laser cladding and suggestions of some remedies for the same // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (5). – P. 13090–13101. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.297.
10. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface / M. Chen, X. Yang, Z. Zhang, Y. Gu, K. Li, Y. Liu, J. Ma // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2025. – Vol. 137 (1). – P. 1–21. – DOI: 10.1007/s00170-025-15204-8.
11. *Luis N.C.* Transition metal aluminide coatings and initial steps on additive manufacturing. – London: IntechOpen, 2018. – DOI: 10.5772/intechopen.72582.
12. *Cheng G.P., He Y.Z.* Preparing of NiAl and Ni_3Al intermetallic composite coatings by laser cladding in situ synthesis // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 239. – P. 636–641. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.239-242.636.
13. High-temperature corrosion characterization of Ni–Al laser cladding: the effect of Al content and Fe / X. Wang, Z. Liu, K. Cheng, J. Li, H. Ning, J. Mao // Journal of Thermal Spray Technology. – 2024. – Vol. 33 (5). – P. 1417–1439. – DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.
14. *Гулов М.А.* Оптимизация параметров лазерной наплавки порошка на основе системы никель-алюминий // Сибирский физический журнал. – 2022. – Т. 17, № 1. – С. 65–77. – DOI: 10.25205/2541-9447-2022-17-1-65-77.
15. *Kotoban D., Grigoriev S., Shishkovsky I.* Study of 3D laser cladding for $\text{Ni}_{85}\text{Al}_{15}$ superalloy // Physics Procedia. – 2014. – Vol. 56. – P. 262–268. – DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.170.
16. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications / K. Wang, Z. Zhang, D. Xiang, J. Ju // Coatings. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1382. – DOI: 10.3390/coatings12101382.

17. Laser cladding of Ni based powder on a Cu–Ni–Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry / F. Bourahima, A.L. Helbert, M. Rege, V. Ji, D. Solas, T. Baudin // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 771. – P. 1018–1028. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.

18. *Moosa A.A., Kadhim M.J., Subhi A.D.* Dilution effect during laser cladding of Inconel 617 with Ni–Al powders // *Mathematical Models and Methods in Applied Sciences*. – 2011. – Vol. 5. – P. 50.

19. Laser cladding Al/Ni composite coating and its tribology performance / G. Zhang, Z. Ren, Y. Hou, H. Zheng // *Surface Engineering*. – 2025. – Vol. 41 (2). – P. 266–278. – DOI: 10.1177/02670844241309306.

20. *Котобан Д.В., Шишковский И.В.* Экспериментальное исследование условий 3D лазерной наплавки алюминиды никеля // *Известия Российской академии наук. Серия физическая*. – 2016. – Т. 80, № 8. – С. 1093–1097 – DOI: 10.7868/S0367676516080263.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



The influence of laser cladding modes on the defectiveness of Ni-Al coatings

Natalya Kozhukhova^a, Vyacheslav Sirota^{b, *}, Anton Churikov^c, Sergey Zaitsev^d, Dmitry Prokhorenkov^e

Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov, 46 Kostyukova st., Belgorod, 308012, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-9380-0968>, kozhuhanata@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-4634-7109>, zmas36@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1829-2676>, churikov.toni@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0122-1908>, sergey-za@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-6455-8172>, bstu-cvt-sem@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 June 2026

Revised: 29 June 2026

Accepted: 11 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Laser cladding

Ni-Al

Coating

Funding

This research was carried out within the framework of the state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation No. FZWN-2026-0007, titled "Structural and Physical Principles of the Formation of Functional Topocomposite Protective Coatings Based on Multicomponent Alloys for Elements of Tunnel Boring Complexes with a High Degree of Abrasive Wear", for the period 2026–2028. The work was also supported by the Center for High Technologies of Belgorod State Technological University named after V. G. Shukhov.

Acknowledgements

The research was carried out using the equipment of the Center for High Technologies of BSTU named after V. G. Shukhov.

ABSTRACT

Introduction. Laser cladding of powder composites is a promising method for producing heat-resistant coatings. The Ni–Al system, capable of forming the strengthening Ni_3Al phase, is of interest for protecting components operating under high-temperature oxidation conditions. However, the process is complicated by the high reactivity of aluminum and the tendency to form oxides and embrittle the structure. The literature lacks systematic recommendations for selecting parameters that ensure a dense, defect-free coating for the Ni–15% Al composition. **The purpose of this work** is to optimize the laser cladding parameters of the Ni–Al powder composite according to the criteria of continuity, geometric accuracy, and minimal defectiveness of the deposited bead. **Materials and methods.** Cladding was performed using a fiber laser with a power of 1,500–3,900 W, scanning speed of 20–100 mm/min, and powder feed rate of 24–69 g/min. A total of 40 single-track beads were produced. Quality was assessed by visual inspection, metallography of cross-sections, microhardness testing, energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS), and X-ray diffraction (XRD) phase analysis. The energy input E and specific energy input G were calculated for each mode. **Results and discussion.** The minimum energy input required to form a continuous bead is found to be $E \geq 54$ kJ. The optimal parameter window corresponds to $E = 54–81$ kJ at a scanning speed of 20–30 mm/min and a laser power of 1,860–2,700 W. At higher specific energy input, the iron content diffusing from the substrate increases, and the heat-affected zone expands. The microhardness of the coatings reaches 260–290 HV, significantly exceeding that of the initial steel substrate (≈ 150 HV). At lower G values, the structure contains the strengthening Ni_3Al phase, while at higher G values, taenite ($Fe_{0.64}Fe_{0.36}$) becomes the dominant phase. Aluminum oxides are not detected in either case. **Conclusions.** Modes with $E = 54–81$ kJ and $G = 3.3–5.0$ kJ/g are recommended, as they provide a dense, defect-free coating with high hardness and the desired phase composition. Further increase in energy input is inadvisable due to excessive dilution with the substrate material. The obtained results can serve as a basis for developing technological regulations for the application of Ni–Al coatings.

For citation: Kozhukhova N.I., Sirota V.V., Churikov A.S., Zaitsev S.V., Prokhorenkov D.S. The influence of laser cladding modes on the defectiveness of Ni-Al coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 44–57. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-44-57. (In Russian).

References

1. Zhong M., Liu W. Laser surface cladding: the state of the art and challenges. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2010, vol. 224 (5), pp. 1041–1060. DOI: 10.1243/09544062JMES1782.
2. Wang K., Zhang Z., Xiang D., Ju J. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1382. DOI: 10.3390/coatings12101382.

Sirota Vyacheslav V., Ph.D. (Physics and Mathematics)

Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov,

46 Kostyukova st.,

308012, Belgorod, Russian Federation

Tel.: +7 904 539-14-08, e-mail: zmas36@mail.ru

3. Li C. Research progress and prospect of laser cladding technology. *Journal of Physics: Conference Series*, 2023, vol. 2419 (1), p. 012049. DOI: 10.1088/1742-6596/2419/1/012049.
4. Makarov A.M., Gerashchenkov D.A., Kuznetsov P.A., Ryabov V.V., Vasiliev O.S. Investigation of the influence of laser treatment modes on coatings of aluminum, nickel, nickel-titanium systems. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 1758 (1), p. 012024. DOI: 10.1088/1742-6596/1758/1/012024.
5. Bourahima F., Helbert A.L., Rege M., Ji V., Solas D., Baudin T. Laser cladding of Ni based powder on a Cu–Ni–Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 771, pp. 1018–1028. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.
6. Pang X., Zhao Y., Liu W., He Z. Effect of laser power on the microstructure, wear and corrosion resistance of laser-clad Ni45 nickel-based alloy coatings. *Coatings*, 2026, vol. 16 (2), p. 238. DOI: 10.3390/coatings16020238.
7. Wang Z., Zhang J., Zhang F., Qi C. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect. *Scientific Reports*, 2024, vol. 14 (1), p. 11685. DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.
8. Zhang H., He Y., Zhang T., Fu Y., Huang K. Microstructure and wear characteristics of nickel-based coatings produced via laser cladding on 6061 aluminum alloy. *Lubricants*, 2026, vol. 14 (2), p. 56. DOI: 10.3390/lubricants14020056.
9. Halder B., Saha P. Identifying defects and problems in laser cladding and suggestions of some remedies for the same. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (5), pp. 13090–13101. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.297.
10. Chen M., Yang X., Zhang Z., Gu Y., Li K., Liu Y., Ma J. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 137 (1), pp. 1–21. DOI: 10.1007/s00170-025-15204-8.
11. Luis N.C. *Transition metal aluminide coatings and initial steps on additive manufacturing*. London, IntechOpen, 2018. DOI: 10.5772/intechopen.72582.
12. Cheng G.P., He Y.Z. Preparing of NiAl and Ni₃Al intermetallic composite coatings by laser cladding in situ synthesis. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 239, pp. 636–641. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.239-242.636.
13. Wang X., Liu Z., Cheng K., Li J., Ning H., Mao J. High-temperature corrosion characterization of Ni–Al laser cladding: the effect of Al content and Fe. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2024, vol. 33 (5), pp. 1417–1439. DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.
14. Gulov M.A. Optimizatsiya parametrov lazernoi naplavki poroshka na osnove sistemy nikel'-alyuminii [Optimization of parameters of laser cladding of the powder based on nickel-aluminium system]. *Sibirskii fizicheskii zhurnal = Siberian Journal of Physics*, 2022, vol. 17, no. 1, pp. 65–77. DOI: 10.25205/2541-9447-2022-17-1-65-77.
15. Kotoban D., Grigoriev S., Shishkovsky I. Study of 3D laser cladding for Ni₈₅Al₁₅ superalloy. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 262–268. DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.170.
16. Wang K., Zhang Z., Xiang D., Ju J. Research and progress of laser cladding: process, materials and applications. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1382. DOI: 10.3390/coatings12101382.
17. Bourahima F., Helbert A.L., Rege M., Ji V., Solas D., Baudin T. Laser cladding of Ni based powder on a Cu–Ni–Al glassmold: Influence of the process parameters on bonding quality and coating geometry. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 771, pp. 1018–1028. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.09.004.
18. Moosa A.A., Kadhim M.J., Subhi A.D. Dilution effect during laser cladding of Inconel 617 with Ni–Al powders. *Mathematical Models and Methods in Applied Sciences*, 2011, vol. 5, p. 50.
19. Zhang G., Ren Z., Hou Y., Zheng H. Laser cladding Al/Ni composite coating and its tribology performance. *Surface Engineering*, 2025, vol. 41 (2), pp. 266–278. DOI: 10.1177/02670844241309306.
20. Kotoban D.V., Shishkovsky I.V. Experimental study of conditions for the 3D laser cladding of nickel aluminide. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2016, vol. 80 (8), pp. 1003–1006. DOI: 10.3103/s1062873816080268. Translated from *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Seriya fizicheskaya*, 2016, vol. 80, no. 8, pp. 1101–1105. DOI: 10.7868/S0367676516080263.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование температуры при обработке никелида титана ТН-1

Николай Бобровский^{1, a}, Антон Кисель^{1, 2, b, *}, Ренат Каменов^{1, 2, c}, Дмитрий Подашев^{3, d},
Павел Целиков^{3, e}, Кайникаят Кисель^{2, 3, f}

¹ Национальный исследовательский университет «МИЭТ», Площадь Шокина, 1, г. Москва, г. Зеленоград, 124498, Россия

² Тольяттинский государственный университет, ул. Белорусская, 14, г. Тольятти, Самарская обл., 445020, Россия

³ Калининградский государственный технический университет, Советский пр., 1, г. Калининград, 236022, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-9299-2822>, bobrmn@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>, kisel1988@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9181-5704>, renatkamenov@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-9112-9253>, dmitrij.podashev@klgtu.ru;

^e <https://orcid.org/0009-0008-6040-0600>, patersort@list.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0003-2113-2192>, k.kisel-ks@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.941.1:621.787

История статьи:

Поступила: 05 марта 2026

Рецензирование: 30 мая 2026

Принята к печати: 11 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Механическая обработка

Никелид титана (титинол)

Температура резания

Тепловизор

Режим обработки

Скорость резания

Подача

Глубина резания

Технологическая наследственность

Поверхностное пластическое деформирование

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00298-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00298/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Температура, возникающая в зоне обработки заготовок, является важным параметром, влияющим на точность получаемых размеров, качество поверхности, свойства материала детали и износостойкость инструмента. Особенно критична температура при обработке ответственных деталей различной техники, работающей в тяжелых условиях эксплуатации. Такие детали изготавливают из жаропрочных сплавов, примером которых является никелид титана. Повлиять на температуру можно разными способами, но самым первым, который и применялся в настоящей работе, считается выбор рациональных режимов обработки. **Цель данной работы:** оценка влияния параметров режима резания на возникающую температуру при обработке заготовок из никелида титана. **Методы.** Экспериментальные исследования проводились по токарной обработке заготовок из никелида титана ТН-1. При испытаниях варьировались были параметры режима резания: скорость резания V , м/мин, подача S , мм/об, и глубина резания t , мм. Измерение возникающей при обработке температуры T , °С, выполнялось с помощью тепловизора СЕМ модели DT-9897. При испытаниях проводилась видеозапись процесса обработки, которая затем просматривалась с целью определения наибольшей величины температуры резания. Данная величина принималась как средняя температура резания, поскольку ее максимальное значение возникает в месте контакта стружки с передней поверхностью заготовки, которое закрыто от наблюдений самой стружкой. **Результаты и обсуждение.** При выполнении исследований достигнуты следующие результаты: согласно разработанному плану проведены экспериментальные исследования и определены величины температуры резания, возникающей при разных режимах точения заготовок из никелида титана ТН-1; установлены математические зависимости температуры от параметров режима резания; проведена верификация полученных зависимостей путем сравнения рассчитанных значений температуры резания с экспериментальными; установлено, что по выведенным зависимостям погрешность расчета не превышает 5,8 %; определены рациональные режимы точения заготовок из никелида титана по температуре резания и разработаны рекомендации по выбору параметров режима для чистовой и полужесткой обработки.

Для цитирования: Исследование температуры при обработке никелида титана ТН-1 / Н.М. Бобровский, А.Г. Кисель, Р.У. Каменов, Д.Б. Подашев, П.В. Целиков, К.Х. Кисель // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 58–69. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-58-69.

Введение

При изготовлении деталей техники, которая работает в тяжелых условиях эксплуатации, применяют материалы с высокими механическими и технологическими характеристиками. К такой технике относят авиационную, ракетно-космическую, горнодобывающую и др. Для изготовления ответственных деталей при этом

* Corresponding author

Кисель Антон Геннадьевич, к.т.н., доцент, с.н.с.

Тольяттинский государственный университет,

ул. Белорусская, 14,

445020, Самарская обл., г. Тольятти, Россия

Тел.: +7 999 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

часто используют труднообрабатываемые жаропрочные сплавы, содержащие никель и титан. Механическая обработка при производстве деталей в данном случае сопровождается высокими силами и температурами, воздействующими на инструмент и заготовку, что негативно влияет на точность, качество поверхности, свойства материала детали и износостойкость инструмента [1–5]. Все это в конечном счете приводит к увеличению брака, повышенному расходу инструмента и росту себестоимости производства в целом. Способов снижения влияния негативных факторов несколько, но самым первым является выбор рациональных режимов обработки. Во многих исследованиях в качестве контролируемого параметра при определении рациональных режимов выступает температура, возникающая в зоне обработки. Это объясняется тем, что температура влияет на все упомянутые ранее параметры инструмента и готовой детали.

Существует несколько способов определения температуры в зоне обработки:

- применение моделирования обработки с помощью CAE-систем [1, 2, 6–8];
- применение искусственных, полусинтетических или естественных термпар [2, 3, 6, 7, 9–12];
- расчет по физическим или эмпирическим зависимостям [4, 9, 13, 14];
- измерение уровня инфракрасного излучения с помощью пирометров или тепловизоров [4, 11, 15–20].

У каждого способа есть свои достоинства и недостатки. При этом все большее распространение получают бесконтактные методы, так как они универсальны, позволяют на расстоянии оценивать распределение температур в наблюдаемой области в реальном времени и просты в эксплуатации. По этим причинам в настоящем исследовании измерения проводились с помощью тепловизора.

Примером труднообрабатываемых сплавов, применяемых в авиационной, ракетно-космической и другой технике, является никелид титана, также называемый нитинолом [21–23]. Особенность этого сплава состоит в эффекте памяти формы – способности восстанавливать форму после предварительной деформации в холодном состоянии при изменении температуры или других условий [24, 25].

В литературе имеются некоторые рекомендации по обработке заготовок из данного типа сплавов и закономерности изменения показателей качества при различных режимах, однако таких публикаций крайне мало и они не характеризуют в полной мере происходящие процессы.

В частности, в источнике [26] сравниваются традиционная лезвийная обработка заготовок из нитинола, лазерная обработка, электроэрозионная, химическая и лезвийная микрообработка. Приводится оценка влияния параметров режима обработки и смазочно-охлаждающей жидкости на формирование заусенцев, свойства получаемой поверхности, температуру фазового перехода. Показано, что процесс отделения материала при микрообработке менее энергозатратен, вызывает выделение меньшего количества теплоты, что позволяет применять более высокие параметры режима (подачу и скорость резания).

В работе [27] представлены исследования зависимости скорости удаления материала, периода стойкости инструмента и шероховатости получаемой поверхности от частоты вращения шпинделя, подачи и глубины резания при точении заготовки из нитинола. Установлены оптимальные параметры режима обработки для минимизации негативных факторов.

В источнике [28] рассмотрены различные способы математического описания взаимосвязи силы резания и шероховатости получаемой поверхности от параметров режима и мощности лазера при токарной обработке заготовок из нитинола с предварительным нагревом зоны резания с помощью лазера. Показано, что применение адаптивной нейронечеткой системы вывода (ANFIS) обеспечивает наибольшую точность прогнозирования. Установлено, что скорость резания является основным фактором, определяющим возникающую силу резания и получаемую шероховатость поверхности.

В статье [29] показаны результаты исследований влияния параметров режима токарной обработки заготовки из нитинола на скорость съема материала, износ инструмента и шероховатость поверхности. Установлен оптимальный режим обработки для обеспечения наибольшей эффективности по указанным показателям.

Работа [30] представляет собой обзорную статью о высокоскоростном микрофрезеровании заготовок из нитинола. Представлены про-

блемы, возникающие при обработке, и возможные направления дальнейших исследований – перспективные материалы инструмента, альтернативные лезвийным виды обработки, пути оптимизации режимов, методы постобработки и влияние на окружающую среду.

В источнике [31] рассмотрено влияние режимов на скорость удаления материала и шероховатость получаемой поверхности заготовки из нитинола при проволочной электроэрозионной обработке. Сделан вывод, что модель ANFIS дает более точный результат при прогнозировании параметров электроэрозионной обработки. При этом реализация метода ANFIS может быть сложной и требовать значительных вычислительных ресурсов.

Исследования, в которых была бы упомянута возникающая в процессе механической обработки нитинола температура, при поиске научных источников не были установлены. Поэтому **целью настоящей работы** является оценка влияния параметров режима резания на возникающую температуру при обработке заготовок из никелида титана. Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи**:

- выполнить экспериментальные исследования по определению возникающей при разных режимах температуры резания;
- установить математические зависимости температуры от параметров режима резания;
- провести верификацию полученных зависимостей путем сравнения рассчитанных значений температуры резания с экспериментальными;
- установить рациональные режимы обработки никелида титана по температуре резания и разработать рекомендации по выбору параметров режима резания.

Методика исследований

Поскольку токарная обработка является одним из наиболее часто применяемых видов механической обработки, она выбрана для проведения исследований. Эксперименты выполнялись на настольном токарном станке с ЧПУ модели УТС6.

В качестве материала заготовки был выбран сплав ТН-1 как один из распространенных сплавов с памятью формы, применяемых в машиностроении. Основными химическими компонента-

ми этого сплава являются никель (53,5...56,5 % по массе) и титан (42,2...45,2 % по массе). Примером изделий из ТН-1 может послужить муфта для термомеханического соединения трубок (рис. 1). Заготовки имели диаметр 10 мм.

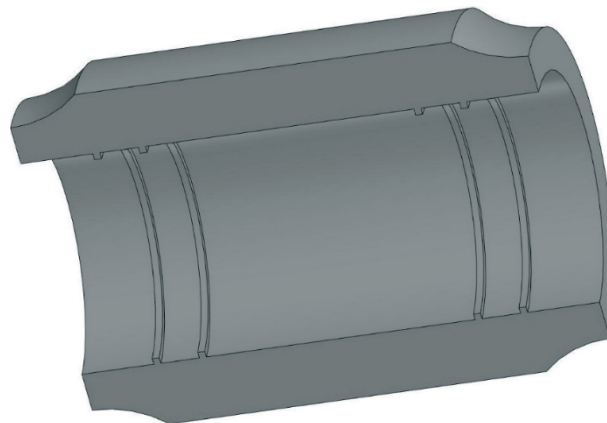


Рис. 1. Муфта для термомеханического соединения трубок из сплава с памятью формы в разрезе

Fig. 1. Coupling for thermomechanical joining of shape memory alloy tubes – sectional view

Применявшийся режущий инструмент – токарный резец ССМТ09Т308-ЕМ со сменной твердосплавной режущей пластиной с покрытием PVD на основе AlTiN.

При испытаниях варьируемыми были параметры режима резания: скорость резания V , м/мин, подача S , мм/об, и глубина резания t , мм. С целью оценки характера изменения искомой функции в центр плана при каждой глубине резания добавлена одна точка. Применявшиеся в исследованиях режимы аналогичны используемым на машиностроительных предприятиях (табл. 1).

Измерение возникающей при обработке температуры T , °C, выполнялось с помощью тепловизора СЕМ модели DT-9897 (рис. 2).

Диапазон измеряемых этим тепловизором температур: $-20...+650$ °C. Погрешность измерений согласно паспортным данным составляет ± 2 %. Коэффициент излучения ϵ регулируемый, что дает возможность устанавливать его в зависимости от характеристик рассматриваемой поверхности. Оценка данных, указанных в открытых интернет-источниках, показала, что ϵ для полированных или хорошо отражающих свет поверхностей различных сплавов может принимать значения от 0,1 до 0,3. Проверочный калибровочный эксперимент позволил уточнить

Таблица 1

Table 1

План экспериментов

Experiments plan

№ эксп.	V , м/мин	S , мм/об	t , мм
1	5	0,03	0,1
2	30	0,03	0,1
3	5	0,2	0,1
4	30	0,2	0,1
5	5	0,03	0,3
6	30	0,03	0,3
7	5	0,2	0,3
8	30	0,2	0,3
9	17,5	0,115	0,1
10	17,5	0,115	0,3

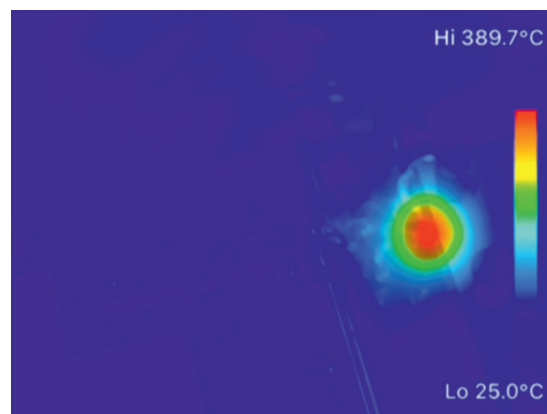
Рис. 2. Тепловизор
CEM DT-9897Fig. 2. Thermal imager
CEM DT-9897

эту величину, и для изучаемого материала было установлено $\varepsilon = 0,19$, что соответствует неокисленным никелевым сплавам. Измерение температуры T , °C, проводилось на расстоянии 500 мм от зоны обработки. Тепловизор направлялся на зону резания под углом $30...35^\circ$ так, что в область съемки попадали рабочая часть резца, обрабатываемая заготовка и частично трехкулачковый патрон. Смазочно-охлаждающая жидкость в зону резания не подавалась в связи с имеющейся практикой на предприятиях. Кроме того, это позволяет снизить число влияющих факторов.

Поскольку наблюдаемый процесс не являлся установившимся (стружка отделялась от заготовки и перемещалась непредсказуемо), это вносило свою погрешность в результаты наблюдений. Вследствие этого температура сначала возрастала, а затем колебалась относительно некоторого установившегося значения в меньшую сторону. Поэтому было принято решение выполнять видеозапись процесса, а после эксперимента просматривать ее и записывать в качестве результата наблюдений наибольшую величину температуры резания. Эта величина принималась как средняя температура резания, поскольку ее максимальное значение возникает в месте контакта стружки с передней поверхностью заготовки, которое закрыто от наблюдений самой стружкой.

Каждый эксперимент проводился следующим образом. На станке резец с неизношенной режущей пластиной подвигался в начальное положение. Включалась видеозапись на тепловизоре. Станок запускался на обработку по программе с необходимыми режимами резания. После выполнения обработки станок останавливался, выключалась видеозапись на тепловизоре. Применявшаяся режущая пластина снималась и устанавливалась новая. Затем все действия повторялись для каждого из рассматриваемых режимов обработки. Полученные во время проведения опытов видеозаписи просматривались с целью установить максимальную возникавшую температуру, которая записывалась в таблицу.

Пример изображения, полученного при испытаниях, представлен на рис. 3.

Рис. 3. Пример изображения, полученного
с помощью тепловизораFig. 3. Example of an image obtained with
a thermal imager

Результаты и их обсуждение

Результаты проведенных измерений температуры резания T представлены в табл. 2.

Таблица 2

Table 2

Результаты экспериментов

Experimental results

№ эксп.	V , м/мин	S , мм/об	t , мм	T , °C
1	5	0,03	0,1	183,4
2	30	0,03	0,1	356,2
3	5	0,2	0,1	420,1
4	30	0,2	0,1	459,2
5	5	0,03	0,3	290,0
6	30	0,03	0,3	389,7
7	5	0,2	0,3	303,8
8	30	0,2	0,3	440,5
9	17,5	0,115	0,1	139,2
10	17,5	0,115	0,3	215,4

Из табл. 2 видно, что при малой глубине резания ($t = 0,1$ мм) с увеличением подачи от 0,03 до 0,2 мм/об температура растет в 1,29...2,29 раза. Такая разница объяснима тем, что при малой подаче доминирует объемная пластическая деформация и аккумуляция тепла у резца (низкая температура в зоне резания, но глубокий нагрев). При увеличении подачи происходит интенсивное срезание стружки с переносом основного тепловыделения в объем срезаемого слоя (высокая температура в зоне резания, но более равномерное распределение). Кроме того, к этому добавляется фактор фазовых превращений (аустенит/мартенсит), который может усиливать эффект.

Поскольку в литературе не установлены исследования по измерению температуры при точении рассматриваемого сплава, то сравнить полученные данные с результатами, установленными ранее другими исследователями, оказалось невозможным. Однако существует достаточно результатов по обработке жаропрочных сплавов на основе никеля, например сплава Inconel 718 [32]. Согласно представленным в указанной публикации данным, при обработке этого сплава со скоростью резания 30 м/мин, подачей 0,2 мм/зуб и глубиной резания 0,25 мм средняя температура резания составляет около 283 °C. При сопоставимом режиме резания сплава ТН-1 температу-

ра составила 440,5 °C (табл. 2). Таким образом, при обработке нитинола возникающая в зоне резания температура заметно выше, что можно объяснить меньшей теплопроводностью этого сплава по сравнению с Inconel 718.

Определение зависимости возникающей температуры от параметров режима резания проводилось двумя способами, чтобы в дальнейшем выбрать наиболее точную.

Первый способ заключался в применении преобразования Бокса – Кокса. Согласно этому методу значения переменных кодировались по следующим выражениям:

$$V_c = \frac{V - 17,5}{12,5}, \quad S_c = \frac{S - 0,115}{0,085}, \quad (1)$$

$$t_c = \frac{t - 0,2}{0,1},$$

где V_c , S_c , t_c – кодированные значения скорости резания, подачи и глубины резания соответственно. Реализация метода выполнялась на языке программирования Python. В результате преобразований была получена следующая формула в кодированных значениях:

$$\begin{aligned} \tilde{T} = & 480,6509 + 214,4369V_c + \\ & + 194,7511S_c + 23,0559t_c + 327,5388V_c^2 + \\ & + 327,5388S_c^2 - 130,4228S_c t_c. \end{aligned} \quad (2)$$

Выражение для пересчета из кодированных значений по формуле (2) имеет вид

$$T = (1 + 1,2319\tilde{T})^{1/1,2319}. \quad (3)$$

Вторым способом являлось применение специального программного обеспечения Statistica, позволяющего для функций от двух переменных вывести зависимость и построить график зависимости в виде поверхности отклика. Поскольку варьируемых параметров в исследованиях всего два, то были получены две зависимости – для каждого из значений глубины резания. Установленные формулы имеют следующий вид:

– для глубины резания $t = 0,1$ мм:

$$\begin{aligned} T = & 304,5154 - 16,3046V - 1806,1027S + \\ & + 0,6838V^2 - 31,4588VS + 14283,737S^2; \end{aligned} \quad (4)$$

– для глубины резания $t = 0,3$ мм:

$$\begin{aligned} T = & 398,7812 - 9,9281V - 2412,8143S + \\ & + 0,3812V^2 + 8,7059VS + 10569,7809S^2. \end{aligned} \quad (5)$$

Поверхности отклика для обоих способов представлены на рис. 4 и 5.

Оценка адекватности выведенных зависимостей (2) – (5) выполнялась путем подстановки параметров режимов резания и сравнения результатов расчетов с экспериментальными данными (табл. 3).

Для оценки точности расчетов по выведенным зависимостям выполнены расчеты относительной погрешности ε , %, которые представлены в табл. 3. Из таблицы ясно, что более точной является зависимость, полученная в программе Statistica (максимальная погрешность составила 5,8 %).

Причиной существенной разницы в результатах расчетов могут быть разные подходы в применявшихся методах аппроксимации. Цель преобразования Бокса – Кокса – приведение распределения отклика к более нормальному виду, стабилизация дисперсии. После преобразования строится модель уже на «исправленных» данных. Программа Statistica строит математическую модель, которая напрямую аппроксимирует поверхность отклика от двух переменных. Она определяет такие коэффициенты при членах, чтобы наилучшим образом описать данные. Поэтому в дальнейших расчетах принимались формулы (4) и (5).

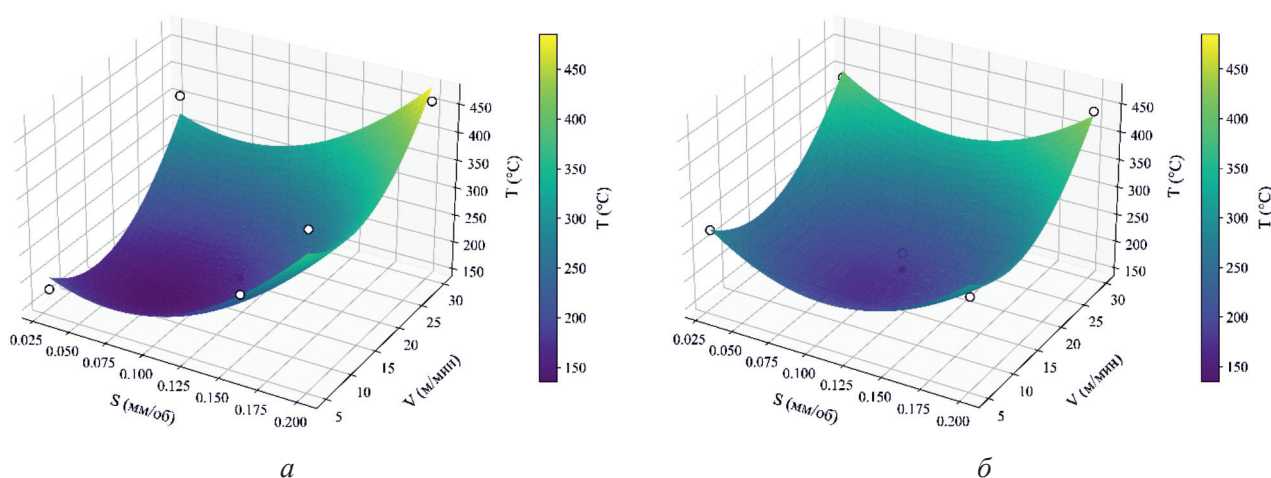


Рис. 4. Зависимости, построенные с помощью преобразования Бокса – Кокса:

а – при $t = 0,1$ мм; б – при $t = 0,3$ мм

Fig. 4. Dependencies plotted using the Box-Cox transformation:

а – at $t = 0.1$ mm; б – at $t = 0.3$ mm

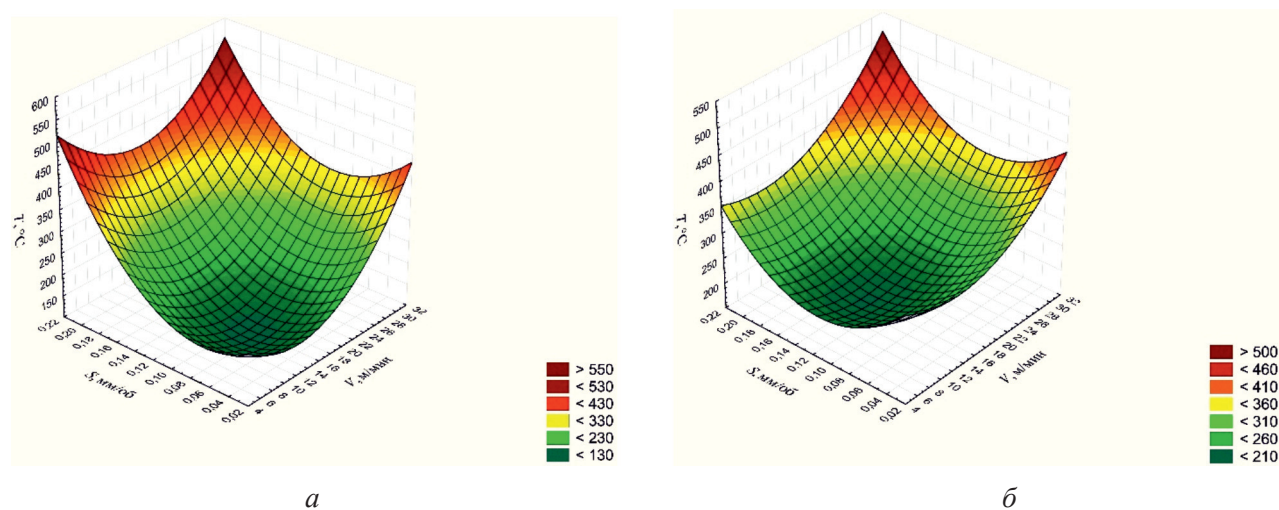


Рис. 5. Зависимости, построенные с помощью программы Statistica:

а – при $t = 0,1$ мм; б – при $t = 0,3$ мм

Fig. 5. Dependencies plotted using Statistica software:

а – at $t = 0.1$ mm; б – at $t = 0.3$ mm

Таблица 3

Table 3

Оценка адекватности выведенных зависимостей

Evaluation of the adequacy of derived dependencies

№ эксп. / Exp. No.	V , м/мин / V (m/min)	S , мм/об / S (mm/rev)	t , мм / t (mm)	T , °C (эксп.) / T (°C) (exp.)	T , °C (Бокс – Кокс.) / T (°C) (Box-Cox)	ε , % (Бокс – Кокс.) / ε (%) (Box-Cox)	T , °C (Statistica) / T (°C) (Statistica)	ε , % (Statistica) / ε (%) (Statistica)
1	5	0,03	0,1	183,4	205,6	12,1	194,0	5,8
2	30	0,03	0,1	356,2	323,4	–9,2	361,1	1,4
3	5	0,2	0,1	420,1	380,3	–9,5	418,8	–0,3
4	30	0,2	0,1	459,2	485,3	5,7	452,2	–1,5
5	5	0,03	0,3	290,0	291,1	0,4	297,1	2,4
6	30	0,03	0,3	389,7	401,7	3,1	389,0	–0,2
7	5	0,2	0,3	303,8	325,2	7,0	307,6	1,3
8	30	0,2	0,3	440,5	433,4	–1,6	436,5	–0,9
9	17,5	0,115	0,1	139,2	171,3	23,1	146,5	5,2
10	17,5	0,115	0,3	215,4	185,2	–14,0	221,6	2,9

По рис. 5, *a* и 5, *б* видно, что зависимости имеют точку минимума, поэтому целесообразно найти значения параметров режима резания, при которых температура резания минимальна. С этой целью выражения (4) и (5) были продифференцированы по V и S и приравнены к нулю. По полученным системам уравнений определены искомые значения скорости резания и подачи. Установлено, что при глубине резания $t = 0,1$ мм минимальная температура резания, равная 121,89 °C, возникает при скорости резания $V = 13,72$ м/мин и подаче $S = 0,08$ мм/об. При глубине резания $t = 0,3$ мм минимальная температура резания, равная 140,08 °C, возникает при скорости резания $V = 11,77$ м/мин и подаче $S = 0,11$ мм/об.

Таким образом, рекомендуемые режимы точения заготовок из никелида титана ТН-1 по наименьшей температуре резания будут следующие:

– при глубине резания $t = 0,1$ мм (чистовая обработка):

$$V = 13,72 \text{ м/мин}, S = 0,08 \text{ мм/об};$$

– при глубине резания $t = 0,3$ мм (получистовая обработка):

$$V = 11,77 \text{ м/мин}, S = 0,11 \text{ мм/об}.$$

Наличие точки минимума близко к центру плана экспериментов объясняется аустенитно-

мартенситными превращениями в материале: при попадании в интервал мартенситных превращений часть механической энергии расходуется на структурные изменения, а не на нагрев, что в данных условиях вызывает локальное снижение температуры.

Выводы

В работе выполнены исследования влияния параметров режима резания на температуру в зоне обработки при точении заготовок из никелида титана ТН-1. При достижении поставленной цели установлены математические зависимости, позволяющие расчетным путем определять температуру резания при заданных параметрах режима в рамках применявшихся диапазонов: скорость резания от 5 до 30 м/мин, подача от 0,03 до 0,2 мм/об и глубина резания от 0,1 до 0,3 мм. Погрешность расчетов при этом составит не более 5,8 %. Помимо этого установлены рациональные по температуре режимы резания и разработаны рекомендации по выбору параметров режима для чистовой и получистовой обработки.

Результаты позволят назначать параметры режимов резания по температуре в зоне обработки, что даст возможность контролировать процессы износа обрабатываемого инструмента и изменения, происходящие в материале при его нагреве.



Следует также отметить, что обработанные заготовки обладают технологической наследственностью – их свойства, такие как структура и текстура, после любого вида обработки меняются, что, в свою очередь, влияет на последующие стадии изготовления детали. Таким образом, полученные в настоящем исследовании результаты необходимо учитывать при необходимости выполнения доводочных операций, таких как поверхностное пластическое деформирование (ППД). Поскольку установлены математические зависимости, описывающие закономерности изменения возникающей температуры, то это позволит прогнозировать возможные изменения в материале, а также экстраполировать эти значения на другие виды обработки с некоторыми допущениями.

Список литературы

1. D'Addona D., Raykar S. Thermal modeling of tool temperature distribution during high pressure coolant assisted turning of Inconel 718 // *Materials*. – 2019. – Vol. 12 (3). – P. 408. – DOI: 10.3390/ma12030408.
2. Liu H., Meurer M., Bergs T. Modeling and monitoring of the tool temperature during continuous and interrupted turning with cutting fluid // *Metals*. – 2024. – Vol. 14 (11). – P. 1292. – DOI: 10.3390/met14111292.
3. Characterization and optimization of a locally boron-doped diamond tool for self-sensing of cutting temperature / S. Liu, L. An, H. Li, X. Fu, B.-F. Ju, Y.-L. Chen // *Nanomanufacturing and Metrology*. – 2024. – Vol. 7 (1). – P. 24. – DOI: 10.1007/s41871-024-00243-8.
4. Temperature measurement and numerical prediction in machining Inconel 718 / J. Díaz-Álvarez, A. Tapetado, C. Vázquez, H. Miguélez // *Sensors*. – 2017. – Vol. 17 (7). – P. 1531. – DOI: 10.3390/s17071531.
5. Lakshmanan S., Pradeep Kumar M., Dhananchezian M. Optimization of turning parameter on surface roughness, cutting force and temperature through TOPSIS // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. – Vol. 72. – P. 2231–2237. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.209.
6. Thermocouple and infrared sensor-based measurement of temperature distribution in metal cutting / A. Kus, Y. Isik, M.C. Cakir, S. Coşkun, K. Özdemir // *Sensors*. – 2015. – Vol. 15 (1). – P. 1274–1291. – DOI: 10.3390/s150101274.
7. Development of a multi-sensor concept for real-time temperature measurement at the cutting insert of a single-lip deep hole drilling tool / J. Ramme, R. Wegert, V. Guski, S. Schmauder, H.-C. Moehring // *Applied Sciences*. – 2022. – Vol. 12 (14). – P. 7095. – DOI: 10.3390/app12147095.
8. Analysis and prediction of residual stresses based on cutting temperature and cutting force in rough turning of Ti–6Al–4V / G. Li, W. Lu, S. Huang, X. Zhang, S. Ding // *Heliyon*. – 2022. – Vol. 8 (11). – P. e11661. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2022.e11661.
9. Лапшин В.П., Русановский Р.В., Туркин И.А. Оценка влияния скорости реакции термодинамической подсистемы на динамику процесса резания при металлообработке // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 17–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-17-30.
10. Патил Н.Г., Сараф А.Р., Кулкарни А.П. Полуэмпирическое моделирование температуры резания и шероховатости поверхности при точении конструкционных материалов твердосплавным инструментом с покрытием TiAlN // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 155–174. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-155-174.
11. Исследование термонагруженности процесса точения металл-композитной системы в зависимости от скорости, подачи и глубины резания при обработке тонкостенной металлической оболочки толщиной 2 мм / Н.С. Любимый, Б.С. Четвериков, С.В. Клюев, Н.А. Загородний, А.А. Польшин, А.К. Мальцев, М.В. Быченко // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 131–147. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-131-147.
12. Лапшин В.П., Христофорова В.В., Носачев С.В. Взаимосвязь температуры и силы резания с износом и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 44–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58.
13. Ślusarczyk Ł., Franczyk E. Estimation of temperature in the cutting area during orthogonal turning of grade 2 titanium // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 125. – P. 4485–4496. – DOI: 10.1007/s00170-023-10877-5.
14. Ślusarczyk Ł. Experimental-analytical method for temperature determination in the cutting zone during orthogonal turning of GRADE 2 titanium alloy // *Materials*. – 2021. – Vol. 14 (15). – P. 4328. – DOI: 10.3390/ma14154328.
15. Effects of cryogenic cooling on cutting temperature and surface roughness in turning of AA7075 aluminum alloy / S. Ranjbar, A. Foorginejad, S.M. Emam, M. Ebadi, K. Shiri // *Scientific Reports*. – 2026. – Vol. 16. – P. 7914. – DOI: 10.1038/s41598-026-39003-7.
16. Influence of cemented carbide composition on cutting temperatures and corresponding hot hard-

nesses / A. Vornberger, T. Picker, J. Pötschke, M. Herrmann, B. Denkena, A. Krödel, A. Michaelis // Materials. – 2020. – Vol. 13 (20). – P. 4571. – DOI: 10.3390/ma13204571.

17. Study of cutting temperature during turning of high-hard cast irons / O. Bohdanov, V. Derbaba, S. Dubrovskiy, V. Ruban, N. Nazarenko // Collection of Research Papers of the National Mining University. – 2023. – Vol. 75. – P. 44–54. – DOI: 10.33271/crpnmu/75.044.

18. Sandhu N., Singh R., Singh N. Analysis of tool wear and cutting temperature in WS2-assisted MQL turning of H13 steel // Discover Mechanical Engineering. – 2025. – Vol. 4. – P. 55. – DOI: 10.1007/s44245-025-00136-0.

19. Investigation of cutting temperature during Al-Cu3MgMnNb aluminium alloy turning / R. Dubovska, J. Majerik, I. Baska, J. Jambor // Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 15 (5). – P. 796–801. – DOI: 10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/5/796.

20. Investigation of the effects of machining parameters on cutting conditions during orthogonal turning of austenite stainless steel / G. Kónya, J. Takács, I. Miskolczi, Z.F. Kovács // Production Engineering Archives. – 2024. – Vol. 30 (2). – P. 251–258. – DOI: 10.30657/pea.2024.30.24.

21. Chaudhari R., Vora J.J., Parikh D.M. A review on applications of nitinol shape memory alloy // Recent advances in mechanical infrastructure / ed. by A.K. Parwani, P. Ramkumar, K. Abhishek, S.K. Yadav. – Singapore: Springer, 2021. – P. 123–132. – (Lecture Notes in Intelligent Transportation and Infrastructure). – DOI: 10.1007/978-981-33-4176-0_10.

22. Кульчицкий А.А. Режимы резания при обработке никель-титановых сплавов // Металлообработка. – 2001. – № 3 (3). – С. 11–12.

23. Упрочнение поверхности нитинола для повышения качества шлифования / Д.Ю. Казимиров, А.В. Прокопьева, А.Д. Астахов, О.А. Медведев, А.Д. Лушпей // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2021. – Т. 8, № 3–4. – С. 25–29.

24. Албагачиев А.Ю., Хасьянова Д.У. Особенности процесса трения при дорновании деталей из нитинола // Вестник машиностроения. – 2021. – № 5. – С. 40–43. – DOI: 10.36652/0042-4633-2021-5-40-43.

25. Албагачиев А.Ю., Хасьянова Д.У. Особенности формирования и высокотемпературной обработки пустотелых заготовок при изготовлении деталей

из сплава с эффектом памяти формы // Вестник машиностроения. – 2019. – № 7. – С. 59–62.

26. A state-of-the-art review on micro-machining of nitinol shape memory alloys and optimization of process variables considering the future trends of research / S. Dutta, D.K. Sarma, J. Vora, R. Chaudhari, A. Bhowmik, P. Samal, S. Khanna // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2025. – Vol. 9. – P. 183. – DOI: 10.3390/jmmp9060183.

27. Experimental analysis and optimization of MQL turning of nitinol 56 alloy: a comparative study of grey, utility, and TOPSIS methods / D. Sureja, S. Kumari, R.S. Kumar, K. Abhishek, A. Saxena, S.S. Abdullaev // International Journal on Interactive Design and Manufacturing. – 2024. – Vol. 18. – P. 3427–3438. – DOI: 10.1007/s12008-023-01621-0.

28. Naresh Ch., Sameer M.D., Bose P.S.Ch. Comparative analysis of RSM, ANN and ANFIS techniques in optimization of process parameters in laser assisted turning of NITINOL shape memory alloy // Lasers in Manufacturing and Materials Processing. – 2024. – Vol. 11. – P. 371–401. – DOI: 10.1007/s40516-024-00247-8.

29. Utility function approach integrated with fuzzy for optimization in dry turning of nitinol 56 / S. Kumari, D. Sureja, K. Abhishek, G. Kumar // Recent Advances in Materials and Manufacturing Science. ICRAM 2025. – Singapore: Springer, 2025. – P. 465–476. – (Lecture Notes in Mechanical Engineering). – DOI: 10.1007/978-981-95-0063-5_36.

30. A review on high speed micro-milling of shape memory alloy (NiTiInol): process and post perspective / R.R. Kundiya, M. Kadam, P. Jadhav, R. Pawade // International Journal on Interactive Design and Manufacturing. – 2025. – Vol. 19. – P. 2337–2353. – DOI: 10.1007/s12008-024-02153-x.

31. Naresh C., Bose P.S.C., Rao C.S.P. Artificial neural networks and adaptive neuro-fuzzy models for predicting WEDM machining responses of Nitinol alloy: comparative study // SN Applied Sciences. – 2020. – Vol. 2 (2). – P. 1–23. – DOI: 10.1007/s42452-020-2083-y.

32. Using the chip-tool thermocouple method to measure the temperature in the milling of Inconel 718 under different lubri-cooling strategies / L.M.Q. Barbosa, P.H.P. França, G.H.N. Fernandes, V. Baldin, P.S. Martins, Á.R. Machado // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2025. – Vol. 140. – P. 5435–5447. – DOI: 10.1007/s00170-025-16568-7.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Investigation of temperature during machining of titanium nickelide TN-1

Nikolaj Bobrovskij^{1, a}, Anton Kisel'^{1, 2, b, *}, Renat Kamenov^{1, 2, c}, Dmitriy Podashev^{3, d},
 Pavel Tselikov^{3, e}, Kajnikayat Kisel'^{2, 3, f}

¹ National Research University "MIET", 1 Shokin Square, Moscow, Zelenograd, 124498, Russian Federation

² Togliatti State University, 14 Belorusskaya Str, Togliatti, 445020, Russian Federation

³ Kaliningrad State Technical University, 1 Sovetsky Avenue, Kaliningrad, 236022, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-9299-2822>, bobrnm@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>, kisel1988@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9181-5704>, renatkamenov@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-9112-9253>, dmitrij.podashev@klgtu.ru;

^e <https://orcid.org/0009-0008-6040-0600>, patersort@list.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0003-2113-2192>, k.kisel-ks@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 March 2026

Revised: 30 May 2026

Accepted: 11 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Mechanical machining

Titanium nickelide (nitinol)

Cutting temperature

Thermal imager

Machining mode

Cutting speed

Feed

Depth of cut

Technological heredity

Surface plastic deformation

Funding

The research was supported by a grant from the Russian Science Foundation, project No. 22-19-00298-P, <https://rscf.ru/en/project/22-19-00298/>.

ABSTRACT

Introduction. The temperature generated in the machining zone is a critical parameter that affects the dimensional accuracy, surface quality, material properties of the workpiece, and tool wear resistance. This is especially important when machining critical components for machinery operating under severe conditions. Such parts are typically made from heat-resistant alloys, with titanium nickelide (nitinol) being a notable example. Temperature can be influenced by various methods, but the primary approach used in this study was the selection of rational machining parameters. **The purpose of this work** is to evaluate the impact of cutting parameters on the temperature generated during the machining of titanium nickelide workpieces. **Materials and methods.** Experimental studies were conducted on the turning of titanium nickelide (TN-1) workpieces. The variable parameters in the tests were the cutting parameters: cutting speed V (m/min), feed rate S (mm/rev), and depth of cut t (mm). The temperature T (°C) generated during machining was measured using a CEM DT-9897 thermal imager. The machining process was recorded during the tests, and was later reviewed to determine the peak cutting temperature. This value was taken as the average cutting temperature, as its maximum occurs at the contact point between the chip and the workpiece's front surface, which is obscured from direct observation by the chip itself. **Results and discussion.** The following results are obtained during the research: experimental studies are conducted according to a developed plan, and the cutting temperature generated under various turning modes of TN-1 titanium nickelide workpieces are determined; mathematical dependencies of temperature on cutting parameters are established; verification of the obtained dependencies is performed by comparing calculated cutting temperatures with experimental data (it is found that, according to the derived dependencies, the calculation error does not exceed 5.8%); rational turning modes for titanium nickelide workpieces are established based on cutting temperature, and recommendations for selecting cutting parameters for finish and semi-finish machining are developed.

For citation: Bobrovskij N.M., Kisel' A.G., Kamenov R.U., Podashev D.B., Tselikov P.V., Kisel' K.Kh. Investigation of temperature during machining of titanium nickelide TN-1. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 58–69. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-58-69. (In Russian).

References

1. D'Addona D., Raykar S. Thermal modeling of tool temperature distribution during high pressure coolant assisted turning of Inconel 718. *Materials*, 2019, vol. 12 (3), pp. 408. DOI: 10.3390/ma12030408.
2. Liu H., Meurer M., Bergs T. Modeling and monitoring of the tool temperature during continuous and interrupted turning with cutting fluid. *Metals*, 2024, vol. 14 (11), p. 1292. DOI: 10.3390/met14111292.

* Corresponding author

Kisel' Anton G., Ph. D. (Engineering), Associate Professor, Senior Researcher
 Togliatti State University,
 14 Belorusskaya St.,
 445020, Togliatti, Russia
 Tel.: +7 999 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

3. Liu S., An L., Li H., Fu X., Ju B.-F., Chen Y.-L. Characterization and optimization of a locally boron-doped diamond tool for self-sensing of cutting temperature. *Nanomanufacturing and Metrology*, 2024, vol. 7 (1), p. 24. DOI: 10.1007/s41871-024-00243-8.
4. Díaz-Álvarez J., Tapetado A., Vázquez C., Miguélez H. Temperature measurement and numerical prediction in machining Inconel 718. *Sensors*, 2017, vol. 17 (7), p. 1531. DOI: 10.3390/s17071531.
5. Lakshmanan S., Pradeep Kumar M., Dhananchezian M. Optimization of turning parameter on surface roughness, cutting force and temperature through TOPSIS. *Materials Today: Proceedings*, 2023, vol. 72, pp. 2231–2237. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.209.
6. Kus A., Isik Y., Cakir M.C., Coşkun S., Özdemir K. Thermocouple and infrared sensor-based measurement of temperature distribution in metal cutting. *Sensors*, 2015, vol. 15 (1), pp. 1274–1291. DOI: 10.3390/s150101274.
7. Ramme J., Wegert R., Guski V., Schmauder S., Moehring H.-C. Development of a multi-sensor concept for real-time temperature measurement at the cutting insert of a single-lip deep hole drilling tool. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (14), p. 7095. DOI: 10.3390/app12147095.
8. Li G., Lu W., Huang S., Zhang X., Ding S. Analysis and prediction of residual stresses based on cutting temperature and cutting force in rough turning of Ti–6Al–4V. *Heliyon*, 2022, vol. 8 (11), p. e11661. DOI: 10.1016/j.heliyon.2022.e11661.
9. Lapshin V.P., Rusanovsky R.V., Turkin I.A. Evaluation of the influence of the reaction rate of the thermodynamic subsystem on the dynamics of the cutting process in metalworking. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 17–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-17-30. (In Russian).
10. Patil N.G., Saraf A.R., Kulkarni A.P. Semi empirical modeling of cutting temperature and surface roughness in turning of engineering materials with TiAlN coated carbide tool. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 155–174. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-155-174. (In Russian).
11. Lyubimiy N.S., Chetverikov B.S., Klyuev S.V., Zagorodniy N.A., Polshin A.A., Maltsev A.K., Bytsenko M.V. Investigation of the thermal loading during turning of a metal–composite system as a function of cutting speed, feed rate, and depth when machining a thin-walled 2 mm metal shell. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 131–147. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-131-147. (In Russian).
12. Lapshin V.P., Khristoforova V.V., Nosachev S.V. Relationship of temperature and cutting force with tool wear and vibration in metal turning. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 44–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58. (In Russian).
13. Ślusarczyk Ł., Franczyk E. Estimation of temperature in the cutting area during orthogonal turning of grade 2 titanium. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 125, pp. 4485–4496. DOI: 10.1007/s00170-023-10877-5.
14. Ślusarczyk Ł. Experimental-analytical method for temperature determination in the cutting zone during orthogonal turning of GRADE 2 titanium alloy. *Materials*, 2021, vol. 14 (15), p. 4328. DOI: 10.3390/ma14154328.
15. Ranjbar S., Foorginejad A., Emam S.M., Ebadi M., Shiri K. Effects of cryogenic cooling on cutting temperature and surface roughness in turning of AA7075 aluminum alloy. *Scientific Reports*, 2026, vol. 16, p. 7914. DOI: 10.1038/s41598-026-39003-7.
16. Vornberger A., Picker T., Pötschke J., Herrmann M., Denkena B., Krödel A., Michaelis A. Influence of cemented carbide composition on cutting temperatures and corresponding hot hardnesses. *Materials*, 2020, vol. 13 (20), p. 4571. DOI: 10.3390/ma13204571.
17. Bohdanov O., Derbaba V., Dubrovskiy S., Ruban V., Nazarenko N. Study of cutting temperature during turning of high-hard cast irons. *Collection of Research Papers of the National Mining University*, 2023, vol. 75, pp. 44–54. DOI: 10.33271/crpnmu/75.044.
18. Sandhu N., Singh R., Singh N. Analysis of tool wear and cutting temperature in WS₂-assisted MQL turning of H13 steel. *Discover Mechanical Engineering*, 2025, vol. 4, p. 55. DOI: 10.1007/s44245-025-00136-0.
19. Dubovska R., Majerik J., Baska I., Jambor J. Investigation of cutting temperature during AlCu3MgMnPb aluminium alloy turning. *Manufacturing Technology*, 2015, vol. 15 (5), pp. 796–801. DOI: 10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/5/796.
20. Kónya G., Takács J., Miskolczi I., Kovács Z.F. Investigation of the effects of machining parameters on cutting conditions during orthogonal turning of austenite stainless steel. *Production Engineering Archives*, 2024, vol. 30 (2), pp. 251–258. DOI: 10.30657/pea.2024.30.24.

21. Chaudhari R., Vora J.J., Parikh D.M. A review on applications of nitinol shape memory alloy. *Recent Advances in Mechanical Infrastructure. Lecture Notes in Intelligent Transportation and Infrastructure*. Singapore, Springer, 2021, pp. 123–132. DOI: 10.1007/978-981-33-4176-0_10.
22. Kul'chitskii A.A. Rezhimy rezaniya pri obrabotke nikel'-titanovykh splavov [Cutting modes for machining nickel-titanium alloys]. *Metalloobrabotka = Metalworking*, 2001, no. 3 (3), pp. 11–12.
23. Kazimirov D.Yu., Prokop'eva A.V., Astahov A.D., Medvedev O.A., Lushpey A.D. Uprochnenie poverkhnosti nitinola dlya povysheniya kachestva shlifovaniya [Surface hardening of nitinol for increased grinding quality]. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii = Aktual Problems in Machine Building*, 2021, vol. 8, no. 3–4, pp. 25–29. (In Russian).
24. Albagachiev A.Yu., Khasyanova D.U. Osobennosti protsessa treniya pri dornovanii detalei iz nitinola [Friction in burnishing alloy parts with shape memory]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 2021, no. 5, pp. 40–43. DOI: 10.36652/0042-4633-2021-5-40-43. (In Russian).
25. Albagachiev A.Yu., Khasyanova D.U. Osobennosti formirovaniya i vysokotemperaturnoi obrabotki pustotelykh zagotovok pri izgotovlenii detalei iz splava s efektom pamyati formy [Production of hollow alloy blanks with shape memory effect]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 2019, no. 7, pp. 59–62. (In Russian).
26. Dutta S., Sarma D.K., Vora J., Chaudhari R., Bhowmik A., Samal P., Khanna S. A state-of-the-art review on micro-machining of nitinol shape memory alloys and optimization of process variables considering the future trends of research. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2025, vol. 9, p. 183. DOI: 10.3390/jmmp9060183.
27. Sureja D., Kumari S., Kumar R.S., Abhishek K., Saxena A., Abdullaev S.S. Experimental analysis and optimization of MQL turning of nitinol 56 alloy: a comparative study of grey, utility, and TOPSIS methods. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 2024, vol. 18, pp. 3427–3438. DOI: 10.1007/s12008-023-01621-0.
28. Naresh Ch., Sameer M.D., Bose P.S.Ch. Comparative analysis of RSM, ANN and ANFIS techniques in optimization of process parameters in laser assisted turning of NITINOL shape memory alloy. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2024, vol. 11, pp. 371–401. DOI: 10.1007/s40516-024-00247-8.
29. Kumari S., Sureja D., Abhishek K., Kumar G. Utility function approach integrated with fuzzy for optimization in dry turning of nitinol 56. *Recent Advances in Materials and Manufacturing Science. ICRAM 2025. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Singapore, Springer, 2025, pp. 465–476. DOI: 10.1007/978-981-95-0063-5_36.
30. Kundiya R.R., Kadam M., Jadhav P., Pawade R. A review on high speed micro-milling of shape memory alloy (NiTiInol): process and post perspective. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 2025, vol. 19, pp. 2337–2353. DOI: 10.1007/s12008-024-02153-x.
31. Naresh C., Bose P.S.C., Rao C.S.P. Artificial neural networks and adaptive neuro-fuzzy models for predicting WEDM machining responses of Nitinol alloy: comparative study. *SN Applied Sciences*, 2020, vol. 2 (2), pp. 1–23. DOI: 10.1007/s42452-020-2083-y.
32. Barbosa L.M.Q., França P.H.P., Fernandes G.H.N., Baldin V., Martins P.S., Machado Á.R. Using the chip-tool thermocouple method to measure the temperature in the milling of Inconel 718 under different lubri-cooling strategies. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 140, pp. 5435–5447. DOI: 10.1007/s00170-025-16568-7.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние тепловложения на формирование покрытия из алюминиевой бронзы на нержавеющей стали при электронно-лучевой наплавке

Александр Елисеев ^{a,*}, Александр Панфилов ^b, Андрей Воронцов ^c, Анна Зыкова ^d, Андрей Черемнов ^e

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>,  alan@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  alexp1@ispms.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  vav@ispms.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>,  zykovaap@mail.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  amc@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.186:621.791.011:669-1

История статьи:

Поступила: 23 июня 2026

Рецензирование: 03 июля 2026

Принята к печати: 16 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Алюминиевая бронза

Нержавеющая сталь

Электронно-лучевая наплавка

Микроструктура

Финансирование:

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Актуальность исследования обусловлена необходимостью разработки технологий нанесения износостойких и коррозионно-стойких покрытий из алюминиевой бронзы на стальные поверхности для снижения массы и стоимости изделий при сохранении эксплуатационных характеристик в агрессивных средах, таких как морская вода. Традиционные методы нанесения (например, пайка или гальваника) не обеспечивают достаточную адгезию и не подходят для трибологических узлов, тогда как высокоэнергетические методы требуют точного контроля тепловложения и состава сплава для предотвращения образования дефектов и хрупких интерметаллидных фаз. **Целью работы** является исследование влияния тепловложения при электронно-лучевой наплавке на формирование покрытия из сплава БрАМц9-2 на нержавеющей стали. **Методология.** В работе использован метод электронно-лучевой наплавки одиночных капель на стальную подложку при трех режимах с различным током электронного пучка – 30, 45 и 60 мА (тепловложение 135, 202 и 270 Дж/мм). Проведены металлографический анализ, рентгенофазовый анализ, энергодисперсионная спектроскопия и измерение микротвердости по Виккерсу в поперечном сечении наплавленных капель. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что с увеличением тепловложения степень разбавления бронзы сталью возрастает от 2 до 59 %, глубина проплавления – от 0,06 до 2,43 мм, а микротвердость – от HV 156 до HV 343. При низком тепловложении наблюдается эпитаксиальный рост α -Cu и наличие фаз β' -Cu₃Al и γ -Cu₉Al₄, свидетельствующих о быстром охлаждении. При высоком тепловложении происходит интенсивное перемешивание расплавов, диффузия элементов и формирование железосодержащих включений, что приводит к доминированию фаз α -Cu, α -Fe и γ -Fe и подавлению хрупкой γ -фазы. Полученные результаты показывают, что контролируемое разбавление в условиях электронно-лучевой наплавки может быть использовано для целенаправленного легирования и упрочнения бронзовых покрытий, это обеспечивает высокую адгезию и улучшенные механические свойства без образования дефектов, характерных для других методов наплавки.

Для цитирования: Влияние тепловложения на формирование покрытия из алюминиевой бронзы на нержавеющей стали при электронно-лучевой наплавке / А.А. Елисеев, А.О. Панфилов, А.В. Воронцов, А.П. Зыкова, А.М. Черемнов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 70–82. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-70-82.

Введение

Алюминиевые бронзы относятся к высокопрочным и коррозионно-стойким медным сплавам, традиционно применяемым в морской технике и энергетике, где детали работают в условиях абразивного износа, кавитации и корро-

зии. Переход от массивных бронзовых деталей к стальным конструкциям с локальными слоями бронзы позволяет уменьшить массу конструкции, повысить ее жесткость и снизить стоимость, сохраняя необходимые трибологические и коррозионные свойства. Это особенно важно для гребных винтов, штампов и ответственных узлов, эксплуатируемых в морской воде, а также для прочих узлов трения [1].

Традиционные методы нанесения покрытий, такие как пайка, гальванические и химические способы, позволяют получать тонкие покрытия

*Адрес для переписки

Елисеев Александр Андреевич, к.т.н., н.с.

Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина
Сибирского отделения Российской академии наук,
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7 962 781-37-45, e-mail: alan@ispms.ru

со слабой адгезией к стали, поэтому не подходят для применения в трибологических узлах. Например, в работе [2] проводилась пайка сталей сплавом Cu-Ag в вакуумной печи. Этот метод позволил сформировать ровный слой, но с плохой адгезией. Проникновение меди в сталь составляло не более 5 мкм, при этом плакирующий слой обеднялся по меди и не модифицировался железом из подложки. В целом для надежного закрепления меди на стали необходимо высокоэнергетическое воздействие. В работе [3] показано, что при смачивании стали медью на границе раздела образуется сложная слоистая структура, содержащая оксидную пленку, в которой развиваются трещины. Различные химические и механические методы модификации поверхности перед смачиванием не помогли решить эту проблему. Поэтому для создания таких покрытий в настоящее время применяются высокоэнергетические методы наплавки – например, с использованием лазера или электрической дуги.

Лазерные методы, как правило, обеспечивают низкое разбавление, отсутствие дефектов, хорошую адгезию и возможность точечной модернизации свойств, однако чувствительны к отражательной способности бронзы и параметрам тепловложения, от которых зависит образование дендритных Fe-богатых фаз, горячих трещин и пористости [1, 4, 5].

Дуговые процессы технологичны и позволяют получать толстые слои. Например, в работе [6] изделия из проволоки Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn на пластине из нержавеющей стали AISI316L, прочность которых была выше прочности исходной бронзы. Однако при получении гибридных изделий из этих же материалов в работе [7] было обнаружено растрескивание подложки и затекание бронзы в трещины, что было оценено как негативное явление. При этом тепловложение ~170 Дж/мм не приводило к активному плавлению подложки. В целом данный метод нередко приводит к образованию ликвационных трещин [8]. Однако использование дуговой технологии холодного переноса металла (cold metal transfer) позволило избежать этих дефектов при формировании покрытий из алюминиевой бронзы на стали 27SiMn, аналогичной стали 25Г2С [9], и чугуна [10]. В последней работе было отмечено положительное влияние высокого тепловло-

жения (до 1134 Дж/мм) и разбавления (до 40 %) на адгезию покрытия.

Для алюминиевой бронзы с содержанием алюминия от 9 % при медленном охлаждении характерно образование хрупкой фазы γ -Cu₉Al₄, которая ухудшает механические свойства сплава [11]. Для предотвращения образования этой фазы в сплав добавляют железо и марганец, которые стабилизируют фазу β -Cu₃Al. Поэтому в большинстве работ для формирования покрытия часто используются алюминиевые бронзы с содержанием железа – например, сплавы системы Cu-Al-Ni-Fe-Mn. В работе [12] проводилась лазерная наплавка порошков алюминиевой бронзы с добавками железа и никеля на сталь AISI316. Авторы работы не избавились от γ -фазы полностью, хотя успешно стабилизировали часть β -фазы за счет добавки железа. Проплавления подложки не было, поэтому в покрытии присутствовали железосодержащие частицы, сформированные из состава порошка. Эти частицы приводили к повышению твердости, но оказалось, что твердость покрытия не всегда коррелирует с износостойкостью. В частности, самым износостойким было покрытие с содержанием железа и никеля по 1 %. Поэтому такие покрытия чувствительны к разбавлению, а избыточное содержание железа в них приводит к образованию избыточной интерметаллидной фазы k системы Cu-Al-Fe. Эта фаза улучшает механические свойства, но ухудшает износостойкость ввиду расслоения покрытия [13]. Строгий контроль разбавления существенно ограничивает диапазон допустимых технологических параметров и затрудняет их поиск. При этом недостаточное тепловложение может приводить к плохой адгезии покрытия и нежелательной мартенситной микроструктуре бронзы.

Стоит отметить, что печать крупногабаритных изделий методологически отличается от формирования покрытий. При формировании крупногабаритных изделий подложка почти всегда удаляется, а ее влияние почти всегда оценивается как негативное. При создании покрытий подложка сама является частью изделия, поэтому ее влияние не должно быть негативным. С этой точки зрения более эффективным может быть использование бронз без изначального содержания железа, чтобы разбавление покрытия железом из подложки не было негативным вли-

янием. Частично польза разбавления была продемонстрирована в работе [14]. При лазерном осаждении сплава системы Cu-Al-Fe на сталь AISI H13 авторы показали, что отсутствие переходной смешанной зоны между металлами является источником дефектов.

В настоящей работе применяется метод электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) для нанесения покрытия из алюминиевой бронзы БрАМц9-2 на нержавеющую сталь 12Х18Н10Т. Как правило, данная технология использовалась ранее для формирования крупногабаритных изделий из бронзы. Например, в работе [15] при помощи ЭЛАП получены композиционные изделия БрАМц9-2/06Х18Н9Т, прочность которых превышала прочность исходных сплавов. В работе [16] также при помощи этой технологии формировались изделия из никель-алюминиевой бронзы, обладавшие высокой прочностью и коррозионной стойкостью. Однако о влиянии стальной подложки на структуру покрытий из сплава БрАМц9-2 данных почти нет. **Цель настоящей работы:** исследование влияния тепловложения при электронно-лучевой наплавке на формирование покрытия из сплава БрАМц9-2 на нержавеющей стали. Для достижения указанной цели были поставлены и решены следующие задачи:

- получение образцов покрытий в виде одиночных капель из сплава БрАМц9-2 на подложке из стали 12Х18Н10Т методом электронно-лучевой наплавки с различным тепловложением;
- металлографические исследования полученных образцов и определение их геометрических параметров;
- определение фазового состава полученных образцов методом рентгеновской дифракции;
- исследование структуры полученных образцов методами растровой электронной микроскопии;
- установление влияния тепловложения на микротвердость полученных образцов.

Методика исследований

Исходным материалом для наплавки служила проволока алюминиевой бронзы БрАМц9-2 диаметром 1,6 мм. В качестве подложки использовался листовой прокат нержавеющей стали 12Х18Н10Т толщиной 5 мм. Данные материалы

по химическому и фазовому составу аналогичны сплавам CuAl9Mn2 и AISI321 в англоязычной научной литературе. Получение образцов выполнялось на экспериментальной установке электронно-лучевого аддитивного производства, оснащенной автоматическим податчиком проволоки. Осаждение бронзы на подложку осуществлялось в виде одиночных капель. Для получения образцов были выбраны три технологических режима с различным тепловложением. Варьировался ток электронного луча: 30, 45 и 60 мА, остальные технологические параметры были постоянными. Ускоряющее напряжение было равно 30 кВ, рабочий вакуум во время эксперимента составлял $\sim 10^{-5}$ Па, частота развертки – 100 Гц, форма развертки – окружность с диаметром 5 мм. Скорость подачи проволоки составляла 600 мм/мин, скорость движения подложки – 400 мм/мин. Соответственно с увеличением тока электронного луча тепловложение составляло 135, 202 и 270 Дж/мм. Тепловложение оценивалось как произведение ускоряющего напряжения U и тока электронного луча I , делённое на скорость движения подложки V , как указано в формуле для первого режима:

$$Q_{30} = \frac{UI}{V} = \frac{30\,000\text{ В} \cdot 0,03\text{ А}}{(400/60)\text{ мм/с}} = 135\text{ Дж/мм.} \quad (1)$$

Такой подход к оценке тепловложения используется прежде всего для сравнения режимов в этой работе и для сравнения с экспериментальными данными в других работах. Поэтому он не учитывает увеличение проплавления подложки и испарение металла. Схема получения образцов приведена на рис. 1, а.

Исследование структуры полученных образцов осуществлялось на оптическом микроскопе Olympus LEXT 4000 (Olympus Corporation, Япония) в поперечном сечении. Образцы для исследования структуры подвергались шлифованию на абразивных бумагах зернистостью до 2000 grit и далее полировались на сукне и алмазной пасте. Для выявления микроструктуры образцы подвергались химическому травлению в течение 2 с в растворе следующего состава: 30 мл HCl + 5 г FeCl₃ + 60 мл H₂O. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8 в двух участках поперечного сечения

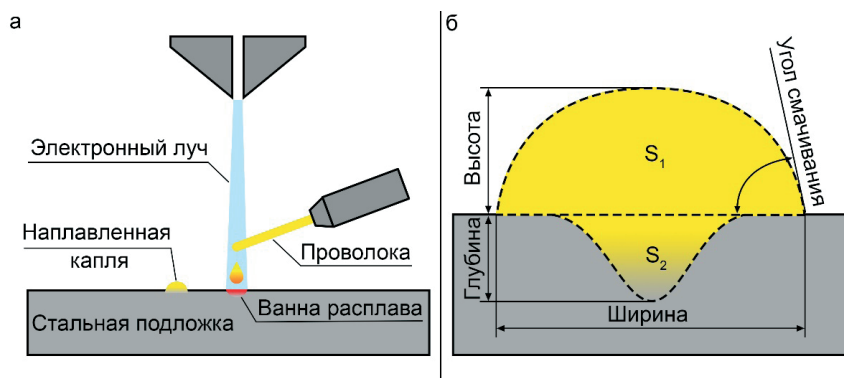


Рис. 1. Схема получения образцов в процессе электронно-лучевого аддитивного производства (а) и схема геометрических параметров наплавленной капли (б)

Fig. 1. Schematic of electron beam cladding (а) and schematic of a cladded droplet (б)

образцов: в верхней части капли и на границе с подложкой. Микротвердость измеряли на микротвердомере DURAMIN-5 (Struers, Denmark) по методу Виккерса с нагрузкой 100 г и временем выдержки 10 с при индентировании. Интервал между измерениями составлял 0,2 мм. Измерения проводились в поперечном сечении по всей высоте капли и на глубину около 1 мм от границы раздела.

Для определения влияния тока электронного луча на формирование капель проводилась оценка их геометрических характеристик: высоты капли, ширины, глубины проплавления, угла смачивания. Схема измерения геометрических параметров представлена на рис. 1, б. Анализировался также параметр разбавления R_D , который определяет, насколько объем наплавленной бронзы разбавлен сталью с подложки. Этот параметр оценивается геометрически как отношение площади расплавленной стали S_2 к суммарной площади капли и ванны расплава ($S_1 + S_2$) в поперечном сечении:

$$R_D = \frac{S_2}{S_1 + S_2} 100 \%. \quad (2)$$

Геометрические параметры полученных образцов Geometric characteristics of the cladded samples

Ток, мА	30	45	60
Высота капли, мм	$2,14 \pm 0,04$	$1,67 \pm 0,09$	$1,24 \pm 0,05$
Ширина капли, мм	$4,2 \pm 0,1$	$5,3 \pm 0,2$	$5,2 \pm 0,1$
Глубина проплава, мм	$0,06 \pm 0,01$	$0,44 \pm 0,01$	$2,43 \pm 0,09$
Ширина проплава, мм	$1,22 \pm 0,07$	$1,9 \pm 0,1$	$4,4 \pm 0,1$
Угол смачивания, град	$80,0 \pm 0,6$	$70,6 \pm 0,4$	38 ± 1
Разбавление, %	2 ± 1	$8,5 \pm 0,5$	$59,6 \pm 0,6$

Результаты и их обсуждение

В таблице ниже приведены результаты измерения геометрических параметров полученных образцов. Увеличение тока электронного пучка привело к увеличению ширины капли, глубины проплавления, ширины проплава, разбавления, а также к уменьшению высоты капли и угла смачивания. Часть из этих характеристик взаимозависима. Например, при повышении тока с 30 до 45 мА росло тепловыделение, что может привести к увеличению растекаемости капли по подложке, поэтому уменьшилась высота капли и увеличилась ее ширина. Однако дальнейшее повышение тока до 60 мА не привело к увеличению ширины капли при уменьшении ее высоты. Это может быть связано либо с разбрызгиванием жидкого металла в процессе печати, либо с частичным испарением бронзы, поскольку объем наплаваемой бронзы был постоянный, а подложка – монолитной. Следов разбрызгивания вокруг наплавленных капель бронзы не наблюдалось.

Для подтверждения испарения была измерена площадь капель над поверхностью подложки

в поперечном сечении (обозначена как S_1 на рис. 1). Для образцов, полученных при токе 30, 45 и 60 мА, площадь S_1 составила $6,8 \pm 0,1$, $6,0 \pm 0,1$ и $3,8 \pm 0,1$ мм² соответственно. Увеличение тепловложения, как показано в таблице, может приводить к увеличению проплавления, но не к уменьшению суммарного объема расплавленного металла, который заполняет ванну расплава и формирует каплю на поверхности. Таким образом, делается вывод о частичном испарении бронзы в процессе наплавки. С учетом большой разницы в температурах плавления бронзы и стали (около 1050 и 1400 °С соответственно) такой эффект закономерен. Испарение бронзы в процессе наплавки также могло привести к более существенному разбавлению капли.

На рис. 2 приведены металлографические изображения образцов в поперечном сечении. В нижней части капли (вблизи подложки), полу-

ченной при токе пучка 30 мА, наблюдается эпитаксиальный рост столбчатых зерен α -Cu, при этом в верхней части капли видны равноосные зерна. Внутри зерен наблюдается видманштеттова структура. Эпитаксиальный рост столбчатых зерен связан с направленным отводом тепла в стальную подложку при затвердевании капли бронзы, поскольку процесс наплавки осуществляется в вакууме [17].

Анализ микроструктуры капли алюминиевой бронзы, сформированной электронным пучком при токе 45 мА, выявил присутствие железосодержащих включений глобулярной и розеткоподобной морфологии как в приповерхностном, так и в придонном слоях. Источником данных частиц выступает материал подложки из нержавеющей стали, который плавится и мигрирует в тело наплавленной капли. Совместное воздействие луча на стальную подложку и бронзу

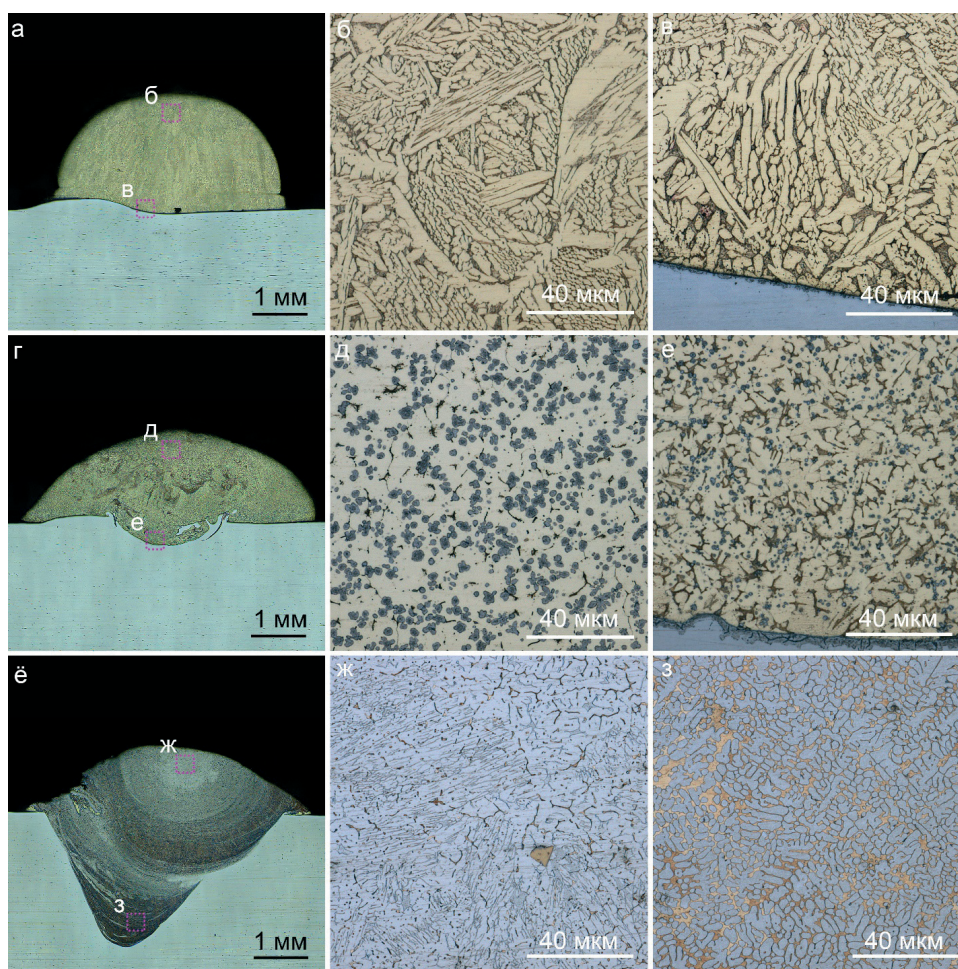


Рис. 2. Микроструктура образцов капель бронзы, наплавленных при токе электронного пучка 30 мА (а–в), 45 мА (г–е) и 60 мА (ё–з)

Fig. 2. Microstructure of bronze droplet samples clad at electron beam currents of 30 mА (а–в), 45 mА (г–е), and 60 mА (ё–з)

приводит их в жидкое состояние. Возникающие конвективные потоки Марангони обеспечивают перемешивание расплавов, однако из-за разницы в плотностях компонентов происходит их расслоение с вытеснением стали к верхней части капли [18]. Поскольку кристаллизация бронзового сплава начинается на дне сварочной ванны, то жидкая фаза стали обогащает верхние слои застывающей капли. Аналогичное явление наблюдалось при селективном лазерном плавлении оловянной бронзы C52400 и стали AISI316L в работе [19]. Количественный анализ подтверждает неравномерное распределение железосодержащих частиц: у основания капли их объемная доля составляет 6 ± 1 %, а в верхней части она возрастает до 20 ± 2 %. Размер железосодержащих частиц в нижней части капли составляет $1,1 \pm 0,2$ мкм. В верхней части капли наблюдается неоднородное распределение стали. Ввиду этого в некоторых областях с повышенным содержанием элементов подложки железистые частицы агломерируются и формируют дендритные структуры различных размеров. Размер глобулярных частиц в верхней части капли составляет $3,3 \pm 0,6$ мкм. Поскольку температура плавления и кристаллизации железа значительно выше, чем у меди, то железосодержащие частицы кристаллизуются раньше и препятствуют укрупнению структуры бронзы. В данном случае разбавление бронзы сталью привело к остановке эпитаксиального роста столбчатых зёрен.

Повышение тока электронного пучка до 60 мА привело к увеличению проплавления подложки, разбавлению бронзы в 59 % и образованию фрагментированной слоистой структуры. По всему объему капли наблюдается дендритная структура стали с прослойками бронзы в междендритном пространстве. Что характерно для всех образцов, на границе раздела ванны расплава наблюдался модифицированный слой стали не более 5 мкм, но не наблюдалось активного растрескивания стали и проникновения меди по границам стальных зёрен в результате жидкометаллического охрупчивания, а также эффекта Киркендалла [20].

На рис. 3 представлены результаты энергодисперсионного анализа железосодержащих частиц и бронзовой матрицы в образце, полученном при токе 45 мА. Элементный анализ показал, что в процессе наплавки имело место не только механическое перемешивание стали и бронзы, но также и взаимная диффузия. В частности, алюминий и марганец диффундировали в сталь, частично обеднив бронзу. В свою очередь, твердый раствор бронзы обогатился железом в количестве 3 %, никелем (около 2 %) и незначительным количеством хрома (около 0,5 %).

На рис. 4 представлены дифрактограммы каплей алюминиевой бронзы. В приповерхностном слое капли, сформированной при токе 30 мА, методами рентгенофазового анализа (РФА) идентифицировано присутствие трех структур-

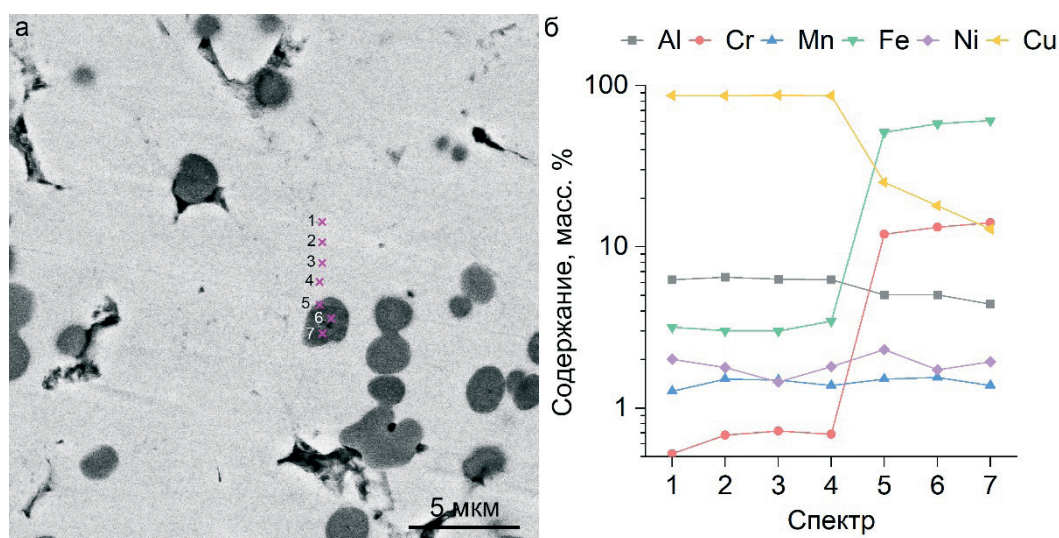


Рис. 3. РЭМ-изображение глобулярных частиц стали в структуре меди (а) и результаты энергодисперсионного анализа (б)

Fig. 3. SEM image of globular steel particles in the copper matrix (a) and the results of energy-dispersive X-ray spectroscopy (b)

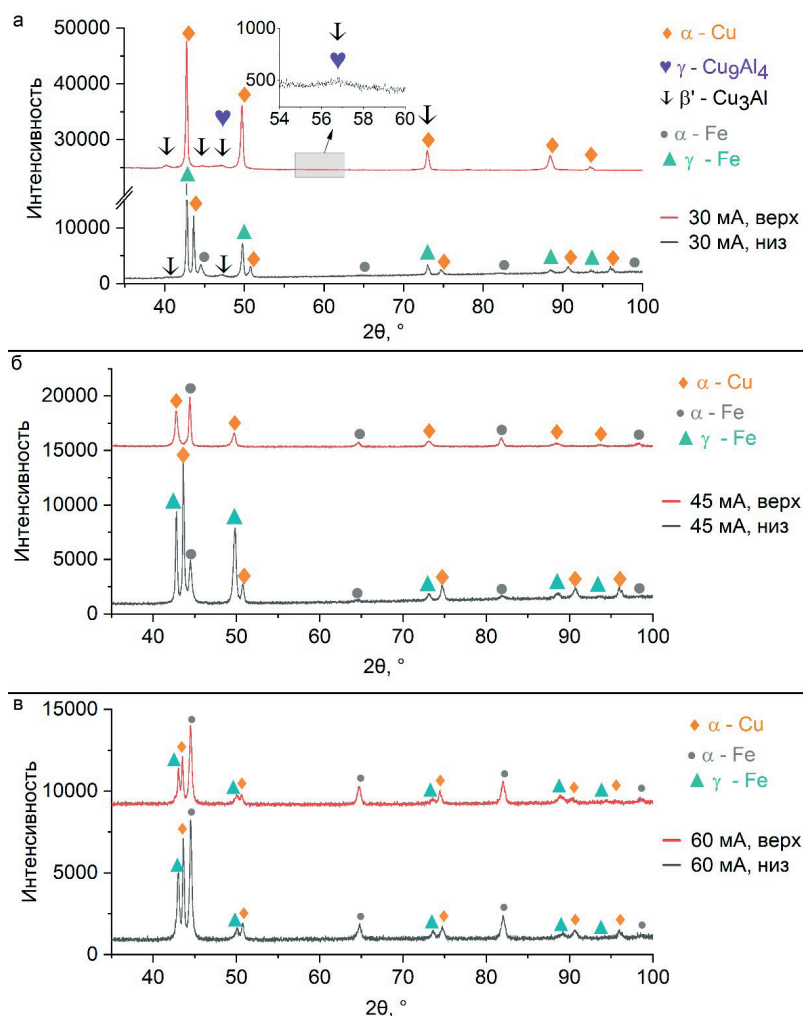


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы образцов, полученных при токе электронного луча 30 мА (а), 45 мА (б) и 60 мА (в)

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of samples obtained at electron beam current of 30 mA (a), 45 mA (b), and 60 mA (c)

ных составляющих – доминирующей α -фазы (Cu), а также высокотемпературных модификаций β' (Cu₃Al) и γ (Cu₉Al₄). Сохранение метастабильной β' -фазы является индикатором большой скорости охлаждения, которая не позволила β -фазе полностью распасться на эвтектоидную смесь (α + γ) [21]. Слабая интенсивность дифракционных максимумов фазы γ -Cu₉Al₄ указывает на ее незначительное содержание (около 4 %). В придонной зоне фаза γ -Cu₉Al₄ не образуется из-за более интенсивного теплоотвода, стимулирующего рост β' -фазы. Пики α -Fe и γ -Fe, зарегистрированные на дифрактограммах, принадлежат подложке из нержавеющей стали.

При увеличении тока до 45 мА фазовый состав верхней части капли упрощается до α -Cu и α -Fe, что полностью коррелирует с микроструктурным анализом, выявившим в данной об-

ласти железосодержащие включения. В нижнем сечении капли регистрируется исключительно фаза γ -Fe, унаследованная от стальной подложки, при этом фиксируется сдвиг дифракционных пиков α -Cu. Исчезновение γ -фазы железа в верхнем слое объясняется направленной диффузией легирующих элементов (Ni, Cr) из подложки в бронзовый расплав. Обеднение железного компонента никелем и хромом стабилизирует α -Fe, подавляя образование исходной для подложки γ -фазы. Во всем объеме капли не наблюдалось фазы β' -Cu₃Al и фазы γ -Cu₉Al₄, поскольку в результате диффузии в железо содержание алюминия в матрице бронзы уменьшилось до 6 %, как следует из результатов точечного энергодисперсионного анализа. По диаграмме состояния Cu-Al в этой области находится только α -Cu фаза [11]. Соответственно, несмотря на обогащение

бронзовой матрицы железом, никелем и марганцем, в таких условиях бинарная диаграмма состояния может быть пригодна для прогнозирования фазового состояния.

Согласно данным РФА, фазовый состав капли алюминиевой бронзы, наплавленной при токе 60 мА, практически не варьируется по высоте. Во всём анализируемом объёме наплавленной капли регистрируются фазы α -Cu, α -Fe и γ -Fe. Сохранение высокотемпературной γ -фазы железа в верхней области капли является следствием глубокого расплавления стальной подложки и активного вовлечения ее расплава в конвективное перемешивание. Ключевым фактором, препятствующим превращению фазы γ -Fe в фазу α -Fe, выступает малый объём бронзы, подаваемой в зону наплавки: его недостаточно для растворения компонентов подложки и стабилизации α -железа.

На рис. 5 приведены результаты измерения микротвёрдости образцов. В образце, полученном при токе электронного пучка 30 мА, наблюдается стабильная микротвёрдость бронзы в 156 ± 6 единиц по высоте всей капли. Повышение тока электронного пучка до 45 мА привело к увеличению микротвёрдости до 203 ± 15 единиц. При этом, ввиду неравномерного перемешивания потоков бронзы и стали при конвективных процессах, микротвёрдость была неоднородной по высоте капли. Дальнейшее повышение тока пучка до 60 мА привело к увеличению микротвёрдости до 343 ± 24 единиц. Неоднородность структуры в данном образце усилилась, поэтому

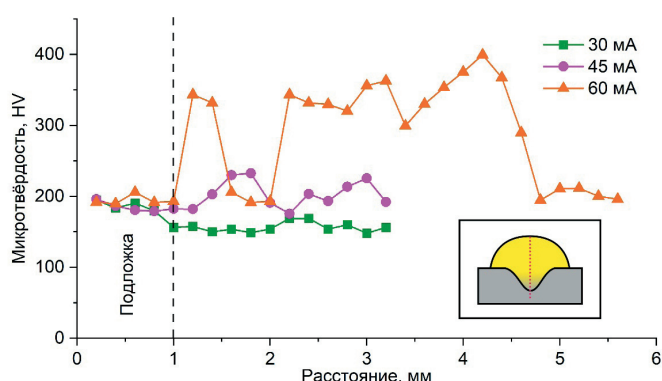


Рис. 5. Результаты измерения микротвёрдости образцов в поперечном сечении и схема измерения микротвёрдости

Fig. 5. Results of microhardness measurements on cross-sectional samples and a schematic of the microhardness measurement procedure

наблюдаются области значительного снижения микротвёрдости до уровня подложки. Судя по рис. 2, ё, эти области характеризуются наличием неразбавленных слоёв стали.

В целом, несмотря на неоднородность структуры, насыщение бронзы атомами и частицами железа при повышении тепловложения приводит к повышению твёрдости образцов. Эти результаты отличаются от данных из литературы. Например, в работе по электронно-лучевой печати изделия из сплава CuAl8Ni6 на подложке из стали X2CrNiMo17-12-2 [22] твёрдость изделия уменьшалась по мере увеличения тока пучка (при близких значениях). Авторы не указали возможную причину уменьшения микротвёрдости, но при повышении тока пучка они также увеличивали скорость подачи проволоки. Таким образом, суммарное тепловложение на единицу наплавленного металла было почти постоянным. Соответственно, из-за увеличения наплавленного объёма разбавление бронзы уменьшалось. Это частично объясняет различие данных.

В работе [23] при лазерной наплавке сплава Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn твёрдость покрытия увеличивалась до достижения тепловложения 64 Дж/мм, а затем уменьшалась. Авторы указанной работы объясняют изначальное увеличение микротвёрдости эффектом упрочнения вторичными частицами. Дальнейшее же уменьшение микротвёрдости авторы объясняют перегревом материала и укрупнением микроструктуры материала. Это могло быть вызвано недостаточным охлаждением в процессе наплавки. Кроме того, в их работе изначально был использован сплав, легированный железом, поэтому дополнительное разбавление железом из подложки могло привести к коагуляции упрочняющих частиц.

Выводы

В настоящей работе исследовано влияние тепловложения при электронно-лучевой наплавке на формирование покрытия из сплава БрАМц9-2 на нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Основные выводы можно суммировать следующим образом.

1. Обнаружено, что повышение тока электронного пучка от 30 до 60 мА приводит к росту ширины и глубины проплавления, увеличению разбавления и растекаемости бронзовой капли. Анализ микроструктуры выявил переход от

эпитаксиального роста столбчатых зёрен α -Cu при 30 мА к формированию железосодержащих включений глобулярной формы и дендритной структуры железа при 45...60 мА, что обусловлено плавлением подложки и конвективным перемешиванием расплавов. В результате разности плотностей расплавов и конвективного перемешивания бронза смещалась к нижней части ванны расплава.

2. Энергодисперсионный анализ подтвердил наличие взаимной диффузии элементов: алюминий и марганец из бронзы переходят в сталь, тогда как бронза обогащается железом, никелем и хромом из стали.

3. Рентгенофазовый анализ показал, что при низком токе сохраняются высокотемпературные фазы β' -Cu₃Al и γ -Cu₉Al₄, свидетельствующие о высоких скоростях охлаждения, тогда как при повышении тока снижение содержания алюминия до 6 % приводит к доминированию фазы α -Cu и фаз железа α -Fe и γ -Fe.

4. Микротвердость в каплях бронзы возрастает с увеличением тока от HV 156 до HV 343, что связано с упрочнением за счет железосодержащих частиц, несмотря на структурную неоднородность. Полученные данные отличаются от приведенных в некоторых научных источниках, что может быть объяснено спецификой вакуумной электронно-лучевой наплавки и особенностями взаимодействия бронзы с нержавеющей сталью, когда преобладает механизм упрочнения за счет насыщения матрицы атомами железа, а не разупрочнения из-за коагуляции структуры.

Список литературы

1. Microstructure and mechanical properties of nickel-aluminum bronze coating on 17-4PH stainless steel by laser cladding / L. Zhao, B. Du, J. Yao, H. Chen, R. Ding, K. Li // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 35. – P. 140. – DOI: 10.1186/s10033-022-00807-z.
2. Wetting and brazing of stainless steels by copper–silver eutectic / O. Kozlova, R. Voytovych, M.-F. Devismes, N. Eustathopoulos // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 495. – P. 96–101. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.101.
3. Daehn K.E., Serrenho A.C., Allwood J. Preventing wetting between liquid copper and solid steel: A simple extraction technique // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2019. – Vol. 50. – P. 1637–1651. – DOI: 10.1007/s11663-019-01578-0.

4. The laser deposited nickel-aluminum bronze coatings on sus630 stainless steel and its corrosion resistance in 3.5 Wt.% NaCl solution / L. Zhao, K. Li, J. Yao, Y. Yuan, B. Du // *Metals (Basel)*. – 2022. – Vol. 12. – P. 781. – DOI: 10.3390/met12050781.

5. Bronze-on-steel deposition with blue light high-speed laser cladding and IR laser cladding, properties and differences / F. Rippa, D. Keller, H. Freisse, N. Martin, T. Schudeleit, M. Bambach // *Procedia CIRP*. – 2024. – Vol. 124. – P. 248–253. – DOI: 10.1016/j.procir.2024.08.110.

6. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing / C. Dharmendra, A. Hadadzadeh, B.S. Amirkhiz, G.D. Janaki Ram, M. Mohammadi // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 30. – P. 100872. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100872.

7. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – interfacial characterization, prospects, and problems / C. Dharmendra, S. Shakerin, G.D.J. Ram, M. Mohammadi // *Materialia (Oxf)*. – 2020. – Vol. 13. – P. 100834. – DOI: 10.1016/j.mtl.2020.100834.

8. Dharmendra C., Shakerin S., Mohammadi M. Metallurgical assessment of additive manufactured nickel aluminum bronze-316L stainless steel bimetallic structure: Effect of deposit geometry on the interfacial characteristics and cracking // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2021. – Vol. 30. – P. 8746–8762. – DOI: 10.1007/s11665-021-06194-1.

9. Microstructure and corrosion resistance of an Al-bronze coating prepared by cold metal transfer on 27SiMn steel / L. Qi, L. Chai, Z. Li, T. Yang, J. Zhou, R. Cheng, K. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2024. – Vol. 478. – P. 130493. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130493.

10. Interfacial behavior and properties of aluminum–bronze coatings on ductile iron by wire-arc deposition / W. Meng, Y. Lei, Q. Ma, X. Yin, L. Hu, H. Xie, L. Guo // *Advanced Engineering Materials*. – 2022. – Vol. 24. – DOI: 10.1002/adem.202200744.

11. Hussein A.A. Structure-property relationships in dual-phase Cu-Al alloys: Part I. Individual phases // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Vol. 13. – P. 837–846. – DOI: 10.1007/BF02642397.

12. Effect of Fe and Ni contents on microstructure and wear resistance of aluminum bronze coatings on 316 stainless steel by laser cladding / X.P. Tao, S. Zhang, C.H. Zhang, C.L. Wu, J. Chen, A.O. Abdullah // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 342. – P. 76–84. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.032.

13. The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu-Al-Fe



aluminium bronze coatings / P. Kucita, S.C. Wang, W.S. Li, R.B. Cook, M.J. Starink // *Wear*. – 2019. – Vol. 440–441. – P. 203102. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.203102.

14. Directed energy deposition of aluminium bronze onto H13 steel-microstructure in multi-material additive manufacturing / H.E.S. Linga, C. Hatzoglou, Y. Zhang, V. Brøtan, I. Westermann, X. Ren, B. Holmedal // *Materials Characterization*. – 2025. – Vol. 229. – P. 115603. – DOI: 10.1016/j.matchar.2025.115603.

15. Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing / V. Semin, A. Panfilov, V. Utyaganova, A. Vorontsov, A. Zykhova // *Metal Working and Material Science*. – 2024. – Vol. 26. – P. 163–178. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-163-178.

16. Additive manufacturing nickel-aluminum bronze alloy via wire-fed electron beam directed energy deposition: Enhanced mechanical properties and corrosion resistance compared to as-cast counterpart / Y. Zhang, H. Yu, L. Wang, B. Wang, B. Su, L. Yao, C. Zhao, R. Cui, Y. Su // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 32. – P. 3871–3885. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.08.198.

17. Application of wire and electron beam additive manufacturing for large-sized industrial products / A.V. Chumaevskii, D.A. Gurianov, K.S. Osipovich, A.V. Filippov, S.V. Fortuna, N.N. Shamarin, V.M. Semenchuk, E.A. Sidorov, Yu.V. Kushnarev, A.A. Belosludtseva, V.E. Rubtsov, S.Yu. Tarasov, E.A. Kolu-baev // *Physical Mesomechanics*. – 2026. – Vol. 29. – P. 153–181. – DOI: 10.1134/S102995992560123X.

18. Marangoni flow patterns of molten pools in multi-pass laser cladding with added nano-CeO₂ / L. Liu, G. Wang, K. Ren, Y. Di, L. Wang, Y. Rong, H. Wang // *Additive Manufacturing*. – 2022. – Vol. 59. – P. 103156. – DOI: 10.1016/j.addma.2022.103156.

19. Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy / Y. Bai, J. Zhang, C. Zhao, C. Li, H. Wang // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 167. – P. 110489. – DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110489.

20. Fredriksson H., Hansson K., Olsson A. On the mechanism of liquid copper penetration into iron grain boundaries // *Scandinavian Journal of Metallurgy*. – 2001. – Vol. 30. – P. 41–50 – DOI: 10.1034/j.1600-0692.2001.300106.x.

21. Culpan E.A., Rose G. Microstructural characterization of cast nickel aluminium bronze // *Journal of Materials Science*. – 1978. – Vol. 13. – P. 1647–1657. – DOI: 10.1007/BF00548728.

22. Raute J., Biegler M., Rethmeier M. Process setup and boundaries of wire electron beam additive manufacturing of high-strength aluminum bronze // *Metals (Basel)*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1416. – DOI: 10.3390/met13081416.

23. Hyatt C.V., Magee K.H., Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1998. – Vol. 29. – P. 1677–1690. – DOI: 10.1007/s11661-998-0090-5.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of heat input during electron beam cladding on the formation of an aluminum bronze coating on stainless steel

Alexander Eliseev^{a, *}, Aleksander Panfilov^b, Andrey Vorontsov^c, Anna Zykova^d, Andrey Cheremnov^e

Panin Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 Akademicheskoy ave., Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-5273-9729>, alan@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>, zykovaap@mail.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, ame@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 June 2026

Revised: 03 July 2026

Accepted: 16 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Aluminum bronze

Stainless steel

Electron beam cladding

Microstructure

Funding

This work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2024-0001.

ABSTRACT

Introduction. The relevance of this research is driven by the need to develop technologies for applying wear- and corrosion-resistant aluminum bronze coatings onto steel surfaces to reduce the weight and cost of components while maintaining their performance in aggressive environments such as seawater. Conventional deposition methods (e.g., brazing or electroplating) fail to provide sufficient adhesion and are unsuitable for tribological components, whereas high-energy techniques require precise control of heat input and alloy composition to prevent defect formation and the development of brittle intermetallic phases. **The purpose of this study** is to investigate the effect of heat input during electron beam cladding on the formation of a CuAl9Mn2 alloy coating on stainless steel. **Materials and methods.** This study employed the method of electron beam cladding of single droplets onto a steel substrate under three operating modes with different electron beam current: 30, 45, and 60 mA, corresponding to heat inputs of 135, 202, and 270 J/mm. Metallographic examination, X-ray diffraction analysis, energy-dispersive X-ray spectroscopy, and Vickers microhardness measurements were performed on the cross-sections of the deposited droplets. **Results and discussion.** It was established that with increasing heat input, the dilution ratio of the bronze by the steel increases from 2% to 59%, the penetration depth increases from 0.06 mm to 2.43 mm, and the microhardness rises from 156 HV to 343 HV. At low heat inputs, epitaxial growth of $\alpha\text{-Cu}$ is observed along with the presence of $\beta'\text{-Cu}_3\text{Al}$ and $\gamma\text{-Cu}_5\text{Al}_8$ phases, indicating rapid cooling. At high heat inputs, intensive melt mixing, elemental diffusion, and the formation of iron-containing inclusions occur, leading to the predominance of $\alpha\text{-Cu}$, $\alpha\text{-Fe}$, and $\gamma\text{-Fe}$ phases and the suppression of the brittle γ -phase. The obtained results demonstrate that controlled dilution during electron beam cladding can be utilized for targeted alloying and strengthening of bronze coatings, ensuring high adhesion and improved mechanical properties without the formation of defects typical of other cladding methods.

For citation: Eliseev A.A., Panfilov A.O., Vorontsov A.V., Zykova A.P. Cheremnov A.M. Effect of heat input during electron beam cladding on the formation of an aluminum bronze coating on stainless steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 70–82. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-70-82. (In Russian).

References

1. Zhao L., Du B., Yao J., Chen H., Ding R., Li K. Microstructure and mechanical properties of nickel-aluminum bronze coating on 17-4ph stainless steel by laser cladding. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2022, vol. 35, p. 140. DOI: 10.1186/s10033-022-00807-z.
2. Kozlova O., Voytovych R., Devismes M.-F., Eustathopoulos N. Wetting and brazing of stainless steels by copper–silver eutectic. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 495, pp. 96–101. DOI: 10.1016/j.msea.2007.10.101.

* Corresponding author

Eliseev Alexander A., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Panin Institute of Strength Physics and Materials Science
 of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
 2/4 Akademicheskoy ave.,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 962 781 3745, e-mail: alan@ispms.ru



3. Daehn K.E., Serrenho A.C., Allwood J. Preventing wetting between liquid copper and solid steel: A simple extraction technique. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2019, vol. 50, pp. 1637–1651. DOI: 10.1007/s11663-019-01578-0.
4. Zhao L., Li K., Yao J., Yuan Y., Du B. The laser deposited nickel-aluminum bronze coatings on SUS630 stainless steel and its corrosion resistance in 3.5 Wt.% NaCl solution. *Metals (Basel)*, 2022, vol. 12. – P. 781. – DOI: 10.3390/met12050781.
5. Rippa F., Keller D., Freisse H., Martin N., Schudeleit T., Bambach M. Bronze-on-steel deposition with blue light high-speed laser cladding and IR laser cladding, properties and differences. *Procedia CIRP*, 2024, vol. 124, pp. 248–253. DOI: 10.1016/j.procir.2024.08.110.
6. Dharmendra C., Hadadzadeh A., Amirkhiz B.S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel aluminum bronze Cu-9Al-4Fe-4Ni-1Mn fabricated through wire-arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 30, p. 100872. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100872.
7. Dharmendra C., Shakerin S., Ram G.D.J., Mohammadi M. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – interfacial characterization, prospects, and problems. *Materialia (Oxf)*, 2020, vol. 13, p. 100834. DOI: 10.1016/j.mtla.2020.100834.
8. Dharmendra C., Shakerin S., Mohammadi M. Metallurgical assessment of additive manufactured nickel aluminum bronze-316L stainless steel bimetallic structure: Effect of deposit geometry on the interfacial characteristics and cracking. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 8746–8762. DOI: 10.1007/s11665-021-06194-1.
9. Qi L., Chai L., Li Z., Yang T., Zhou J., Cheng R., Zhang K. Microstructure and corrosion resistance of an Al-Bronze coating prepared by cold metal transfer on 27SiMn steel. *Surface and Coatings Technology*, 2024, vol. 478, p. 130493. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130493.
10. Meng W., Lei Y., Ma Q., Yin X., Hu L., Xie H., Guo L. Interfacial behavior and properties of aluminum–bronze coatings on ductile iron by wire-arc deposition. *Advanced Engineering Materials*, 2022, vol. 24. DOI: 10.1002/adem.202200744.
11. Hussein A.A. Structure-property relationships in dual-phase Cu-Al alloys: Part I. Individual phases. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, pp. 837–846. DOI: 10.1007/BF02642397.
12. Tao X.P., Zhang S., Zhang C.H., Wu C.L., Chen J., Abdullah A.O. Effect of Fe and Ni contents on microstructure and wear resistance of aluminum bronze coatings on 316 stainless steel by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 342, pp. 76–84. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.032.
13. Kucita P., Wang S.C., Li W.S., Cook R.B., Starink M.J. The effects of substrate dilution on the microstructure and wear resistance of PTA Cu-Al-Fe aluminium bronze coatings. *Wear*, 2019, vol. 440–441, p. 203102. DOI: 10.1016/j.wear.2019.203102.
14. Linga H.E.S., Hatzoglou C., Zhang Y., Brøtan V., Westermann I., Ren X., Holmedal B. Directed energy deposition of aluminium bronze onto H13 steel-microstructure in multi-material additive manufacturing. *Materials Characterization*, 2025, vol. 229, p. 115603. DOI: 10.1016/j.matchar.2025.115603.
15. Semin V., Panfilov A., Utyaganova V., Vorontsov A., Zykova A. Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing. *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, pp. 163–178. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-163-178.
16. Zhang Y., Yu H., Wang L., Wang B., Su B., Yao L., Zhao C., Cui R., Su Y. Additive manufacturing nickel-aluminum bronze alloy via wire-fed electron beam directed energy deposition: Enhanced mechanical properties and corrosion resistance compared to as-cast counterpart. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 32, pp. 3871–3885. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.08.198.
17. Chumaevskii A.V., Gurianov D.A., Osipovich K.S., Filippov A.V., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Semenchuk V.M., Sidorov E.A., Kushnarev Yu.V., Belosludtseva A.A., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Application of wire and electron beam additive manufacturing for large-sized industrial products. *Physical Mesomechanics*, 2026, vol. 29, pp. 153–181. DOI: 10.1134/S102995992560123X.
18. Liu L., Wang G., Ren K., Di Y., Wang L., Rong Y., Wang H. Marangoni flow patterns of molten pools in multi-pass laser cladding with added nano-CeO₂. *Additive Manufacturing*, 2022, vol. 59, p. 103156. DOI: 10.1016/j.addma.2022.103156.
19. Bai Y., Zhang J., Zhao C., Li C., Wang H. Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy. *Materials Characterization*, 2020, vol. 167, p. 110489. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110489.

20. Fredriksson H., Hansson K., Olsson A. On the mechanism of liquid copper penetration into iron grain boundaries. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 2001, vol. 30, pp. 41–50. DOI: 10.1034/j.1600-0692.2001.300106.x.
21. Culpan E.A., Rose G. Microstructural characterization of cast nickel aluminium bronze. *Journal of Materials Science*, 1978, vol. 13, pp. 1647–1657. DOI: 10.1007/BF00548728.
22. Raute J., Biegler M., Rethmeier M. Process setup and boundaries of wire electron beam additive manufacturing of high-strength aluminum bronze. *Metals (Basel)*, 2023, vol. 13, p. 1416. DOI: 10.3390/met13081416.
23. Hyatt C.V., Magee K.H., Betancourt T. The effect of heat input on the microstructure and properties of nickel aluminum bronze laser clad with a consumable of composition Cu-9.0Al-4.6Ni-3.9Fe-1.2Mn. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29, pp. 1677–1690. DOI: 10.1007/s11661-998-0090-5.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние высокочастотного электромагнитного поля на эволюцию микроструктуры, перераспределение легирующих элементов и твердость поверхностных слоев компактного графитового чугуна EN-GJV-400, полученных TIG-модификацией

Фархад Магамед оглы Ширзадов^{а, *}

Азербайджанский технический университет, проспект Г. Джавида, 25, Баку, AZ1073, Азербайджан

^а  <https://orcid.org/0009-0006-9378-9865>,  farhad.shirzadov@aztu.edu.az

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.43.038.6:669.268

История статьи:

Поступила: 07 июля 2026

Рецензирование: 15 июля 2026

Принята к печати: 17 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

EN-GJV-400

TIG-оплавление поверхности

Высокочастотное электромагнитное поле

Закономерности затвердевания

Инженерия поверхности

Благодарности

Автор выражает признательность за то, что часть экспериментальных исследований была выполнена в Техническом университете Берлина (Германия) в рамках научного сотрудничества и исследовательской деятельности, связанной с технологиями поверхностной инженерии. Текущая институциональная принадлежность автора – Азербайджанский технический университет, где исследовательская работа была продолжена, развита и подготовлена к публикации. Автор выражает благодарность за предоставленные экспериментальные возможности и научную поддержку, оказанные во время исследовательского пребывания в Техническом университете Берлина.

АННОТАЦИЯ

Введение. Компактный графитизированный чугун EN-GJV-400 широко применяется для изготовления высоконагруженных автомобильных и машиностроительных компонентов благодаря сочетанию прочности, теплопроводности, демпфирующей способности и технологичности. Однако ограниченные значения твердости и износостойкости поверхностного слоя снижают его эксплуатационные характеристики в условиях интенсивного контактного нагружения. Применение высокочастотного электромагнитного поля (ВЧЭМП) является перспективным методом управления процессами тепло- и массопереноса при поверхностной обработке, однако его влияние на формирование структуры EN-GJV-400 изучено недостаточно. **Методы исследования.** Проведено сравнительное исследование традиционной и ВЧЭМП-ассистированной TIG-модификации поверхности EN-GJV-400. Исследованы TIG-оплавление, поверхностное легирование фольгами Ni78Si8B14 и CuSn-4, а также наплавка проволокой UTP A DUR 600 с применением электромагнитного поля частотой 200 кГц. Формирование поверхностных слоев исследовали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии с EDS-анализом, а также измерением микротвердости по Виккерсу. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что ВЧЭМП изменяет условия тепло- и массопереноса в расплавленной зоне, способствуя повышению структурной однородности и равномерности распределения легирующих элементов. TIG-оплавление повысило твердость поверхности с 375 до 765 HV0.1 за счет растворения графита, перераспределения углерода и формирования ледебуритных структур с цементитсодержащими фазами. ВЧЭМП-оплавление обеспечило сопоставимую твердость (~760 HV0.1), но с более однородной структурой. Для наплавки UTP A DUR 600 применение ВЧЭМП повысило твердость с 771 до 800 HV0.1 вследствие более равномерного распределения хромсодержащих твердых фаз. **Заключение.** ВЧЭМП-ассистированная TIG-модификация EN-GJV-400 является эффективным инструментом управления формированием поверхностных слоев. Основное влияние ВЧЭМП заключается не в прямом упрочнении, а в регулировании процессов перераспределения элементов, формирования фаз и в повышении структурной однородности модифицированных слоев.

Для цитирования: Ширзадов Ф.М. Влияние высокочастотного электромагнитного поля на эволюцию микроструктуры, перераспределение легирующих элементов и твердость поверхностных слоев компактного графитового чугуна EN-GJV-400, полученных TIG-модификацией // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 83–111. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-83-111.

Введение

Технологии инженерии поверхности играют ключевую роль в повышении эксплуатационных характеристик и увеличении срока службы деталей машин, работающих в условиях интенсивных механических, тепловых и трибологических нагрузок. В отличие от полной замены

*Адрес для переписки

Ширзадов Фархад Магамед оглы, доцент,
Азербайджанский технический университет,
проспект Г. Джавида, 25,
AZ1073, г. Баку, Азербайджан;
Тел.: +994559029446, e-mail: farhad.shirzadov@aztu.edu.az

компонентов, методы поверхностной модификации позволяют избирательно улучшать свойства поверхностного слоя при сохранении исходных преимуществ объемного материала основы. В связи с этим такие процессы, как поверхностное оплавление, легирование и наплавка, широко применяются в автомобильной промышленности, энергетике, горнодобывающей отрасли и тяжелом машиностроении для восстановления деталей, увеличения их ресурса и повышения эксплуатационной надежности [1–5].

Компактный графитовый чугун (CGI), в частности марка EN-GJV-400, привлекает значительное внимание благодаря благоприятному сочетанию механической прочности, теплопроводности, демпфирующей способности и литейных характеристик. Вермикулярная форма графита обеспечивает промежуточные свойства между серым и высокопрочным чугуном, что позволяет использовать данный материал для изготовления высоконагруженных автомобильных компонентов, таких как распределительные валы, блоки цилиндров и головки цилиндров. Особенности морфологии графита в CGI также делают этот материал перспективной модельной системой для исследования взаимодействия процессов термической обработки, перераспределения углерода и электромагнитного воздействия на расплавленные области. При TIG-поверхностной обработке локальное плавление сопровождается растворением графита, перераспределением углерода и быстрым неравновесным затвердеванием, что приводит к существенным структурным преобразованиям. Однако, несмотря на высокие объемные характеристики, эксплуатационная надежность деталей из CGI часто ограничивается процессами разрушения поверхностного слоя, включая адгезионный и абразивный износ, циклическое термическое воздействие и контактную усталость, что связано с относительно ограниченной твердостью и износостойкостью приповерхностной зоны [1–6].

Для повышения функциональных характеристик чугунных компонентов разработан широкий спектр технологий поверхностной модификации, включая лазерное оплавление, плазменную наплавку (РТА), лазерную наплавку, газотермическое напыление и обработку методом TIG. Данные процессы основаны на

локальном плавлении материала с последующим быстрым затвердеванием, что приводит к формированию новых структурных состояний, включая растворение графита, перераспределение углерода, образование ледебуритных эвтектических составляющих, выделение карбидных фаз и, в зависимости от химического состава модифицированной области, формирование мартенситных структур. Такие микроструктурные изменения способны значительно повысить твердость и сопротивление изнашиванию поверхностных слоев. Несмотря на то что лазерные технологии обеспечивают высокую плотность энергии и точный контроль теплового воздействия, их промышленное применение, особенно для крупногабаритных деталей, может быть ограничено высокой стоимостью оборудования и сложностью технологической реализации. В сравнении с ними TIG-модификация поверхности сохраняет привлекательность благодаря относительно простой конструкции оборудования, технологической гибкости и возможности обработки и ремонта крупногабаритных инженерных деталей [7–10].

Тем не менее традиционная TIG-обработка обладает ограниченными возможностями управления динамикой сварочной ванны в процессе плавления и затвердевания. Формирование расплавленной области определяется главным образом тепловым воздействием дуги, конвекцией Марангони, силами плавучести и гравитационными эффектами. Совместное влияние указанных факторов может приводить к неоднородному переносу материала, локальной химической неоднородности, различиям в условиях кристаллизации и неравномерному распределению структурных составляющих. Поэтому повышение управляемости процессов переноса массы и тепла при TIG-поверхностной инженерии остается актуальной научной задачей, особенно для CGI, где растворение графита и перераспределение углерода оказывают определяющее влияние на формирование конечной микроструктуры.

В последние годы применение внешних физических полей рассматривается как перспективный подход для управления процессами тепло- и массопереноса при сварке и поверхностной модификации материалов. Среди различных методов обработка с использованием электромагнитных полей вызывает повышенный интерес

благодаря способности воздействовать на поведение электропроводных металлических расплавов. При взаимодействии электропроводной жидкой фазы с внешним магнитным полем в расплаве возникают индуцированные электрические токи. Взаимодействие плотности тока и магнитной индукции приводит к возникновению электромагнитных сил, описываемых через силу Лоренца, которые способны изменять движение жидкой фазы, перенос растворенных элементов и условия затвердевания. Эффективность данного воздействия определяется параметрами электромагнитного поля, электрической проводимостью материала, распределением магнитного поля и геометрией сварочной ванны [11–15].

Технологии электромагнитного воздействия исследовались при литье, сварке, аддитивном производстве и поверхностной модификации как железных, так и цветных сплавов. Предыдущие исследования показали, что электромагнитное перемешивание может способствовать повышению химической однородности, снижению ликвации, изменению морфологии затвердевания и измельчению структурных составляющих. Однако конечный эффект электромагнитного воздействия существенно зависит от частоты возбуждения, интенсивности магнитного поля, объема взаимодействия, свойств материала и технологических параметров процесса [16–19].

По сравнению с традиционными низкочастотными системами электромагнитного перемешивания высокочастотные электромагнитные поля (ВЧЭМП) обеспечивают локализованное воздействие на электропроводные расплавленные области вследствие ограниченной глубины проникновения электромагнитного поля. Данная особенность особенно важна для процессов поверхностной модификации, где объем расплава относительно мал, но требуется точное управление процессами переноса в сварочной ванне. Таким образом, применение ВЧЭМП представляет собой перспективный способ регулирования процессов затвердевания приповерхностного слоя без существенного изменения свойств основного материала детали.

Несмотря на значительный прогресс в области электромагнитной обработки материалов, большинство предыдущих исследований посвящено алюминиевым сплавам, сталям, литейным процессам и сварочным технологиям соединения

материалов. В то же время применение ВЧЭМП при TIG-поверхностной модификации компактного графитового чугуна остается недостаточно изученным. В частности, взаимосвязь между электромагнитным воздействием, поведением сварочной ванны, перераспределением легирующих элементов, эволюцией микроструктуры и изменением твердости поверхностных слоев CGI до настоящего времени систематически не установлена [20–22].

Кроме того, влияние ВЧЭМП на различные варианты TIG-модификации поверхности, включая непосредственное оплавление, легирование дополнительными элементами и нанесение твердых наплавочных материалов с карбидообразующими элементами, требует дальнейшего исследования. Предполагается, что вклад электромагнитного воздействия определяется химическим составом модифицированного слоя и преобладающими механизмами упрочнения. В системах, где твердость преимущественно определяется быстрым затвердеванием материала основы, ВЧЭМП может главным образом способствовать повышению структурной однородности. В легированных и наплавленных слоях, содержащих карбидообразующие элементы, электромагнитное перераспределение компонентов может влиять на формирование и пространственное расположение упрочняющих фаз.

Таким образом, *целью настоящего исследования* является установление влияния TIG-обработки поверхности EN-GJV-400 компактного графитового чугуна в условиях воздействия ВЧЭМП на эволюцию микроструктуры, перераспределение элементов и изменение твердости. Особое внимание уделено определению роли ВЧЭМП как дополнительного параметра управления процессом формирования поверхностного слоя, распределения фаз и структурной однородности при различных режимах TIG-модификации.

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие *задачи исследования*.

1. Исследовать влияние ВЧЭМП частотой 200 кГц на формирование поверхностного слоя и структурную однородность при TIG-обработке компактного графитового чугуна EN-GJV-400.

2. Оценить влияние TIG-обработки с применением ВЧЭМП на эволюцию микроструктуры

и пространственное распределение структурных составляющих, формирующихся в условиях быстрого затвердевания.

3. Исследовать перераспределение и гомогенизацию легирующих элементов при TIG-легировании с использованием фольг Ni78Si8B14 и CuSn-4, а также при наплавке хромосодержащей проволокой UTP A DUR 600 с применением SEM/EDS-анализа.

4. Установить взаимосвязь между воздействием ВЧЭМП, перераспределением элементов, формированием микроструктуры и изменением твердости модифицированных поверхностных слоев.

Материалы и методы исследования

Материалы

В качестве материала основы для проведения экспериментов по TIG-модификации поверхности и обработке с применением ВЧЭМП был выбран компактный графитовый чугун (CGI) марки EN-GJV-400. Данный материал широко используется для изготовления автомобильных компонентов, включая распределительные валы, благодаря сочетанию высокой механической прочности, теплопроводности, демпфирующей способности и хорошим литейным характеристикам. Однако относительно ограниченные значения твердости и износостойкости приповерхностной области снижают эксплуатационные характеристики материала в условиях интенсивного контактного нагружения.

Исследуемые образцы были изготовлены из серийных распределительных валов из чугуна EN-GJV-400. Геометрические размеры и форма экспериментальных образцов представлены на рис. 1.

Исходная микроструктура чугуна EN-GJV-400 представляет собой феррито-перлитную металлическую матрицу с равномерно распределенными включениями вермикулярного графита. Химический состав материала подложки приведен в табл. 1.

Для проведения экспериментов по TIG-наплавке была выбрана хромосодержащая наплавочная проволока UTP A DUR 600. Данный присадочный материал содержит около 9,5 масс. % Cr и был выбран благодаря его способности к формированию карбидсодержащих упрочняющих фаз в условиях быстрого затвердевания расплавленной зоны. Образование и равномерное распределение хромосодержащих твердых фаз способствует повышению твердости и улучшению износостойкости сформированного поверхностного слоя. Номинальный химический состав и твердость наплавочной проволоки представлены в табл. 2.

Для исследования влияния контролируемого легирования на формирование структуры и функциональные свойства модифицированных поверхностных слоев EN-GJV-400 использовали две легирующие фольги: Ni78Si8B14 и CuSn-4.

Сплав Ni78Si8B14 был выбран вследствие способности никеля, кремния и бора изменять процессы фазообразования и повышать прокаливаемость расплавленной зоны при быстром охлаждении. Введение данных элементов способствует формированию упрочняющих структурных составляющих, включая мартенситные компоненты, ледебуритные эвтектические образования и карбидсодержащие фазы. Кроме того, никелевое легирование исследовалось с учетом его влияния на взаимодействие расплавленного металла с графитовой фазой, что может спо-

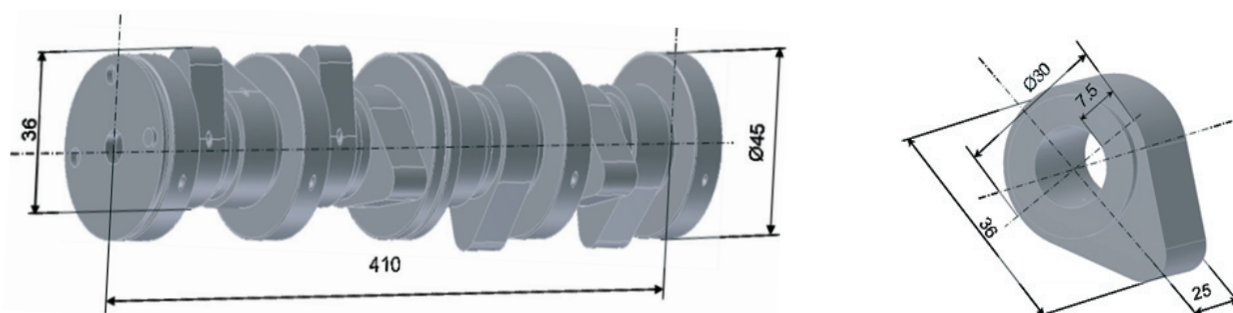


Рис. 1. Геометрия экспериментального образца распределительного вала из компактного графитового чугуна EN-GJV-400

Fig. 1. Geometry of the EN-GJV-400 compacted graphite iron camshaft specime

Таблица 1

Table 1

Химический состав компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400, использованного в качестве материала подложки

Chemical composition of EN-GJV-400 compacted graphite iron used as the substrate material

Материал подложки / Substrate material	C	Si	Al	Mn	Cr	Cu	Ni
EN-GJV-400	2,7...3,8	0,5...2,9	< 0,1	0,2...0,6	< 0,1	0,6...1,0	0,2...0,6

Таблица 2

Table 2

Химический состав и номинальная твердость наплавочной проволоки UTP A DUR 600, использованной при TIG-наплавке

Chemical composition and nominal hardness of UTP A DUR 600 filler wire used for TIG hardfacing

Наплавочная проволока / Filler wire	C	Si	Mn	Cr	Основа / Balance	Номинальная твердость / Nominal hardness
UTP A DUR 600	0,5	3,0	0,5	9,5	Fe	610 HV

способствовать сохранению отдельных графитсо-держающих областей. Такие области могут быть благоприятны с точки зрения трибологических характеристик, поскольку графит способен выполнять функцию твердой смазки при контактном скольжении.

Фольга CuSn-4 использовалась для введения медьсодержащих областей в состав модифицированного поверхностного слоя. В отличие от хромсодержащей наплавки, целью медного легирования являлось не максимальное увеличение твердости, а изменение трибологического поведения поверхности. Известно, что медьсодержащие области могут способствовать формированию переносных пленок при контактном скольжении и снижать интенсивность непосредственного металлического взаимодействия. В рамках настоящей работы этот эффект рассматривается только как предполагаемый механизм, основанный на ожидаемой роли медьсодержащих областей, поскольку трибологические испытания для данных образцов не проводились.

Химический состав и предполагаемое функциональное назначение легирующих фольг представлены в табл. 3.

Методика проведения экспериментов

Эксперименты по модификации поверхности проводили с использованием источника питания для TIG-сварки TIG 200 AC/DC, сопряженного

с высокочастотной индукционной системой нагрева TTH15 мощностью 15 кВт, способной создавать высокочастотное электромагнитное поле (ВЧЭМП) с частотой до 450 кГц. Для формирования переменного электромагнитного поля в зоне TIG-обработки применяли водоохлаждаемый медный индуктор катушечного типа. Индуктор представлял собой многовитковую медную катушку, расположенную концентрически относительно области обработки, что обеспечивало электромагнитное взаимодействие между приложенным магнитным полем и электропроводной жидкометаллической ванной. Расстояние между индуктором и зоной плавления регулировали таким образом, чтобы обеспечить эффективное взаимодействие электромагнитных сил с расплавом при сохранении стабильного горения TIG-дуги.

В настоящем исследовании при обработке с применением ВЧЭМП использовали постоянную частоту электромагнитного поля 200 кГц. Прямое измерение магнитной индукции непосредственно в процессе TIG-обработки не проводилось, а управляемым параметром электромагнитного воздействия была мощность индукционного нагрева. Значение мощности изменяли в диапазоне 25...100 % в зависимости от исследуемого режима модификации поверхности для регулирования интенсивности электромагнитного перемешивания расплава при сохранении стабильности процесса TIG.

Таблица 3

Table 3

Химический состав и функциональное назначение легирующих фольг Ni78Si8B14 и CuSn-4, использованных при TIG-легировании поверхности EN-GJV-400

Chemical composition and functional role of Ni78Si8B14 and CuSn-4 alloying foils used for TIG surface alloying of EN-GJV-400

Легирующая фольга / Alloying foil	Ni, масс. % / Ni (wt.%)	Si, масс. % / Si (wt.%)	B, масс. % / B (wt.%)	Cu, масс. % / Cu (wt.%)	Sn, масс. % / Sn (wt.%)	Предполагаемое функциональное назначение / Proposed functional role
Ni78Si8B14	78	8	14	—	—	Изменение процессов фазообразования, повышение прокаливаемости, формирование мартенситных и карбидсодержащих структурных составляющих, сохранение преимуществ графитовой фазы с точки зрения трибологических свойств / Modification of phase formation processes, increased hardenability, formation of martensitic and carbide-containing structural constituents, retention of graphite phase benefits for tribological properties
CuSn-4	—	—	—	95...97	3...5	Формирование медьсодержащих областей, модификация фрикционного поведения поверхности, возможное образование переносных пленок при изнашивании / Formation of copper-containing regions, modification of surface friction behavior, possible formation of transfer films during wear

Экспериментальная программа включала в себя три типа обработки поверхности:

- 1) TIG-оплавление чугуна EN-GJV-400 без дополнительного присадочного материала;
- 2) TIG-наплавку с использованием хромсодержащей наплавочной проволоки UTP A DUR 600;
- 3) TIG-легирование поверхности с применением фольг CuSn-4 и Ni78Si8B14.

В качестве исходного эталонного состояния использовали традиционное TIG-оплавление без воздействия электромагнитного поля.

Для всех экспериментов с применением ВЧЭМП сварочный ток корректировали в соответствии с выбранным режимом обработки, тогда как параметры электромагнитной системы поддерживали постоянными для обеспечения сопоставимости условий эксперимента. Частота 200 кГц была выбрана на основании предварительных исследований, которые показали устойчивое горение TIG-дуги и эффективное электромагнитное взаимодействие между приложенным полем и электропроводной расплавленной зоной.

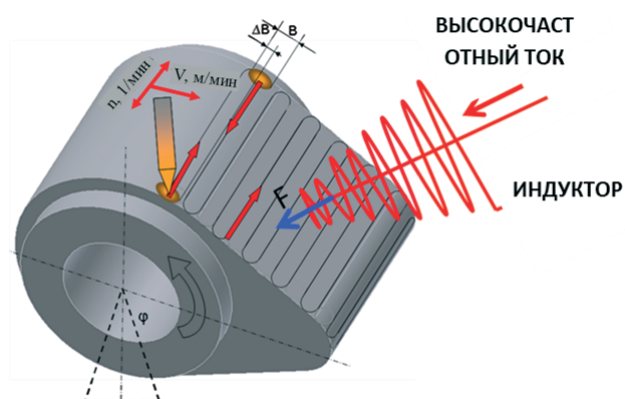
В качестве неплавящегося электрода использовали вольфрамовый электрод диаметром

2,4 мм. Во всех процессах обработки применяли высокочистый аргон в качестве защитного газа для предотвращения окисления и загрязнения расплавленной зоны атмосферными примесями.

Схематическая конфигурация экспериментальной установки TIG-ВЧЭМП представлена на рис. 2. Основные технологические параметры, использованные при проведении экспериментов по наплавке, оплавлению и легированию поверхности, приведены в табл. 4–6.

С целью проведения сравнительного анализа технологические параметры TIG-обработки поддерживали одинаковыми для традиционного режима и режима с применением ВЧЭМП.

Легирование поверхности кулачка распределительного вала с применением ВЧЭМП выполняли в соответствии со схемой, представленной на рис. 3. В процессе обработки взаимодействие между тепловым воздействием TIG-дуги и электромагнитной индукцией приводит к возникновению электромагнитных сил, вызывающих движение расплава в сварочной ванне. Данное взаимодействие определяет процессы переноса легирующих элементов, спо-

**Геометрические параметры**

- Размеры сварочной ванны
- Перекрытие сварочных валиков
- Угол наклона электрода и расстояние от поверхности (вынос электрода)
- Геометрия поверхностного слоя

Режимные (технологические) параметры

- Скорость сварки
- Сварочный ток
- Напряжение дуги
- Частота электромагнитного поля
- Интенсивность (напряженность) электромагнитного поля

Рис. 2. Схема экспериментальной установки TIG-ВЧЭМП для модификации поверхности чугуна EN-GJV-400 с применением высокочастотного электромагнитного воздействия

Fig. 2. Schematic configuration of the TIG-HFEMF experimental system for surface modification of EN-GJV-400 compacted graphite iron

Таблица 4

Table 4

Технологические параметры TIG-наплавки с использованием присадочной проволоки UTP A DUR 600 при воздействии ВЧЭМП

Treatment parameters used for TIG cladding with UTP A DUR 600 filler wire under HFEMF-assisted conditions

Параметр / Parameter	Значение / Value
Сварочный ток / Welding current	30...130 А / 30...130 A
Высота наплавленного валика / Bead height	< 3 мм / < 3 mm
Скорость перемещения / Travel speed	50...130 мм/мин / 50...130 mm/min
Частота колебаний электрода / Electrode oscillation frequency	20...40 мин ⁻¹ / 20...40 min ⁻¹
Вылет электрода / Electrode stick-out	2,0...2,5 мм / 2.0...2.5 mm
Ширина наплавленного валика / Bead width	5...6 мм / 5...6 mm
Диаметр присадочной проволоки / Filler wire diameter	3,2 мм / 3.2 mm
Мощность индукционного воздействия / Induction power	25...100 % / 25...100 %
Частота электромагнитного поля / Electromagnetic field frequency	200 кГц / 200 kHz
Расход аргона / Argon flow rate	8 л/мин / 8 L/min

способствует выравниванию химического состава расплавленной зоны и стабилизации фронта кристаллизации, обеспечивая управляемое формирование модифицированного поверхностного слоя.

Необходимое количество легирующего материала, вводимого в расплавленную зону, рассчитывали до начала обработки для обеспечения контролируемого изменения химического состава поверхностного слоя. Расчет выполняли с учетом толщины обрабатываемой поверхностной зоны (h_R), толщины легирующей фольги (h_F) и концентрации легирующего элемента в составе легирующей фольги (E_L):

$$h_R(\text{мм}) + h_F(\text{мм}) \rightarrow 100\%;$$

$$E_V = \frac{h_F}{h_R + h_F} 100\% \left(\frac{E_L\%}{100\%} \right); \quad (1)$$

$$h_f(\text{м}) \rightarrow E_V\%;$$

$$E_V = \frac{E_L h_F}{h_R - h_F},$$

где E_V – требуемое количество легирующих элементов на обрабатываемой поверхности; h_R – толщина нанесенного (наплавленного) слоя; h_F – толщина легирующей фольги; E_L –

Таблица 5

Table 5

Технологические параметры TIG-оплавления поверхности компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 при воздействии ВЧЭМП

Treatment parameters used for TIG remelting of EN-GJV-400 compacted graphite iron under HFEMF-assisted conditions

Параметр / Parameter	Значение / Value
Сварочный ток / Welding current	40...140 А / 40...140 A
Глубина проплавления / Penetration depth	< 2,5 мм / < 2.5 mm
Скорость перемещения / Travel speed	90...150 мм/мин / 90...150 mm/min
Частота колебаний электрода / Electrode oscillation frequency	40...90 мин ⁻¹ / 40...90 min ⁻¹
Вылет электрода / Electrode stick-out	2,0...2,5 мм / 2.0...2.5 mm
Ширина расплавленной зоны / Melted zone width	4...6 мм / 4...6 mm
Мощность индукционного воздействия / Induction power	25...100 % / 25...100 %
Частота электромагнитного поля / Electromagnetic field frequency	200 кГц / 200 kHz
Расход аргона / Argon flow rate	8 л/мин / 8 L/min

Таблица 6

Table 6

Технологические параметры TIG-легирования поверхности компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 при воздействии ВЧЭМП

Processing parameters used for TIG surface alloying of EN-GJV-400 compacted graphite iron under HFEMF-assisted conditions

Параметр / Parameter	Значение / Value
Сварочный ток / Welding current	80...145 А / 80...145 A
Глубина проплавления / Penetration depth	< 3,5 мм / < 3.5 mm
Скорость перемещения / Travel speed	40...70 мм/мин / 40...70 mm/min
Частота колебаний электрода / Electrode oscillation frequency	20...70 мин ⁻¹ / 20...70 min ⁻¹
Вылет электрода / Electrode stick-out	2,0...3,5 мм / 2.0...3.5 mm
Ширина расплавленной зоны / Melted zone width	5...7 мм / 5...7 mm
Мощность индукционного воздействия / Induction power	25...100 % / 25...100 %
Частота электромагнитного поля / Electromagnetic field frequency	200 кГц / 200 kHz
Расход аргона / Argon flow rate	6 л/мин / 6 L/min

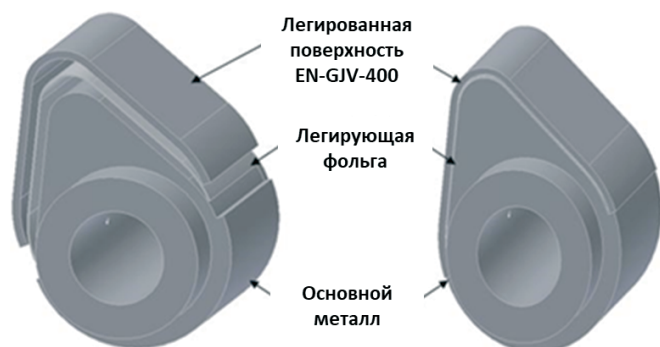


Рис. 3. Схема процесса TIG-легирования поверхности чугуна EN-GJV-400 с применением ВЧЭМП и легирующих фольг Ni78Si8B14 и CuSn-4

Fig. 3. Schematic illustration of HFEMF-assisted TIG surface alloying of EN-GJV-400 using Ni78Si8B14 and CuSn-4 alloying foils

концентрация (массовая доля) легирующего элемента в фольге.

Когда количество элемента в расплавленной зоне известно, толщина необходимой фольги определяется по следующему выражению:

$$h_F = \frac{h_R E_V}{E_L - E_V}. \quad (2)$$

Методы металлографических исследований, SEM/EDS-анализа и измерения микротвердости

После проведения TIG-оплавления, TIG-легирования и TIG-наплавки образцы разрезали в поперечном направлении относительно модифицированных дорожек для исследования структуры и химического состава сформированных поверхностных слоев. Поперечные шлифы изготавливали с использованием стандартных металлографических процедур, включающих в себя последовательное шлифование и полирование. Заключительный этап подготовки поверхности выполняли с применением тонкодисперсных полировальных материалов, обеспечивающих шероховатость поверхности менее 3 мкм, что гарантировало получение качественных изображений при проведении оптических и электронно-микроскопических исследований.

Для выявления микроструктуры подготовленные шлифы подвергали химическому травлению с использованием металлографических реактивов, соответствующих исследуемому материалу и типу модифицированного поверхностного слоя. Применяемое травление обеспечивало контрастное выявление морфологии графитовой фазы, структурных составляющих металлической матрицы, карбидсодержащих областей, а также особенностей структуры, сформировавшейся в процессе кристаллизации расплавленной зоны.

Исследование микроструктуры проводили с использованием оптического микроскопа Leica. Анализ выполняли на поперечных шлифах исходного материала, зон TIG-оплавления, поверхностных слоев, полученных с применением ВЧЭМП, легированных областей и наплавленных покрытий. Особое внимание уделяли геометрии зоны переплава, строению переходной области между модифицированным слоем и материалом подложки, а также распределению вновь образованных структурных составляющих.

Изучение распределения химических элементов в модифицированных поверхностных слоях осуществляли методом сканирующей электронной микроскопии (SEM) в сочетании с энергодисперсионным рентгеноспектральным анализом (EDS). Элементный анализ выполняли на электронно-зондовой микроаналитической системе CAMEBAX MICROBEAM (CAMECA, Франция), оснащенной кремниевым полупроводниковым детектором и системой аналого-цифровой обработки сигналов. Исследования проводили в выбранных областях модифицированных слоев с целью оценки перераспределения и степени гомогенизации легирующих элементов под воздействием электромагнитного перемешивания расплава, индуцированного высокочастотным электромагнитным полем.

Следует отметить, что метод EDS обеспечивает полуколичественное определение элементов со средними и высокими атомными номерами. В связи с низкой энергией характеристического рентгеновского излучения бора и ограниченной чувствительностью метода к легким элементам содержание бора, введенного сплавом Ni78Si8B14, количественно не определяли. Аналогично измеренные значения содержания углерода не использовали для количественной интерпретации результатов вследствие возможных погрешностей, обусловленных морфологией графитовой фазы, объемом взаимодействия электронного пучка с материалом и особенностями подготовки поверхности. Поэтому результаты EDS-анализа в настоящей работе использовали преимущественно для оценки перераспределения элементов Ni, Cu и Cr, тогда как влияние бора и углерода на процессы фазообразования интерпретировали на основании номинального химического состава легирующих материалов, наблюдаемой микроструктуры и результатов измерения микротвердости.

При проведении EDS-анализа регистрировали характеристическое рентгеновское излучение, возникающее при взаимодействии электронного пучка с исследуемым образцом, после чего выполняли идентификацию и полуколичественный анализ химических элементов. Измерения проводили в характерных областях легированных и наплавленных слоев, включая поверхностную часть, центральную область модифицированного слоя и зону перехода к ма-

териалу подложки EN-GJV-400. Такой подход позволил оценить влияние электромагнитного перемешивания расплава на характер распределения легирующих элементов.

Измерение микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3. Для всех исследуемых образцов были установлены одинаковые параметры нагружения и идентичные условия испытаний, что обеспечивало корректность сравнительного анализа полученных результатов.

Комплексное использование методов оптической металлографии, сканирующей электронной микроскопии с энергодисперсионным микроанализом (SEM/EDS) и измерения микротвердости позволило установить взаимосвязь между условиями TIG-модификации поверхности с применением ВЧЭМП, перераспределением легирующих элементов, особенностями формирования микроструктуры и механическими характеристиками модифицированных поверхностных слоев из компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400.

Экспериментальная матрица

Для систематической оценки влияния TIG-модификации поверхности с использованием ВЧЭМП на формирование модифицированных слоев компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 была разработана экспериментальная матрица, включающая в себя как традиционную TIG-обработку, так и обработку с электромагнитным воздействием.

В программу исследований были включены следующие варианты модификации поверхности: (i) традиционная TIG-переплавка; (ii) TIG-переплавка с применением ВЧЭМП; (iii) TIG-легирование поверхности фольгами Ni78Si8B14 и CuSn-4 как без использования ВЧЭМП, так и с его применением; (iv) TIG-наплавка хромосодержащей присадочной проволокой UTP A DUR 600 в традиционном режиме и с воздействием ВЧЭМП.

Во всех экспериментах с электромагнитным воздействием частота ВЧЭМП поддерживалась постоянной и составляла 200 кГц. Мощность индуктора изменялась в зависимости от режима обработки таким образом, чтобы обеспечить устойчивое электромагнитное перемешивание расплава без нарушения стабильности TIG-дуги. Традиционная TIG-обработка без электромаг-

нитного воздействия использовалась в качестве базового (контрольного) варианта для оценки непосредственного вклада ВЧЭМП в формирование структуры модифицированных поверхностных слоев.

Экспериментальная схема была разработана таким образом, чтобы разделить следующие факторы:

- влияние электромагнитного перемешивания на динамику сварочной ванны и структурную однородность модифицированного слоя;
- влияние легирующих элементов на фазообразование и формирование твердости;
- взаимодействие ВЧЭМП с карбидообразующими легирующими системами.

Необработанный компактный графитизированный чугун EN-GJV-400 использовался в качестве исходного материала сравнения. TIG-переплавка применялась для оценки влияния быстрого термического цикла и самозакалки на растворение графита, перераспределение углерода и формирование упрочненной ледебуритной структуры. Легирование сплавом Ni78Si8B14 использовалось для исследования образования мартенситных и карбидсодержащих структурных составляющих вследствие повышения прокаливаемости расплавленной зоны. Легирование фольгой CuSn-4 проводилось с целью изменения функциональных свойств поверхности при сохранении положительного влияния графитовой фазы. Наплавка проволокой UTP A DUR 600 была выбрана для исследования влияния ВЧЭМП на формирование и распределение хромосодержащих карбидных фаз, а также на твердость наплавленного слоя.

Полная экспериментальная матрица представлена в табл. 7.

Результаты и их обсуждение

Морфология поверхности

Морфология поверхности образцов из компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 после TIG-модификации была исследована с целью оценки влияния ВЧЭМП на устойчивость сварочной ванны и формирование поверхностного слоя. Для сравнительного анализа были рассмотрены результаты традиционной TIG-переплавки и TIG-переплавки с применением ВЧЭМП. Внешний вид обработанной

Экспериментальная матрица исследованных вариантов модификации поверхности компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 и цели каждого режима обработки

Experimental matrix of the investigated EN-GJV-400 surface modification conditions and the objectives of each treatment

Образец / Sample	Вид обработки поверхности / Surface treatment type	ВЧЭМП / <i>HFEMF</i>	Частота / Frequency	Основная цель исследования / Main research objective
S0	Исходный чугун EN-GJV-400 / Cast iron <i>EN-GJV-400</i>	Нет / No	–	Исходная микроструктура и начальная микротвердость / Initial microstructure and initial microhardness
S1	Традиционная TIG-переплавка / Conventional <i>TIG</i> remelt- ing	Нет / No	–	Исследование растворения графита, перераспределения углерода и формирования ледебуритной структуры / Investigation of graphite dissolution, carbon redistribution and formation of ledeburitic structure
S2	TIG-переплавка + ВЧЭМП / <i>TIG</i> remelting + <i>HFEMF</i>	Да / Yes	200 кГц / 200 kHz	Оценка влияния ВЧЭМП на структурную однородность и особенности кристаллизации / Evaluation of <i>HFEMF</i> effect on structural homogeneity and solidification characteristics
S3	TIG-легирование Ni78Si8B14 / <i>TIG</i> alloying with <i>Ni78Si8B14</i>	Нет / No	–	Исследование влияния легирования Ni-Si-B на фазообразование и формирование мартенситных и карбидсодержащих структур / Investigation of <i>Ni-Si-B</i> alloying effect on phase formation and formation of martensitic and carbide-containing structures
S4	TIG-легирование Ni78Si8B14 + ВЧЭМП / <i>TIG</i> alloying with <i>Ni78Si8B14</i> + <i>HFEMF</i>	Да / Yes	200 кГц / 200 kHz	Исследование влияния ВЧЭМП на перераспределение легирующих элементов и однородность фазового состава / Investigation of <i>HFEMF</i> effect on alloying element redistribution and phase composition homogeneity
S5	TIG-легирование CuSn-4 / <i>TIG</i> alloying with <i>CuSn-4</i>	Нет / No	–	Исследование влияния медного легирования и сохранения функциональных свойств графитовой фазы / Investigation of copper alloying effect and retention of graphite phase functional properties
S6	TIG-легирование CuSn-4 + ВЧЭМП / <i>TIG</i> alloying with <i>CuSn-4+HFEMF</i>	Да / Yes	200 кГц / 200 kHz	Исследование перераспределения меди и структурной однородности при электромагнитном перемешивании / Investigation of copper redistribution and structural homogeneity under electromagnetic stirring
S7	TIG-наплавка UTP A DUR 600 / <i>TIG</i> cladding with <i>UTP A DUR 600</i>	Нет / No	–	Исследование формирования структуры хромсодержащей наплавки и карбидных фаз / Investigation of chromium-containing cladding structure and carbide phase formation
S8	TIG-наплавка UTP A DUR 600 + ВЧЭМП / <i>TIG</i> cladding with <i>UTP A DUR 600 + HFEMF</i>	Да / Yes	200 кГц / 200 kHz	Определение влияния ВЧЭМП на распределение карбидов хрома и повышение твердости / Determination of <i>HFEMF</i> effect on chromium carbide distribution and hardness enhancement

поверхности после полирования представлен на рис. 4 и 5.

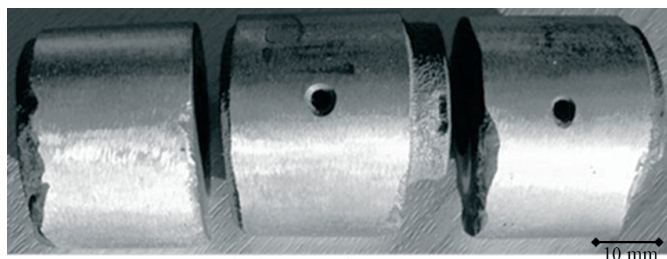


Рис. 4. Морфология поверхности кулачка из компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 после традиционной TIG-переплавки

Fig. 4. Surface morphology of EN-GJV-400 camshaft after conventional TIG remelting

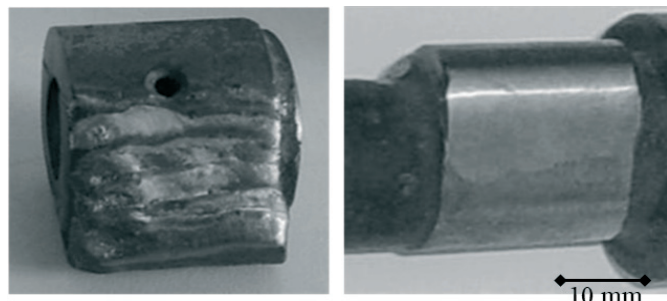


Рис. 5. Морфология поверхности кулачка из компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 после TIG-переплавки с применением ВЧЭМП

Fig. 5. Surface morphology of EN-GJV-400 camshaft after HFEMF-assisted TIG remelting

На рис. 4 показана поверхность, полученная после традиционной TIG-переплавки. Несмотря на формирование непрерывной переплавленной дорожки, наблюдаются заметные геометрические неоднородности и локальные отклонения вдоль профиля кулачка. Наличие подобных дефектов свидетельствует о неравномерном перераспределении расплавленного металла в процессе обработки. При традиционной TIG-переплавке динамика сварочной ванны определяется главным образом распределением тепловложения дуги, капиллярными силами, обусловленными градиентами поверхностного натяжения (конвекцией Марангони), а также действием силы тяжести. Отсутствие внешнего воздействия на движение расплава приводит к асимметричному переносу жидкого металла, особенно при обработке горизонтально ориентированной поверхности кулачка, когда гравитационные силы способствуют

смещению расплава в нижнюю часть сварочной ванны.

Неконтролируемое перераспределение расплавленного металла вызывает изменение геометрии переплавленного слоя, проявляющееся в локальном накоплении металла и отклонении восстановленной поверхности от исходного профиля детали. Подобные геометрические неоднородности могут отрицательно сказываться на точности восстановления профиля кулачка и, как следствие, ухудшать условия контактного взаимодействия в процессе эксплуатации.

Иная картина наблюдается при использовании TIG-переплавки с высокочастотным электромагнитным воздействием (рис. 5). Применение ВЧЭМП обеспечивает более равномерное формирование поверхности, что может быть связано с изменением условий тепло- и массопереноса в жидкой сварочной ванне. По сравнению с традиционной обработкой образцы, модифицированные с использованием ВЧЭМП, характеризуются более гладким профилем поверхности, уменьшением деформации по краям переплавленного слоя и лучшим соответствием восстановленной поверхности исходной геометрии кулачка.

Повышение однородности поверхности можно объяснить взаимодействием индуцированных в расплаве электрических токов с внешним переменным магнитным полем. Такое взаимодействие приводит к возникновению электромагнитных (лоренцевых) сил, действующих на электропроводящий расплав и изменяющих характер течения жидкой фазы. В результате создаются более сбалансированные условия тепло- и массопереноса, способствующие повышению устойчивости сварочной ванны и более контролируемому процессу затвердевания.

Следует отметить, что положительное влияние ВЧЭМП усиливалось с увеличением мощности индуктора. При более высоком уровне электромагнитного воздействия наблюдалось дальнейшее повышение равномерности поверхности, что свидетельствует об усилении электромагнитного перемешивания расплава и более эффективном регулировании процессов переноса в сварочной ванне. Полученные результаты подтверждают, что использование ВЧЭМП может рассматриваться как дополнительный технологический инструмент управления ги-

дродинамикой расплава и формирования более однородного поверхностного слоя при TIG-модификации компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400.

Эволюция микроструктуры

Эволюция микроструктуры компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 после TIG-переплавки, поверхностного легирования и наплавки была исследована с целью выяснения роли ВЧЭМП в процессах фазообразования, перераспределения легирующих элементов и структурной гомогенизации модифицированных поверхностных слоев. Анализ проводился с использованием оптической и сканирующей электронной микроскопии на поперечных шлифах, изготовленных из обработанных участков.

На рис. 6 представлена исходная микроструктура компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 в состоянии поставки. Основной металл характеризуется феррито-перлитной матрицей с равномерно распределенными включениями вермикулярного графита, что является типичной структурой для данного класса чугунов, широко применяемых при изготовлении высоконагруженных деталей автомобильной техники.

Морфология и распределение графитовой фазы оказывают определяющее влияние на последующие структурные превращения, происходящие при TIG-обработке. В процессе интенсивного локального нагрева часть графитовых

включений растворяется в жидкой металлической ванне, что приводит к увеличению локальной концентрации углерода в расплаве. Последующее быстрое охлаждение в условиях неравновесной кристаллизации способствует формированию упрочняющих структурных составляющих, включая ледебуритные эвтектические образования и другие высокотвердые фазы, определяющие эксплуатационные свойства модифицированного поверхностного слоя.

На рис. 7 приведено сравнение микроструктуры поверхностных слоев, сформированных при традиционной TIG-переплавке и TIG-переплавке с использованием ВЧЭМП компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400.

После традиционной TIG-переплавки исходная феррито-перлитная структура трансформируется в упрочненный поверхностный слой, состоящий преимущественно из ледебуритных эвтектических структур с цементитсодержащими фазами, формирующимися в условиях интенсивного охлаждения. Образование данных упрочняющих структурных составляющих обусловлено растворением графитовых включений, повышением концентрации углерода в расплавленной зоне и последующей неравновесной кристаллизацией.

Поверхностный слой, сформированный при традиционной TIG-переплавке, характеризуется неоднородной морфологией, обусловленной неравномерным теплообменом и ограничен-

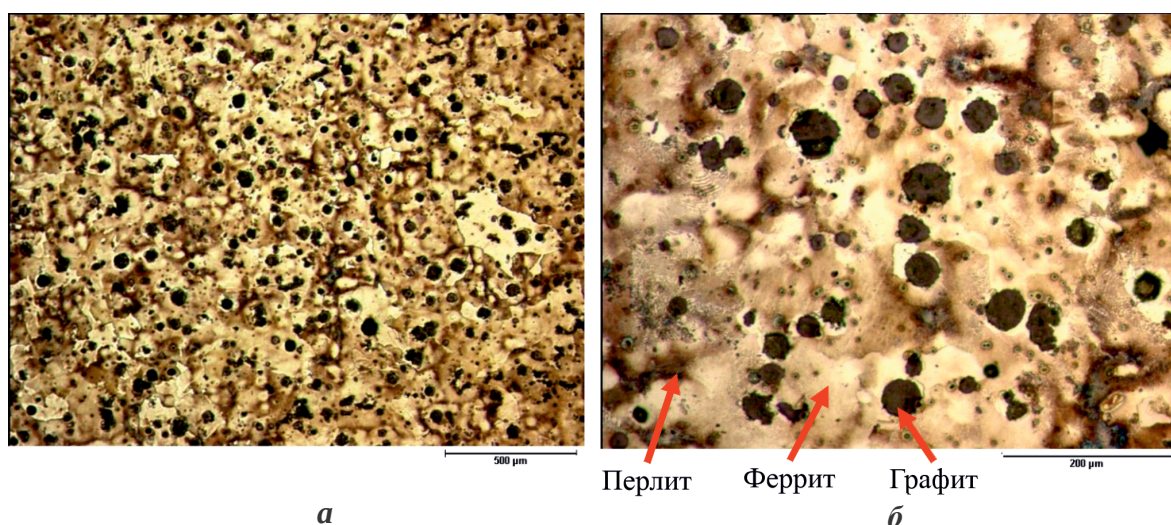


Рис. 6. Исходная микроструктура компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 в состоянии поставки: травление 2%-м раствором нитала; увеличение $\times 100$ (а) и $\times 200$ (б); масштабные линейки – 500 и 200 мкм

Fig. 6. Initial microstructure of the as-received EN-GJV-400 CGI substrate. Etched with 2% nital; magnification $\times 100$ (a) and $\times 200$ (b); scale bars: 500 μm and 200 μm

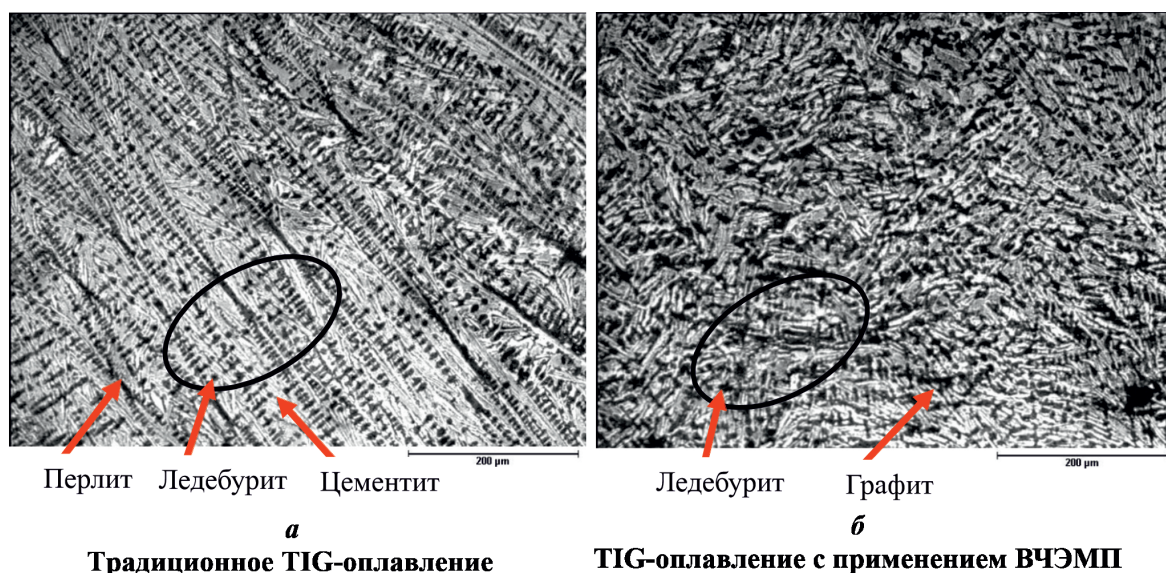


Рис. 7. Микроструктура поверхностных слоев EN-GJV-400 после традиционной TIG-переплавки (а) и TIG-переплавки с применением ВЧЭМП (б): травление 3%-м раствором нитала; увеличение $\times 200$; масштабная линейка – 200 мкм

Fig. 7. Microstructural comparison of EN-GJV-400 surface layers after conventional TIG remelting (a) and HFEMF-assisted TIG remelting (b). Etched with 3% nital; magnification $\times 200$; scale bar: 200 μm

ной циркуляцией расплава в сварочной ванне. Локальные различия в распределении углерода и скорости затвердевания приводят к пространственной неоднородности морфологии и распределения ледебуритных эвтектических составляющих.

При TIG-переплавке с применением ВЧЭМП общий механизм формирования структуры сохраняется. Вместе с тем морфология и пространственное распределение структурных составляющих становятся более однородными. Это связано с тем, что воздействие ВЧЭМП вызывает возникновение в электропроводящем расплаве конвективных потоков, обусловленных действием сил Лоренца, что способствует интенсификации процессов тепло- и массопереноса в сварочной ванне.

Таким образом, применение ВЧЭМП не приводит к принципиальному изменению механизма фазообразования при TIG-переплавке чугуна EN-GJV-400. Основной эффект электромагнитного воздействия заключается в повышении структурной однородности ледебуритной эвтектики и более равномерном распределении обогащенных углеродом областей в пределах модифицированного поверхностного слоя.

На рис. 8 представлены микроструктуры наплавленных слоев, сформированных с использо-

ванием присадочной проволоки UTP A DUR 600, полученные при традиционной TIG-наплавке и TIG-наплавке с применением ВЧЭМП.

Наплавленный слой UTP A DUR 600 характеризуется наличием хромосодержащих упрочняющих фаз, сформированных в процессе быстрого затвердевания. Благодаря повышенному содержанию хрома в присадочной проволоке в расплавленной ванне протекают карбидообразующие реакции, приводящие к формированию обогащенных хромом карбидных составляющих, распределенных в железной матрице.

Слой, полученный при традиционной TIG-наплавке, характеризуется относительно неоднородным распределением карбидсодержащих областей, что связано с недостаточной степенью перемешивания хрома и углерода в процессе кристаллизации. В отличие от этого, применение ВЧЭМП способствует интенсификации конвективного движения расплава, что приводит к улучшению перераспределения хромосодержащих структурных составляющих и формированию более равномерной морфологии карбидных фаз.

Таким образом, повышение твердости, наблюдаемое после TIG-наплавки UTP A DUR 600 с применением ВЧЭМП, связано не с образованием принципиально нового фазового состава,

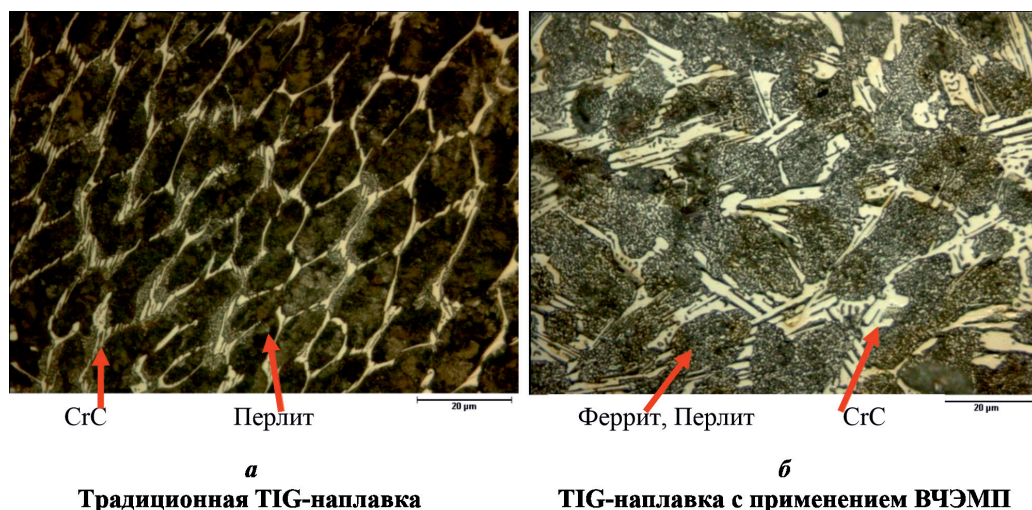


Рис. 8. Микроструктура наплавленных слоев, сформированных с использованием присадочной проволоки UTP A DUR 600, после традиционной TIG-наплавки (а) и TIG-наплавки с применением ВЧЭМП (б): травление 3%-м раствором пикрала; увеличение $\times 1000$; масштабная линейка – 20 мкм

Fig. 8. Microstructure of UTP A DUR 600 hardfaced layers obtained after conventional TIG cladding (a) and HFEMF-assisted TIG cladding (b). Etched with 3% picral; magnification $\times 1,000$; scale bar: 20 μm

а преимущественно с более благоприятным распределением и формированием хромсодержащих карбидных фаз в процессе затвердевания.

На рис. 9 представлены микроструктуры поверхностных слоев чугуна EN-GJV-400, легированных сплавом Ni78Si8B14, которые получены соответственно без применения и с применением ВЧЭМП.

Введение Ni, Si и B изменяет химический состав расплавленной зоны и повышает ее прокаливаемость. При быстром охлаждении легированный слой может содержать продукты мартенситного превращения наряду с ледебуритными эвтектическими составляющими и карбидсодержащими структурными областями.

Легированный слой, полученный при традиционной TIG-обработке, характеризуется локальными различиями в морфологии фаз, обусловленными неоднородным распределением легирующих элементов. Применение ВЧЭМП способствует интенсификации перемешивания жидкой фазы и обеспечивает более равномерное распределение областей, обогащенных никелем, кремнием и бором.

Таким образом, роль ВЧЭМП при легировании никелем заключается преимущественно в повышении химической однородности расплавленной зоны и стабилизации формирующейся

микроструктуры, а не в непосредственном образовании дополнительных упрочняющих фаз.

На рис. 10 представлены микроструктуры поверхностных слоев, полученных после легирования сплавом CuSn-4 без применения и с применением ВЧЭМП.

Введение меди оказывает влияние на процессы затвердевания модифицированного слоя и способствует изменению его функциональных поверхностных свойств. В отличие от хромсодержащих наплавочных материалов, легирование медью не направлено преимущественно на повышение твердости. Основная цель введения Cu связана с изменением трибологических характеристик поверхности, включая возможность формирования медьсодержащих переносных пленок при контактом скольжении и сохранение положительного влияния графитовой фазы, выполняющей функцию твердой смазки.

Слой, полученный при традиционном TIG-легировании, характеризуется локальными различиями в распределении медьсодержащих областей вследствие ограниченной степени гомогенизации расплава. Применение ВЧЭМП способствует более эффективному перераспределению меди в расплавленной зоне, что приводит к формированию более однородной микроструктуры.

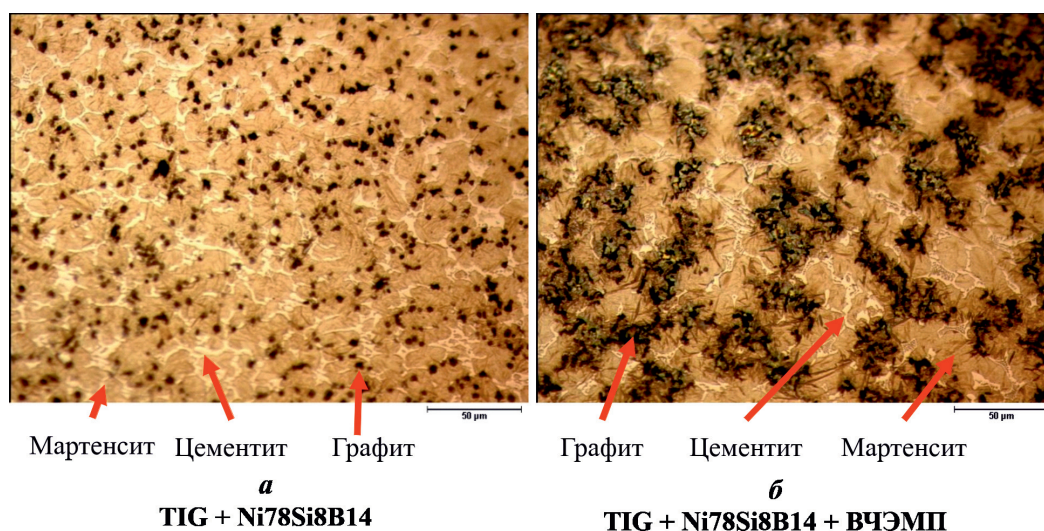


Рис. 9. Микроструктура поверхностных слоев чугуна EN-GJV-400, легированных сплавом Ni78Si8B14, которые получены после традиционной TIG-обработки (а) и TIG-обработки с применением ВЧЭМП (б): травление 4%-м раствором нитала; увеличение $\times 500$; масштабная линейка – 50 мкм

Fig. 9. Microstructure of Ni78Si8B14-alloyed EN-GJV-400 surface layers obtained after conventional TIG treatment (a) and HFEMF-assisted TIG treatment (б). Etched with 4% nital; magnification $\times 500$; scale bar: 50 μm

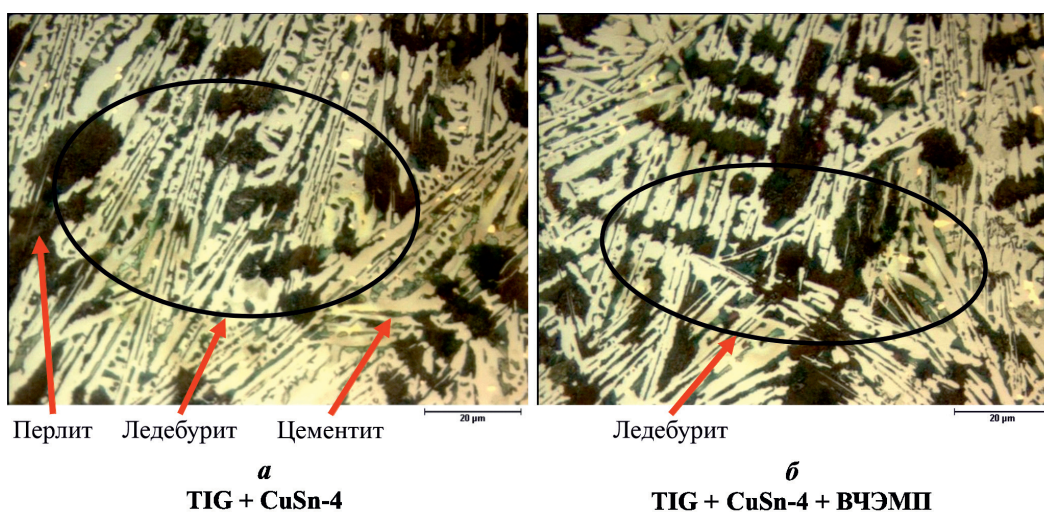


Рис. 10. Микроструктура поверхностных слоев чугуна EN-GJV-400, легированных сплавом CuSn-4, которые получены после традиционной TIG-обработки (а) и TIG-обработки с применением ВЧЭМП (б): травление 3%-м раствором нитала; увеличение $\times 1000$; масштабная линейка – 20 мкм

Fig. 10. Microstructure of CuSn-4-alloyed EN-GJV-400 surface layers obtained after conventional TIG treatment (a) and HFEMF-assisted TIG treatment (б). Etched with 3% nital; magnification $\times 1000$; scale bar: 20 μm

В целом полученные результаты показывают, что ВЧЭМП преимущественно выполняет функцию механизма управления поведением расплавленной ванны. Электромагнитное перемешивание изменяет условия тепло- и массопереноса, снижает локальную неоднородность

химического состава и повышает структурную однородность модифицированного слоя. При этом характер сформировавшейся микроструктуры в значительной степени определяется химическим составом поверхностного слоя: при ремелтировании и легировании доминирующим

эффектом является повышение гомогенности структуры, тогда как при хромсодержащей наплавке определяющим фактором становится перераспределение карбидных фаз.

Химический состав и перераспределение элементов (EDS-анализ)

Энергодисперсионный рентгеновский анализ (EDS) был выполнен для оценки внедрения и перераспределения легирующих элементов в поверхностных слоях, сформированных при TIG-модификации, а также для определения влияния ВЧЭМП на химическую однородность расплавленной зоны в процессе плавления и последующего затвердевания.

Полученные концентрации элементов анализировали в сравнении с исходным химическим составом подложки EN-GJV-400, представленным в табл. 1. Основными элементами исходного материала являются Fe, C, Si, Mn, Cu и Ni, при этом содержание хрома находится на низком уровне. После проведения поверхностной

обработки наблюдались дополнительные изменения концентраций Ni, Cu и Cr, зависящие от выбранного технологического режима модификации.

Результаты EDS подтвердили наличие характерных элементов матрицы EN-GJV-400 и продемонстрировали успешное введение легирующих компонентов, поступающих в поверхностный слой в процессе обработки. Измеренные распределения элементов в различных областях модифицированных слоев представлены в табл. 8. Сравнение данных для приповерхностной зоны, центральной части слоя и зоны сплавления показывает, что применение ВЧЭМП оказывает влияние на пространственное распределение легирующих элементов за счет изменения условий конвективного перемешивания расплава в процессе плавления и кристаллизации.

При традиционном TIG-ремелтинге EN-GJV-400 введение внешних легирующих элементов не осуществлялось. Поэтому наблюдаемые структурные изменения связаны преимущественно

Таблица 8

Table 8

Представительное распределение элементов, определенное методом EDS, в выбранных поверхностных слоях EN-GJV-400 после TIG-модификации

Representative EDS-measured elemental distribution in selected TIG-modified EN-GJV-400 surface layers

Материал / Material	Положение в слое / Position in layer	Sn (%)	Al (%)	Si (%)	Mn (%)	Ni (%)	Cu (%)	Cr (%)	Fe (%)
EN-GJV-400 (основной материал) / EN-GJV-400 (base material)	—	—	0,09 / 0,09	2,41 / 2,41	0,49 / 0,49	0,26 / 0,26	0,67 / 0,67	0,09 / 0,09	Основа / Balance
Легирующее на основе Cu (CuSn-4) / Cu-based alloying (CuSn-4)	Зона сплавления / Fusion zone	0,06 / 0,06	0,07 / 0,07	2,15 / 2,15	0,45 / 0,45	0,29 / 0,29	7,15 / 7,15	0,05 / 0,05	Основа / Balance
	Центральная часть модифицированного слоя / Central part of modified layer	0,05 / 0,05	0,04 / 0,04	2,17 / 2,17	0,43 / 0,43	0,41 / 0,41	8,57 / 8,57	0,06 / 0,06	Основа / Balance
	Поверхность / Surface	0,08 / 0,08	0,09 / 0,09	2,41 / 2,41	0,49 / 0,49	0,32 / 0,32	9,10 / 9,10	0,07 / 0,07	Основа / Balance
Легирующее на основе Ni (Ni78Si8B14) / Ni-based alloying (Ni78Si8B14)	Зона сплавления / Fusion zone	—	0,07 / 0,07	2,56 / 2,56	0,40 / 0,40	8,23 / 8,23	0,61 / 0,61	0,07 / 0,07	Основа / Balance
	Центральная часть модифицированного слоя / Central part of modified layer	—	0,08 / 0,08	2,43 / 2,43	0,44 / 0,44	9,11 / 9,11	0,72 / 0,72	0,06 / 0,06	Основа / Balance
	Поверхность / Surface	—	0,10 / 0,10	2,34 / 2,34	0,49 / 0,49	9,32 / 9,32	0,68 / 0,68	0,09 / 0,09	Основа / Balance

с растворением графитовых включений, перераспределением углерода и быстрым неравномерным затвердеванием. Согласно данным EDS, применение ВЧЭМП не приводит к существенному изменению общего химического состава модифицированной зоны; однако электромагнитное перемешивание способствует более равномерному распределению растворенных элементов внутри слоя после переплава. Такое поведение согласуется с наблюдаемой гомогенизацией ледебуритной структуры, формирующейся при быстром охлаждении.

В слоях, легированных сплавом Ni78Si8B14, результаты EDS показали значительное увеличение содержания никеля по сравнению с исходным составом EN-GJV-400 (табл. 1). Распределение никеля в пределах модифицированного слоя характеризуется относительно высокой равномерностью, что свидетельствует об улучшенном переносе легирующих элементов при воздействии ВЧЭМП. Анализ EDS также подтвердил достаточно однородное перераспределение Ni и Si по объему легированного слоя.

Следует отметить, что бор не может быть достоверно количественно определен методом стандартного EDS-анализа вследствие его малого атомного номера и низкой интенсивности характеристического рентгеновского излучения. Поэтому наличие и влияние бора оценивались на основании номинального состава сплава Ni78Si8B14, а также с учетом выявленных микроструктурных особенностей и изменения твердости. Наблюдаемые мартенситоподобные структурные составляющие и карбидсодержащие области соответствуют повышенной прокаливаемости, ожидаемой для системы Ni-Si-B. Однако конкретный вклад бора в формирование фаз не может быть непосредственно подтвержден проведенным EDS-анализом.

При легировании фольгой CuSn-4 результаты EDS подтвердили эффективное введение и перераспределение меди в модифицированном поверхностном слое. В отличие от хром- и никельсодержащих систем, целью введения меди являлось не максимальное повышение твердости, а изменение функциональных характеристик поверхности при сохранении положительного влияния графитсодержащих областей. Сохранение участков с графитом

потенциально может быть благоприятным для последующих трибологических характеристик, поскольку графит известен как твердая смазка в чугунах. Однако в рамках настоящего исследования трибологические испытания не проводились, поэтому возможное улучшение характеристик трения и износа следует рассматривать только как предположение, основанное на наблюдаемой микроструктуре, а не как экспериментально подтвержденный результат. Применение ВЧЭМП способствовало более равномерному распределению медьсодержащих областей вследствие повышения интенсивности перемешивания расплава.

EDS-анализ наплавленных слоев UTP A DUR 600 выявил значительное увеличение содержания хрома по сравнению с исходной подложкой EN-GJV-400 (табл. 1). Хром является основным карбидообразующим элементом, обеспечивающим формирование износостойких упрочняющих фаз в данном наплавленном слое. При традиционной TIG-наплавке возможно возникновение неоднородности распределения хрома вследствие ограниченной циркуляции расплава и локальных различий в условиях затвердевания. Применение ВЧЭМП улучшило перераспределение хрома в расплавленной зоне, обеспечив более равномерное распределение областей, обогащенных данным элементом.

Более равномерное распределение хрома при электромагнитном перемешивании создает благоприятные условия для формирования и пространственного распределения хромсодержащих карбидных фаз, выявленных при микроструктурном анализе. Именно этот эффект объясняет увеличение средней твердости с 771 HV0.1 для традиционной наплавки UTP A DUR 600 до 800 HV0.1 при применении ВЧЭМП.

В целом результаты EDS показывают, что ВЧЭМП не изменяет химический состав материала за счет введения новых элементов. Его основная роль заключается в управлении условиями переноса вещества внутри расплавленной ванны, повышении эффективности перераспределения легирующих элементов, снижении локальной химической неоднородности и обеспечении более равномерного формирования упрочняющих фаз в системах, содержащих карбидообразующие элементы.

Распределение микротвердости и структурная гомогенизация

Измерения микротвердости были выполнены для оценки механической характеристики модифицированных поверхностных слоев и определения влияния применения ВЧЭМП на изменение твердости и структурную однородность сформированных зон. Измерения проводились с использованием микротвердомера Виккерса РМТ-3 при нагрузке 0,98 Н (HV0.1) и времени выдержки 15 с. Для каждого технологического режима выполнялось десять измерений в различных областях модифицированного слоя, включая приповерхностную область, центральную часть зоны переплава или наплавленного слоя, а также переходную область между модифицированным слоем и основной структурой EN-GJV-400. Представленные значения соответствуют среднему значению микротвердости, при этом стандартное отклонение рассчитывалось на основе результатов всех отдельных измерений для каждого режима обработки.

Средние значения микротвердости исследованных вариантов поверхностной модификации, включая соответствующие значения стандартного отклонения, представлены на рис. 11. Изменение микротвердости по глубине поперечного сечения характерных модифицированных слоев приведено на рис. 12, что позволяет оценить пространственное распределение твердости и

влияние ВЧЭМП на структурную однородность поверхностных зон.

Исходная структура EN-GJV-400 характеризовалась средней твердостью около 375 HV0.1, что соответствует феррито-перлитной матрице с вермикулярными включениями графита. После проведения TIG-модификации все исследованные варианты обработки показали существенное повышение твердости вследствие локального плавления, частичного растворения графитовой фазы, перераспределения углерода и последующего неравновесного затвердевания модифицированной области.

Как показано на рис. 11, традиционный TIG-ремелтинг увеличил среднюю твердость поверхности EN-GJV-400 примерно с 375 HV0.1 до 765 HV0.1. Данное повышение связано главным образом с превращением исходной феррито-перлитной структуры в упрочненный слой переплава, содержащий ледебуритные эвтектические составляющие с цементитсодержащими фазами. При быстром охлаждении углерод, высвобождающийся в результате частичного растворения графитовых включений, повышает содержание углерода в расплавленной зоне, что способствует формированию твердых карбидсодержащих структур, обеспечивающих увеличение микротвердости.

Применение ВЧЭМП при TIG-ремелтинге привело к сопоставимому уровню твердо-

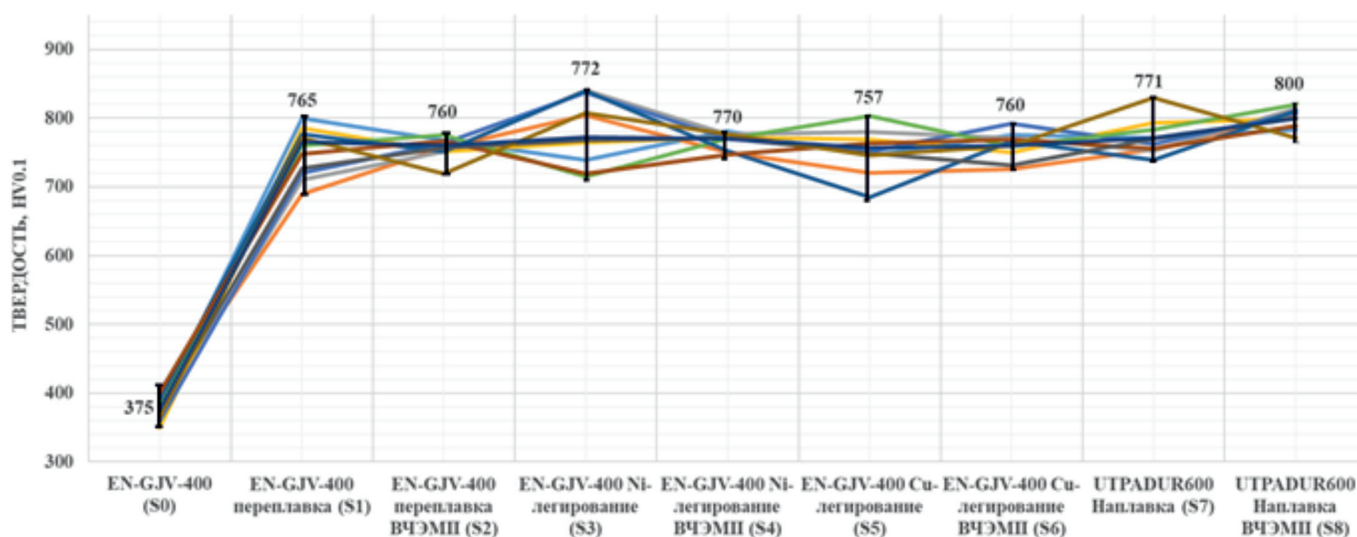


Рис. 11. Средние значения микротвердости по Виккерсу с указанием стандартного отклонения для поверхностных слоев EN-GJV-400 после традиционной и ВЧЭМП-ассистированной TIG-модификации

Fig. 11. Average Vickers microhardness values with standard deviation error bars for EN-GJV-400 surface layers after conventional and HFEMF-assisted TIG surface modification treatments

сти – около 760 HV0.1. Отсутствие существенной разницы между традиционным и ВЧЭМП-ассистированным переплавом свидетельствует о том, что электромагнитное воздействие не является самостоятельным механизмом упрочнения. Основной вклад ВЧЭМП связан с изменением условий переноса вещества в расплавленной ванне, улучшением процессов тепло- и массопереноса и обеспечением более равномерного распределения продуктов затвердевания.

Распределение микротвердости по сечению, представленное на рис. 12, дополнительно подтверждает данный вывод. Несмотря на то что оба варианта переплава формируют упрочненную поверхностную область, слой, полученный с применением ВЧЭМП, характеризуется более равномерным профилем твердости по всей толщине модифицированной зоны. Снижение локальных колебаний твердости связано с улучшением гомогенизации расплава и более равномерным распределением углеродсодержащих эвтектических составляющих при затвердевании. Таким образом, при TIG-ремелтинге основное влияние ВЧЭМП заключается не в повышении абсолютного значения твердости, а в стабилизации структуры.

Слой, легированный сплавом Ni78Si8B14, характеризовался средней твердостью около 772 HV0.1, тогда как при применении ВЧЭМП данное значение составило около 770 HV0.1 (рис. 11). Полученный уровень твердости обусловлен совместным влиянием никеля, кремния

и бора, которые изменяют химический состав расплавленной зоны и повышают ее прокаливаемость, способствуя формированию мартенситоподобных продуктов превращения совместно с ледебуритными эвтектическими и карбидсодержащими составляющими при быстром охлаждении. Незначительное различие между традиционным и ВЧЭМП-ассистированным режимами подтверждает, что электромагнитное перемешивание в данном случае влияет преимущественно на пространственное распределение и равномерность формирования фаз, а не на сам механизм их образования.

Профили распределения твердости по сечению Ni78Si8B14-легированных слоев (рис. 12) показывают, что применение ВЧЭМП снижает локальные колебания микротвердости внутри модифицированной зоны. Это согласуется с результатами SEM/EDS-анализа, свидетельствующими об улучшенном перераспределении легирующих элементов и более однородном формировании упрочняющих структурных составляющих.

Слой, легированный CuSn-4, показал значения микротвердости около 757 HV0.1 без ВЧЭМП и 760 HV0.1 при электромагнитном воздействии. В отличие от никель- и хромсодержащих систем, введение меди не оказывает существенного влияния на повышение твердости, поскольку основная цель медного легирования связана не с формированием твердых фаз, а с изменением функциональных характеристик

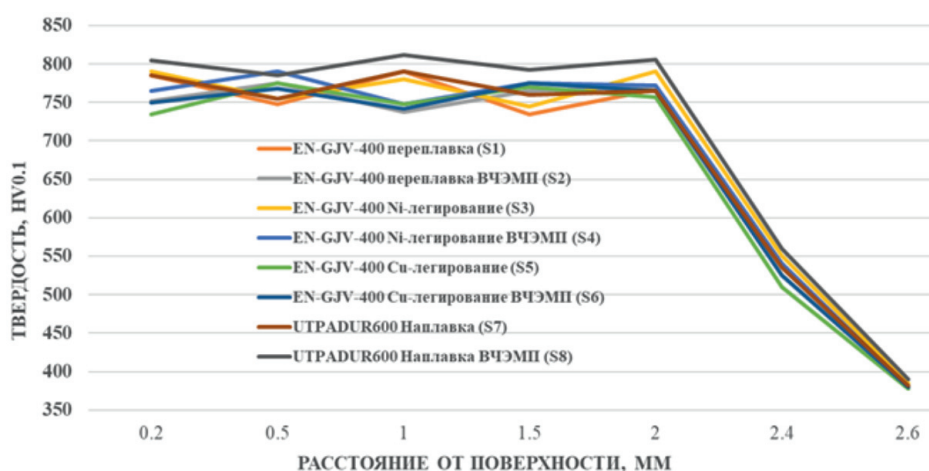


Рис. 12. Изменение микротвердости по поперечному сечению поверхность-модифицированного компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400

Fig. 12. Microhardness variation across the cross-section of surface-modified EN-GJV-400 compacted graphite iron

поверхности. Наличие медьсодержащих областей совместно с сохранными графитсодержащими участками может создавать благоприятные условия для улучшения трибологических свойств; однако данное предположение требует подтверждения специальными испытаниями на трение и износ.

Слои, полученные наплавкой UTP A DUR 600, продемонстрировали иной характер влияния ВЧЭМП. Согласно рис. 11, при традиционной TIG-наплавке средняя твердость составляла около 771 HV0.1, тогда как при применении ВЧЭМП она увеличилась до 800 HV0.1. Данное повышение связано с улучшенным перераспределением и более равномерным формированием хромсодержащих упрочняющих фаз в процессе затвердевания. Несмотря на содержание около 9,5 масс. % Cr в присадочной проволоке, электромагнитное перемешивание расплава способствует более равномерному переносу хрома внутри ванны расплава, создавая более благоприятные условия для образования карбидсодержащих структур.

Профили микротвердости, представленные на рис. 12, подтверждают, что слой UTP A DUR 600, сформированный при воздействии ВЧЭМП, характеризуется более стабильным распределением твердости по сравнению с традиционной наплавкой. Снижение разброса значений по толщине наплавленного слоя указывает на более равномерное распределение хромсодержащих упрочняющих фаз, что соответствует результатам SEM/EDS-исследований.

Сравнение всех исследованных вариантов обработки показывает, что влияние ВЧЭМП на твердость существенно зависит от химического состава модифицированного слоя и преобладающего механизма упрочнения. При прямом TIG-ремелтинге и легировании Ni/Cu электромагнитное воздействие преимущественно обеспечивает структурную гомогенизацию и снижение локальных неоднородностей твердости без значительного изменения среднего значения. В случае хромсодержащей наплавки UTP A DUR 600 ВЧЭМП одновременно способствует структурной стабилизации и повышению твердости за счет более равномерного распределения карбидной фазы.

Таким образом, основная роль ВЧЭМП заключается не в универсальном повышении твер-

дости, а в управляемом изменении динамики расплавленной ванны, перераспределении элементов и обеспечении однородности фазового состава. Совместный анализ средних значений микротвердости (рис. 11) и профилей ее распределения по сечению (рис. 12) подтверждает, что ВЧЭМП является дополнительным технологическим параметром управления, позволяющим стабилизировать взаимосвязь «структура – свойства» поверхностных слоев EN-GJV-400, полученных методом TIG-модификации.

Роль ВЧЭМП в формировании структуры при TIG-модификации поверхности и практическое значение результатов

При традиционной TIG-модификации поверхности компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400 формирование модифицированного поверхностного слоя определяется совместным воздействием теплового ввода дуги, кинетики плавления и затвердевания, конвекции, обусловленной градиентами поверхностного натяжения (эффект Марангони), подъемных сил и гравитационных эффектов. Эти процессы определяют геометрию расплавленной зоны, характер температурных градиентов, перераспределение растворенных элементов и морфологию продуктов кристаллизации. Однако при традиционной TIG-обработке перенос вещества в жидкой фазе регулируется преимущественно естественными конвекционными механизмами, что может приводить к локальным различиям химического состава и неоднородному распределению структурных составляющих, особенно при обработке деталей со сложной геометрией, таких как поверхности распределительных валов.

Применение ВЧЭМП вводит дополнительное физическое взаимодействие между внешним магнитным полем и электропроводной расплавленной областью. Согласно принципам магнитогидродинамики, электрические токи, индуцированные в жидком металле, взаимодействуют с приложенным магнитным полем, формируя электромагнитные силы, которые способны изменять процессы переноса в жидкой фазе. Данное взаимодействие может влиять на перемешивание расплава, перераспределение растворенных элементов и условия последующего затвердевания.

Следует отметить, что в рамках настоящего исследования не проводились прямые измерения поля скоростей расплавленной ванны, локального распределения электромагнитных сил или динамических характеристик течения металла. Поэтому влияние ВЧЭМП оценивалось косвенным методом на основе экспериментально полученных данных о морфологии поверхности, особенностях микроструктуры, распределении химических элементов и изменении микротвердости.

Полученные результаты показывают, что применение ВЧЭМП не изменяет принципиально механизмы фазообразования, протекающие при TIG-обработке EN-GJV-400. Основное влияние электромагнитного воздействия связано не с формированием новых фаз, а с изменением условий, при которых происходят плавление, перемешивание расплава и затвердевание. Эффективность применения ВЧЭМП определяется химическим составом модифицированного слоя и преобладающим механизмом его упрочнения.

При традиционном TIG-ремелтинге EN-GJV-400 исходная феррито-перлитная структура с вермикулярным графитом преобразуется в упрочненный поверхностный слой, содержащий преимущественно ледебуритные эвтектические составляющие с цементитсодержащими фазами. Данное превращение связано с частичным растворением графита, перераспределением углерода в расплавленной зоне и последующим быстрым неравновесным затвердеванием. Средняя твердость увеличилась примерно с 375 HV0.1 для исходного материала до 765 HV0.1 после традиционного TIG-ремелтинга.

Применение ВЧЭМП при переплаве обеспечило сопоставимое значение твердости – около 760 HV0.1. Отсутствие существенной разницы между двумя режимами подтверждает, что электромагнитное воздействие не является самостоятельным механизмом повышения твердости. Вместе с тем выявленные микроструктурные различия свидетельствуют о том, что основная роль ВЧЭМП заключается в повышении равномерности распределения продуктов затвердевания внутри модифицированного слоя.

Аналогичная тенденция наблюдалась при поверхностном легировании сплавом Ni78Si8B14. Введение Ni, Si и B изменяет химический состав расплавленной зоны и повышает ее прокаливаемость, способствуя формированию

упрочненных продуктов превращения совместно с ледебуритными и карбидсодержащими составляющими при быстром охлаждении. Близкие значения твердости для традиционного и ВЧЭМП-ассистированного легирования (около 772 и 770 HV0.1 соответственно) показывают, что электромагнитное воздействие не изменяет основной механизм упрочнения.

В данном случае основное влияние ВЧЭМП связано с улучшением перераспределения и гомогенизации легирующих элементов внутри расплавленной зоны. Поскольку бор не может быть достоверно определен методом стандартного EDS-анализа вследствие низкого атомного номера, его влияние на формирование фаз рассматривается качественно на основе номинального состава Ni78Si8B14, результатов микроструктурного анализа и данных по микротвердости.

При легировании CuSn-4 влияние ВЧЭМП проявилось преимущественно в характере распределения медьсодержащих областей внутри модифицированного слоя. В отличие от хромсодержащих наплавочных систем, введение меди не было направлено на максимальное повышение твердости, а предназначалось для изменения функциональных характеристик поверхности. Полученные результаты показывают, что применение ВЧЭМП способствует более равномерному распределению меди в легированной зоне.

Однако предполагаемое влияние Cu-содержащих областей и сохраненных графитовых включений на трибологические характеристики поверхности остается гипотезой и требует подтверждения специальными исследованиями трения и износа.

Иной характер влияния ВЧЭМП наблюдался при наплавке UTP A DUR 600. В данном случае химический состав наплавленного слоя оказывает определяющее влияние на формирование твердости благодаря наличию хрома как активного карбидообразующего элемента. Средняя твердость слоя, сформированного традиционной TIG-наплавкой, составляла около 771 HV0.1, тогда как при использовании ВЧЭМП она увеличилась до 800 HV0.1.

Данное повышение связано с более равномерным распределением хромсодержащих твердых фаз внутри наплавленного слоя. Полученные результаты показывают, что ВЧЭМП не создает новый механизм упрочнения, а изме-

няет условия перераспределения легирующих элементов и затвердевания, обеспечивая более равномерное формирование карбидсодержащих составляющих.

Сравнение всех исследованных вариантов поверхностной модификации показывает, что эффективность ВЧЭМП определяется взаимодействием электромагнитного воздействия с химическими особенностями формируемого слоя. В случаях, когда механизм упрочнения в основном определяется быстрым затвердеванием материала подложки, как при TIG-ремелтинге, ВЧЭМП преимущественно обеспечивает структурную гомогенизацию. При введении элементов с высокой фазообразующей способностью электромагнитное воздействие влияет на их пространственное перераспределение и равномерность формирования упрочняющих фаз.

Основные различия между исследованными технологическими режимами представлены в табл. 9.

Сравнение, приведенное в табл. 9, подтверждает, что ВЧЭМП-ассистированную TIG-модификацию следует рассматривать прежде всего как метод управления технологическим процессом, а не как прямой способ повышения твердости. Основной эффект электромагнитного воздействия связан с изменением условий переноса вещества при плавлении и затвердевании, что способствует повышению однородности распределения элементов и морфологии фаз. Влияние на механические свойства определяется преобладающим механизмом упрочнения конкретного поверхностного слоя.

С точки зрения технологии поверхностного упрочнения основным преимуществом TIG-обработки с ВЧЭМП является возможность управления формированием поверхностного слоя без изменения объемного химического состава детали. Повышенная структурная однородность, наблюдаемая после электромагнитного воздействия, может способствовать получению более стабильных и воспроизводимых свойств поверхности.

Для автомобильных и тяжело нагруженных деталей из компактного графитизированного чугуна, включая поверхности распределительных валов, применение ВЧЭМП-ассистированной TIG-модификации предоставляет дополнительный технологический параметр управления про-

цессом формирования функциональных поверхностных слоев.

Вместе с тем для количественного установления взаимосвязи между параметрами электромагнитного поля, характеристиками течения расплавленной ванны и конечными эксплуатационными свойствами необходимы дальнейшие исследования, включающие прямое наблюдение поведения расплава, численное моделирование магнитогидродинамических процессов и систематические трибологические испытания.

Выводы

На основании проведенных экспериментальных исследований традиционной и TIG-модификации поверхности чугуна с компактным графитом EN-GJV-400 с применением ВЧЭМП можно сделать следующие выводы.

1. Применение ВЧЭМП с частотой 200 кГц в процессе TIG-модификации поверхности обеспечивает дополнительный параметр управления процессом, позволяющий влиять на формирование поверхностного слоя и развитие его структуры в чугуне EN-GJV-400 с компактным графитом. Влияние ВЧЭМП было установлено по изменениям морфологии поверхности, степени однородности микроструктуры, распределения химических элементов и характеристик твердости. Поскольку прямые измерения скорости движения расплава в сварочной ванне и действующих электромагнитных сил не проводились, то воздействие ВЧЭМП оценивалось косвенно на основе характеристик сформированных после затвердевания поверхностных слоев.

2. TIG-переплав существенно изменяет исходную феррито-перлитную структуру чугуна EN-GJV-400, содержащую вермикулярный графит. Растворение графита, перераспределение углерода и быстрое неравновесное затвердевание приводят к формированию упрочненных ледебуритных структур с цементитсодержащими составляющими. Применение ВЧЭМП при TIG-переплаве не изменяет принципиальный механизм формирования фаз, однако способствует более равномерному распределению продуктов затвердевания в объеме модифицированного поверхностного слоя.

3. Влияние ВЧЭМП на легированные и наплавленные слои определяется химическим со-

Сравнение традиционной и ВЧЭМП-ассистированной TIG-модификации поверхности компактного графитизированного чугуна EN-GJV-400

Comparison of conventional and HFEMF-assisted TIG surface modification of EN-GJV-400 compacted graphite iron

Условия обработки / Treatment condition	Основные управляющие факторы / Key governing factors	Наблюдаемое влияние HFEMF / Observed effect of HFEMF	Полученный отклик материала / Obtained material response
Традиционный TIG-ремелтинг / Conventional TIG remelting	Термический цикл, растворение графита, перераспределение углерода и естественный перенос расплава / Thermal cycle, graphite dissolution, carbon redistribution, and natural melt transfer	Эталонное состояние без внешнего управления переносом в жидкой фазе / Reference state without external control of liquid-phase transfer	Формирование упрочненного ледебуритного слоя с цементитсодержащими фазами; твердость ≈ 765 HV0.1 / Formation of a hardened ledeburite layer with cementite-containing phases; hardness ≈ 765 HV0.1
TIG-ремелтинг + HFEMF / TIG remelting + HFEMF	Тепловое воздействие совместно с электромагнитным взаимодействием в электропроводной расплавленной зоне / Thermal effect combined with electromagnetic interaction in the electrically conductive molten zone	Повышение однородности структурных составляющих и снижение локальных различий при затвердевании / Improvement of structural constituent uniformity and reduction of local solidification differences	Сопоставимый уровень твердости (≈ 760 HV0.1), что указывает преимущественно на структурную гомогенизацию / Comparable hardness level (≈ 760 HV0.1), indicating primarily structural homogenization
Ni78Si8B14 + HFEMF / Ni78Si8B14 + HFEMF	Формирование фаз под действием легирования совместно с электромагнитным перераспределением элементов / Phase formation under alloying combined with electromagnetic redistribution of elements	Более равномерное распределение Ni-Si-содержащих областей и продуктов превращения / More uniform distribution of Ni-Si-containing regions and transformation products	Сопоставимая твердость (≈ 770 HV0.1); повышение структурной однородности / Comparable hardness (≈ 770 HV0.1); enhanced structural uniformity
CuSn-4 + HFEMF / CuSn-4 + HFEMF	Введение меди, особенности затвердевания и влияние графитсодержащих областей / Copper introduction, solidification characteristics, and influence of graphite-containing regions	Более равномерное распределение Cu-содержащих областей / More uniform distribution of Cu-containing regions	Сопоставимая твердость (≈ 760 HV0.1); возможное влияние на трибологию требует дополнительной проверки / Comparable hardness (≈ 760 HV0.1); possible influence on tribology requires further verification
UTP A DUR 600 + HFEMF / UTP A DUR 600 + HFEMF	Формирование хромсодержащих фаз и карбидное упрочнение / Formation of chromium-containing phases and carbide strengthening	Улучшение пространственного распределения хромсодержащих твердых фаз / Improved spatial distribution of chromium-containing hard phases	Повышение твердости ($\approx 771 \rightarrow 800$ HV0.1) вследствие более равномерного распределения упрочняющих фаз / Hardness increase ($\approx 771 \rightarrow 800$ HV0.1) due to more uniform distribution of strengthening phases



ставом модифицированной области и преобладающим механизмом упрочнения. Легирование сплавом Ni78Si8B14 способствует формированию упрочненных продуктов превращения совместно с ледебуритными и карбидсодержащими структурными составляющими, тогда как основное влияние ВЧЭМП заключается в улучшении пространственного распределения легирующих элементов. Легирование сплавом CuSn-4 приводит к формированию медьсодержащих областей, при этом возможное улучшение трибологических характеристик требует подтверждения специальными испытаниями на трение и износ. При использовании наплавочной проволоки UTP A DUR 600 применение ВЧЭМП способствует более равномерному распределению хромсодержащих твердых фаз.

4. Анализ SEM/EDS показал, что ВЧЭМП не приводит к введению дополнительных легирующих элементов в модифицированный поверхностный слой. Вместо этого электромагнитное воздействие влияет на перераспределение уже введенных элементов в процессе плавления и последующего затвердевания. Повышенная однородность распределения областей, содержащих Ni, Cu и Cr, свидетельствует о снижении локальной химической неоднородности и более стабильном формировании поверхностных структур.

5. Измерения микротвердости показали, что все исследованные методы TIG-модификации поверхности существенно повышают твердость чугуна EN-GJV-400 с компактным графитом. Исходная подложка имела среднее значение твердости около 375 HV0.1, тогда как сформированные модифицированные слои характеризовались значениями в диапазоне 757...800 HV0.1. Традиционный TIG-переплав обеспечил твердость около 765 HV0.1, тогда как при переплаве с применением ВЧЭМП было получено сопоставимое значение около 760 HV0.1, что подтверждает преимущественное влияние электромагнитного воздействия на однородность структуры, а не на непосредственное повышение твердости. Максимальное значение твердости около 800 HV0.1 было достигнуто при TIG-наплавке UTP A DUR 600 с применением ВЧЭМП благодаря улучшенному перераспределению и более равномерному формированию хромсодержащих карбидных твердых фаз.

6. Установленная взаимосвязь «процесс – структура – свойства» подтверждает, что TIG-обработка с применением ВЧЭМП может использоваться как дополнительный метод поверхностной инженерии для управления однородностью микроструктуры и распределением фаз в чугуне EN-GJV-400 с компактным графитом. Положительный эффект ВЧЭМП наиболее выражен в легированных системах, где электромагнитно-индуцированное перераспределение элементов влияет на формирование и пространственное расположение упрочняющих фаз. В то же время при непосредственном TIG-переплаве основным вкладом ВЧЭМП является повышение структурной однородности модифицированного слоя.

Список литературы

1. König M. Literature review of microstructure formation in compacted graphite iron // *International Journal of Cast Metals Research*. – 2010. – Vol. 23 (3). – P. 185–192. – DOI: 10.1179/136404609X12535244328378.
2. Patel M., Dave K. An insight of compacted graphite iron (CGI) characteristics and its production: A review // *Recent Advances in Manufacturing Processes and Systems*. – Singapore: Springer, 2022. – P. 131–148. – ISBN 978-981-16-7787-8. – DOI: 10.1007/978-981-16-7787-8_10.
3. Dawson S., Guesser W.L. Castability, product design and production of compacted graphite irons // *ASM Handbook*. Vol. 1A: Cast Iron Science and Technology. – Materials Park, Ohio: ASM International, 2017. – ISBN 978-1-62708-168-3. – DOI: 10.31399/asm.hb.v01a.a0006328.
4. Effect of laser surface remelting on microstructure, mechanical properties and tribological properties of metals and alloys: A review / S.M.A. Bukhari, N. Husnain, F.A. Siddiqui, M.T. Anwar, A.A. Khosa, M. Imran, T.H. Qureshi, R. Ahmad // *Optics and Laser Technology*. – 2023. – Vol. 165. – P. 109588. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2023.109588.
5. Wollmann D., Pintaude G. Tribological performance of high-strength cast iron in lubricated contact containing carbon black // *Wear*. – 2021. – Vol. 496–497. – P. 203743. – DOI: 10.1016/j.wear.2021.203743.
6. Gregorutti R.W., Grau J.E. Mechanical properties of compacted graphite cast iron with different microstructures // *International Journal of Cast Metals Research*. – 2014. – Vol. 27 (5). – P. 275–281. – DOI: 10.1179/1743133614Y.0000000118.
7. Damage mechanism and fatigue strength prediction of compacted graphite iron with different microstructures / Y. Chen, J.C. Pang, S.X. Li, C.L. Zou,

- Z.F. Zhang // International Journal of Fatigue. – 2022. – Vol. 164. – P. 107126. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107126.
8. Ray J., Acharyya S.K., Misra D. Surface modification of engineering materials using TIG cladding technique: A review // Recent Advances in Manufacturing Engineering. – Singapore: Springer, 2025. – P. 173–183. – ISBN 978-981-96-9767-0. – DOI: 10.1007/978-981-96-9768-7_14.
9. Cavitation erosion improvement following TIG surface-remelting of gray cast iron / I. Mitelea, I. Bordeas, E. Riemschneider, I.D. Utu, C.M. Crăciunescu // Wear. – 2022. – Vol. 496–497. – P. 204282. – DOI: 10.1016/j.wear.2022.204282.
10. Formation and wear property of broad-beam laser clad Fe-based coatings / B. Sun, J. Cheng, Z. Cai, H. Zhao, Z. Zhang, H. Qu, Q. Zhang, S. Hong, X. Liang // Surface and Coatings Technology. – 2021. – Vol. 405. – P. 126598. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126598.
11. Rakhmonov J.U., Weiss D., Dunand D.C. Comparing evolution of precipitates and strength upon aging of cast and laser-remelted Al–8Ce–0.2Sc–0.1Zr alloys // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Vol. 840. – P. 142990. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.142990.
12. Effects of electric and magnetic treatments on microstructures of solid metals: A review / Y. Song, W. Wu, Y. Yu, L. Hua // Chinese Journal of Mechanical Engineering. – 2023. – Vol. 36. – P. 139. – DOI: 10.1186/s10033-023-00961-y.
13. Effect of magnetic stirring on grain structure refinement. Part 1: Autogenous nickel alloy welds / Y.C. Lim, X. Yu, J.H. Cho, J. Sosa, D.F. Farson, S.S. Babu, S. McCracken, B. Flesner // Science and Technology of Welding and Joining. – 2010. – Vol. 15 (7). – P. 583–589. – DOI: 10.1179/136217110X12720264008277.
14. Numerical study on weld pool behaviors and keyhole dynamics in magnetic-field-assisted laser-arc hybrid welding of aluminum alloy / C. Tan, Y. Dong, H. Sun, F. Liu, X. Han, Q. Dong, B. Chen, X. Song // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 26. – P. 6446–6461. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.030.
15. Effects of magnetic fields in arc welding, laser welding and resistance spot welding: A review / W. Xu, Y. Shi, Y. Cui, Z. Liang // Advanced Engineering Materials. – 2022. – P. 2200682. – DOI: 10.1002/adem.202200682.
16. Effect of Lorentz force distribution on solidified microstructure and segregation of magnesium alloys under pulsed electromagnetic field / Q. Bai, T. Liu, Y. Tian, K. Zhang, Y. Liu, J. Zhang, B. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1039. – P. 183014. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.183014.
17. Experimental and numerical assessment of weld pool behavior and final microstructure in wire feed laser beam welding with electromagnetic stirring / X. Meng, M. Bachmann, A. Artinov, M. Rethmeier // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 45. – P. 408–418. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.07.021.
18. Numerical modeling of electromagnetic field influences on fluid thermodynamic behavior and grain growth during solidification of 316L stainless steel laser-welded plates / Z. Zhang, X. Xu, P. Ge, K. Li // Metals. – 2025. – Vol. 15 (6). – P. 609. – DOI: 10.3390/met15060609.
19. The influence of magnetic field orientation on metal mixing in electromagnetic stirring enhanced wire feed laser beam welding / X. Meng, M. Bachmann, A. Artinov, M. Rethmeier // Journal of Materials Processing Technology. – 2021. – Vol. 294. – P. 117135. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117135.
20. A review of the origin of equiaxed grains during solidification under mechanical stirring, vibration, electromagnetic, electric-current and ultrasonic treatments / N. Balasubramani, J. Venezuela, D. StJohn, G. Wang, M. Dargusch // Journal of Materials Science & Technology. – 2023. – Vol. 144. – P. 243–265. – DOI: 10.1016/j.jmst.2022.09.067.
21. Dendrite fragmentation mechanism under forced convection condition by rotating magnetic field during unidirectional solidification of AlSi7 alloy / H. Zhang, M. Wu, C.M.G. Rodrigues, A. Ludwig, A. Kharicha, A. Rónaföldi, A. Roósz, Z. Veres, M. Svéda // Acta Materialia. – 2022. – Vol. 241. – P. 118391. – DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118391.
22. Microstructural refinement and mechanical enhancement of Hastelloy X welds via electromagnetic vibration-assisted GTAW / A. Adelian, K. Ranjbar, M. Reihanian, R. Dehmlaei // Journal of Materials Research and Technology. – 2025. – Vol. 37. – P. 2750–2763. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.06.213.

Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Автор. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Influence of high-frequency electromagnetic field-assisted TIG surface modification on microstructural evolution, elemental redistribution and hardness of EN-GJV-400 compacted graphite iron

Farhad Mahammad oglu Shirzadov^{a, *}

Azerbaijan Technical University, 25 H. Javid Avenue, Baku, AZ1073, Azerbaijan

^a  <https://orcid.org/0009-0006-9378-9865>,  farhad.shirzadov@aztu.edu.az

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 07 July 2026

Revised: 15 July 2026

Accepted: 17 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

EN-GJV-400

TIG remelting

High-frequency electromagnetic field

Solidification behavior

Surface engineering

Acknowledgments

The author acknowledges that part of the experimental investigations was conducted at the Technical University of Berlin (Germany) within the framework of scientific cooperation and research activities related to surface engineering technologies. The authors' current institutional affiliation is Azerbaijan Technical University, where the research work was further developed and prepared for publication. The experimental facilities and scientific support provided during the research stay at TU Berlin are gratefully acknowledged.

ABSTRACT

Introduction. Compacted graphite iron (EN-GJV-400) is widely used for highly loaded automotive and engineering components due to its favourable combination of strength, thermal conductivity, damping capacity and castability. However, the relatively moderate hardness and wear resistance of its surface region may limit its application under severe contact conditions. High-frequency electromagnetic field (HFEMF)-assisted treatment represents a potential approach for modifying solidification conditions and improving structural uniformity during surface engineering. Nevertheless, the influence of HFEMF-assisted TIG treatment on the microstructural evolution, elemental redistribution and hardness response of compacted graphite iron remains insufficiently understood. **Materials and methods.** In this study, conventional and HFEMF-assisted TIG surface modification of EN-GJV-400 compacted graphite iron was investigated. The experimental program included TIG remelting, TIG surface alloying using Ni78Si8B14 and CuSn-4 foils, and TIG hardfacing using UTP A DUR 600 chromium-containing filler wire, performed with and without electromagnetic assistance. A high-frequency electromagnetic field with a frequency of 200 kHz was applied during treatment. The modified surface layers were characterized using optical microscopy, scanning electron microscopy combined with energy-dispersive X-ray spectroscopy (SEM/EDS) and Vickers microhardness measurements. **Results and discussion.** The obtained results indicate that HFEMF-assisted processing influences the structural development of TIG-modified layers by affecting the conditions of heat and mass transfer during melting and solidification. The influence of HFEMF was evaluated indirectly through surface morphology, microstructural characteristics, elemental distribution and hardness response. Conventional TIG remelting increased the surface hardness of EN-GJV-400 from approximately 375 HV0.1 to 765 HV0.1 due to graphite dissolution, carbon redistribution and formation of ledeburitic structures containing cementite-rich constituents. HFEMF-assisted remelting produced a comparable hardness level of approximately 760 HV0.1, indicating that electromagnetic assistance does not act as an independent strengthening mechanism but mainly contributes to structural homogenization. Ni78Si8B14 alloying resulted in hardened transformation products together with ledeburitic and carbide-containing constituents, while HFEMF primarily improved the uniformity of alloy-element distribution. For UTP A DUR 600 hardfacing, HFEMF-assisted treatment increased the average hardness from approximately 771 HV0.1 to 800 HV0.1, which is attributed to improved redistribution and more uniform formation of chromium-containing hard phases. **Conclusion.** The results demonstrate that HFEMF-assisted TIG treatment provides an additional process-control parameter for surface modification of EN-GJV-400 compacted graphite iron. The effectiveness of electromagnetic assistance depends on the chemical composition of the modified layer and the dominant strengthening mechanism. HFEMF should therefore be considered primarily as a method for improving structural uniformity, elemental redistribution and phase distribution rather than as a universal hardness-enhancement technique. Further studies involving direct molten-pool observation and numerical modelling are required to quantitatively establish the relationship between electromagnetic parameters and melt-pool behaviour.

For citation: Shirzadov F.M. Influence of high-frequency electromagnetic field-assisted TIG surface modification on microstructural evolution, elemental redistribution and hardness of EN-GJV-400 compacted graphite iron. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 83–111. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-83-111. (In Russian).

* Corresponding author

Shirzadov Farhad Mahammad oglu, Ph.D (Engineering),

Associate Professor

Azerbaijan Technical University,

25 H. Javid Avenue,

AZ1073, Baku, Azerbaijan

Tel.: +994559029446, e-mail: farhad.shirzadov@aztu.edu.az

References

1. König M. Literature review of microstructure formation in compacted graphite iron. *International Journal of Cast Metals Research*, 2010, vol. 23 (3), pp. 185–192. DOI: 10.1179/136404609X12535244328378.
2. Patel M., Dave K. An insight of compacted graphite iron (CGI) characteristics and its production: A review. *Recent Advances in Manufacturing Processes and Systems*. Singapore, Springer, 2022, pp. 131–148. ISBN 978-981-16-7787-8. DOI: 10.1007/978-981-16-7787-8_10.
3. Dawson S., Guesser W.L. Castability, product design and production of compacted graphite irons. *ASM Handbook*. Vol. 1A: *Cast Iron Science and Technology*. Materials Park, Ohio, ASM International, 2017. ISBN 978-1-62708-168-3. DOI: 10.31399/asm.hb.v01a.a0006328.
4. Bukhari S.M.A., Husnain N., Siddiqui F.A., Anwar M.T., Khosa A.A., Imran M., Qureshi T.H., Ahmad R. Effect of laser surface remelting on microstructure, mechanical properties and tribological properties of metals and alloys: A review. *Optics and Laser Technology*, 2023, vol. 165, p. 109588. DOI: 10.1016/j.optlastec.2023.109588.
5. Wollmann D., Pintaude G. Tribological performance of high-strength cast iron in lubricated contact containing carbon black. *Wear*, 2021, vol. 496–497, p. 203743. DOI: 10.1016/j.wear.2021.203743.
6. Gregorutti R.W., Grau J.E. Mechanical properties of compacted graphite cast iron with different microstructures. *International Journal of Cast Metals Research*, 2014, vol. 27 (5), pp. 275–281. DOI: 10.1179/1743133614Y.0000000118.
7. Chen Y., Pang J.C., Li S.X., Zou C.L., Zhang Z.F. Damage mechanism and fatigue strength prediction of compacted graphite iron with different microstructures. *International Journal of Fatigue*, 2022, vol. 164, p. 107126. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107126.
8. Ray J., Acharyya S.K., Misra D. Surface modification of engineering materials using TIG cladding technique: A review. *Recent Advances in Manufacturing Engineering*. Singapore, Springer, 2025, pp. 173–183. ISBN 978-981-96-9767-0. DOI: 10.1007/978-981-96-9767-0_14.
9. Mitelea I., Bordeasu I., Riemschneider E., Uțu I.D., Crăciunescu C.M. Cavitation erosion improvement following TIG surface-remelting of gray cast iron. *Wear*, 2022, vol. 496–497, p. 204282. DOI: 10.1016/j.wear.2022.204282.
10. Sun B., Cheng J., Cai Z., Zhao H., Zhang Z., Qu H., Zhang Q., Hong S., Liang X. Formation and wear property of broad-beam laser clad Fe-based coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 405, p. 126598. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126598.
11. Rakhmonov J.U., Weiss D., Dunand D.C. Comparing evolution of precipitates and strength upon aging of cast and laser-remelted Al–8Ce–0.2Sc–0.1Zr alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 840, p. 142990. DOI: 10.1016/j.msea.2022.142990.
12. Song Y., Wu W., Yu Y., Hua L. Effects of electric and magnetic treatments on microstructures of solid metals: A review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2023, vol. 36, p. 139. DOI: 10.1186/s10033-023-00961-y.
13. Lim Y.C., Yu X., Cho J.H., Sosa J., Farson D.F., Babu S.S., McCracken S., Flesner B. Effect of magnetic stirring on grain structure refinement. Part 1: Autogenous nickel alloy welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2010, vol. 15 (7), pp. 583–589. DOI: 10.1179/136217110X12720264008277.
14. Tan C., Chen B., Liu F., Zhang X., Chen S., Song X. Numerical study on weld pool behaviors and keyhole dynamics in magnetic-field-assisted laser-arc hybrid welding of aluminum alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 26, pp. 6446–6461. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.030.
15. Xu W., Shi Y., Cui Y., Liang Z. Effects of magnetic fields in arc welding, laser welding and resistance spot welding: A review. *Advanced Engineering Materials*, 2022, p. 2200682. DOI: 10.1002/adem.202200682.
16. Bai Q., Zhang K., Tian Y., Zhang J., Liu T., Liu Y., Wang B. Effect of Lorentz force distribution on solidified microstructure and segregation of magnesium alloys under pulsed electromagnetic field. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1039, p. 183014. DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.183014.
17. Meng X., Bachmann M., Artinov A., Rethmeier M. Experimental and numerical assessment of weld pool behavior and final microstructure in wire feed laser beam welding with electromagnetic stirring. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 45, pp. 408–418. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.07.021.
18. Zhang Z., Xu X., Ge P., Li K. Numerical modeling of electromagnetic field influences on fluid thermodynamic behavior and grain growth during solidification of 316L stainless steel laser-welded plates. *Metals*, 2025, vol. 15 (6), p. 609. DOI: 10.3390/met15060609.
19. Meng X., Bachmann M., Artinov A., Rethmeier M. The influence of magnetic field orientation on metal mixing in electromagnetic stirring enhanced wire feed laser beam welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, vol. 294, p. 117135. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117135.



20. Balasubramani N., Venezuela J., StJohn D., Wang G., Dargusch M.A. A review of the origin of equiaxed grains during solidification under mechanical stirring, vibration, electromagnetic, electric-current and ultrasonic treatments. *Journal of Materials Science & Technology*, 2023, vol. 144, pp. 243–265. DOI: 10.1016/j.jmst.2022.09.067.

21. Zhang H., Wu M., Rodrigues C.M.G., Ludwig A., Kharicha A., Rónaföldi A., Roósz A., Veres Z., Svéda M. Dendrite fragmentation mechanism under forced convection condition by rotating magnetic field during unidirectional solidification of AlSi7 alloy. *Acta Materialia*, 2022, vol. 241, p. 118391. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118391.

22. Adelian A., Ranjbar K., Reihanian M., Dehmolaei R. Microstructural refinement and mechanical enhancement of Hastelloy X welds via electromagnetic vibration-assisted GTAW. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 37, pp. 2750–2763. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.06.213.

Conflicts of Interest

The author declares no conflict of interest.

© 2026 The Author. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Оценка контактной и оптической профилометрии при контроле шероховатости криволинейных поверхностей деталей машин

Эрвин Умеров^{1, 2, a, *}, Аркадий Соловьев^{1, b}, Юрий Егоров^{2, c}, Владимир Скакун^{1, 2, d},
 Иван Соболевский^{1, e} Руслан Джемалядинов^{1, 2, f}

¹ Крымский инженерно-педагогический университет имени Февзи Якубова, пер. Учебный, 8, г. Симферополь, 295015, Россия

² Крымский федеральный университет имени В.И. Вернадского, просп. Академика Вернадского, 4, г. Симферополь, 295007, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-3477-2036>, Ervin777@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8465-5554>, solovievarc@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0003-4990-9998>, yuriyegorov@cfuv.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0656-7852>, vladimir.skakun.92@list.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-1338-9065>, sobolevskii-ivan@mail.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0003-3319-3542>, rus.dzhemalyadinov@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.892:531.717.8

История статьи:

Поступила: 30 мая 2026

Рецензирование: 13 июня 2026

Принята к печати: 29 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Контактная профилометрия

Оптическая профилометрия

Шероховатость поверхности

Криволинейные поверхности

Коррекция погрешностей

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №24-12-20013).

АННОТАЦИЯ

Введение. Контроль шероховатости криволинейных поверхностей деталей машин – важнейшая метрологическая задача, определяющая эксплуатационные свойства изделий. Стандартизованный контактный метод вносит систематическую погрешность из-за прямолинейной траектории стилуса и пластического деформирования микронеровностей. Бесконтактные оптические методы исключают механическое воздействие, но их точность снижается на участках с большим локальным углом наклона из-за эффекта затенения. Отсутствие унифицированного подхода к сравнению результатов для криволинейных поверхностей ограничивает возможность ужесточения допусков. **Цель работы.** Комплексный сравнительный анализ контактной и оптической профилометрии при контроле шероховатости криволинейных поверхностей и разработка математических моделей коррекции систематических погрешностей. **Методы исследования.** Эксперименты выполнены на образцах из стали 45 и чугуна СЧ20 с радиусами кривизны 2...25 мм и параметром шероховатости $R_a = 0,1...12,5$ мкм. Контактные измерения проведены профилометром TIME TR200, оптические – на Veeco Wyko NT9100 в режимах вертикальной сканирующей интерферометрии и интерферометрии с фазовым сдвигом. Статистическая обработка включала t -критерий Стьюдента, корреляционный и регрессионный анализ. **Результаты работы.** Погрешность контактного метода при радиусе 2 мм достигает +27,6 %, при $R = 25$ мм – не более +1,4 %. Оптический метод устойчив к кривизне, но на участках с кривизной приводит к занижению R_a на 10...15 % из-за теневого эффекта. Для плоских поверхностей ($R_a = 0,8...6,3$ мкм) значимых различий между методами нет ($r = 0,98$). Разработаны математические модели для коррекции влияния температуры, загрязнений, ориентации неровностей, вибраций и контактного усилия. **Выводы.** Предложен алгоритм выбора метода контроля: при радиусе кривизны менее 10 мм рекомендуется оптический метод с геометрической коррекцией; контактный метод при радиусе менее 5 мм неприменим. Полученные модели могут встраиваться в программное обеспечение профилометров для автоматической компенсации погрешностей.

Для цитирования: Оценка контактной и оптической профилометрии при контроле шероховатости криволинейных поверхностей деталей машин / Э.Д. Умеров, А.Н. Соловьев, Ю.А. Егоров, В.В. Скакун, И.В. Соболевский, Р.М. Джемалядинов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 112–128. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-112-128.

Введение

Качество поверхности деталей машин является одним из ключевых факторов, определяющих их эксплуатационные характеристики, включая износостойкость, усталостную прочность, кон-

тактную жесткость, герметичность соединений и трибологические свойства. Параметр шероховатости оказывает влияние на процессы трения и изнашивания, формирование смазочной пленки, распределение контактных напряжений, а также долговечность ответственных элементов машин и механизмов. В связи с этим обеспечение достоверного контроля микрогеометрии поверхности является одной из важнейших задач современного машиностроения и метрологического обеспечения технологических процессов [1–3].

*Адрес для переписки

Умеров Эрвин Джеватович, к.т.н., доцент
 Крымский инженерно-педагогический университет
 им. Февзи Якубова,
 пер. Учебный, 8,
 295015, г. Симферополь, Россия
 Тел.: +7 978 832-72-92, e-mail: Ervin777@yandex.ru

В настоящее время наиболее широкое распространение получили контактные и оптические методы измерения шероховатости поверхности. Контактная профилометрия продолжает оставаться наиболее распространенным способом контроля благодаря высокой точности, простоте реализации и методической обеспеченности измерений [2, 3]. Вместе с тем наличие механического контакта измерительной головки профилометра с исследуемой поверхностью ограничивает применение данного метода при контроле мягких материалов, поверхностей с высокой степенью чистоты и деталей сложной геометрической формы. Дополнительные погрешности обусловлены радиусом скругления алмазной иглы стилуса, контактным усилием и невозможностью полного воспроизведения профиля микрорельефа [4, 5].

Развитие оптической профилометрии позволило расширить возможности исследования микрогеометрии поверхности. Современные оптические системы обеспечивают бесконтактное измерение величины шероховатости с высоким пространственным разрешением и построением трехмерной топографии измеряемой поверхности [4, 6]. Детали с низкими значениями шероховатости обработанной поверхности или с низкими значениями твердости, к которым можно отнести полимерные и композиционные материалы, чувствительны к внешнему контактному взаимодействию. В этой связи предпочтительнее использовать бесконтактные методы, исключая механическое воздействие на измеряемый объект и его деформацию.

Несмотря на преимущества бесконтактных методов, их эффективность зависит от отражающей способности исследуемой поверхности, локального угла наклона измеряемой поверхности, оптической плотности и особенностей формирования отраженного светового сигнала [8, 9].

Наиболее сложной задачей является исследование шероховатости криволинейных поверхностей. К ним можно отнести детали с цилиндрической и конической поверхностью, сферические элементы, а также поверхности, имеющие сложный пространственный профиль, применяемые в авиационной, автомобильной, медицинской и других отраслях промышленности.

Дополнительные геометрические искажения результатов измерения шероховатости возника-

ют с уменьшением радиуса кривизны. С позиции контактной профилометрии такие условия вызваны изменением особенностей взаимодействия стилуса с исследуемой поверхностью и отклонением траектории его перемещения относительно нормали. Оптические методы характеризуются чувствительностью к увеличению угла падения излучаемого светового потока с последующим снижением интенсивности отраженного сигнала [10–15].

Несмотря на большое количество исследований, посвященных сравнению контактной и оптической профилометрии, множество опубликованных работ посвящено влиянию отдельных факторов, определяющих точность измерений. В большинстве случаев анализируются особенности конструкции измерительной головки профилометра, параметры оптической системы, свойства материала или влияние отдельных условий проведения измерений [12–16]. При этом значительно меньше внимания уделяется комплексной оценке влияния кривизны поверхности, технологических условий изготовления детали и эксплуатационных факторов на сопоставимость результатов измерений, полученных различными методами контроля.

Дополнительную актуальность приобретает рассматриваемая проблема в условиях широкого применения высокопроизводительных технологий механической обработки и аддитивного производства, когда формируется сложная пространственная топография поверхности. Изменение режимов обработки приводит к формированию различной структуры микрорельефа, характеризующейся изменением высоты и формы микронеровностей, что непосредственно влияет на результаты измерений различными методами [16–22]. В этих условиях обеспечение сопоставимости метрологических данных становится необходимым для объективной оценки качества обработанной поверхности.

Анализ опубликованных исследований показывает, что в настоящее время отсутствует универсальный подход, позволяющий комплексно учитывать влияние радиуса кривизны поверхности, технологических факторов изготовления деталей и условий проведения измерений на результаты контактной и оптической профилометрии. Недостаточно изучены закономерности изменения погрешности измерений при умень-

шении радиуса кривизны поверхности, а также возможности математической коррекции систематических отклонений между различными методами контроля.

Целью настоящей работы является сравнительная оценка контактной и оптической профилометрии при контроле шероховатости криволинейных поверхностей деталей машин, количественная оценка факторов, влияющих на погрешность измерений, а также разработка математических моделей, обеспечивающих повышение сопоставимости результатов, полученных различными средствами измерения.

Задачи, решаемые для достижения поставленной цели:

1) количественная оценка систематических погрешностей описанных методов на образцах с различными классами шероховатости и радиусами кривизны.

2) математическое моделирование влияния технологических и эксплуатационных факторов (температура, загрязнение, ориентация неровностей, вибрации, контактное усилие) на результаты измерений.

3) разработка практических рекомендаций по выбору метода контроля параметра шероховатости.

Методика исследований

Экспериментальные исследования выполнялись с применением образцов из стали 45 и серого чугуна СЧ20 на операциях точения, шлифования и фрезерования, после чего проводилось сравнение с аттестованной мерой шероховатости. Для обеспечения статистической достоверности измерения проводили с трёхкратным повтором, используя не менее пяти образцов. Шероховатость поверхности контролировалась по параметру R_a при помощи контактного профилометра. Далее образцы были разделены на три группы: группа I – $R_a \leq 0,4$ мкм (тонкое шлифование и полирование), группа II – $R_a = 0,8 \dots 6,3$ мкм (чистовое точение и шлифование), группа III – $R_a > 6,3$ мкм (черновое точение и фрезерование). Такой подход согласуется с исследованиями, представленными в работе [5], что позволяет охватить широкий диапазон поверхностей. Дополнительно были изготовлены цилиндрические образцы (валы и втулки)

с радиусами $R = 2, 5, 10$ и 25 мм, наружная поверхность которых обрабатывалась чистовым точением до средней величины шероховатости $R_a \approx 1,5$ мкм.

Контактные измерения шероховатости выполнялись на профилометре TIME TR200, оснащённым алмазным стилусом с радиусом скругления 2 мкм и углом при вершине 60° . Усилие иглы стилуса поддерживалось на уровне $0,75$ мН и контролировалось электронной системой обратной связи. Вертикальное разрешение прибора составляет 4 нм, горизонтальный шаг сканирования – $0,5$ мкм, что обеспечивало корректную запись профиля. Базовая длина измерения l выбиралась в диапазоне от $0,8$ мм до $2,5$ мм в зависимости от класса точности, где общая длина трассы составляла пять базовых длин. Для исключения влияния низкочастотных составляющих (волнистости) применялась цифровая гауссова фильтрация с частотой среза, соответствующей выбранной базовой длине. Перед каждой группой измерений прибор калибровался по аттестованной мере шероховатости $R_a = 0,5$ мкм, где погрешность калибровки не превышала 2% . Во время измерений температура в лаборатории составляла $20 \dots 22^\circ\text{C}$, относительная влажность – $55 \dots 60\%$.

3D-топография измеряемых поверхностей проводилась на профилометре Veeco Wyko NT9100. Работа прибора основана на оптической интерферометрии. Для поверхностей с шероховатостью $R_a < 0,4$ мкм (группа I) использовался режим фазовой интерферометрии с объективом $50\times$ (рабочее расстояние $3,4$ мм). Для групп II и III применялся режим вертикальной сканирующей интерферометрии с объективами $20\times$ или $5\times$ (рабочее расстояние $6,7$ мм). Обработка полученных данных выполнялась в программном пакете Vision.

Дополнительно для наглядного подтверждения воздействия контактного метода на поверхность мягких материалов был выбран образец из органического стекла (плексигласа) с номинальной шероховатостью $R_a = 1,48$ мкм. Этот образец не использовался для количественного сравнения методов и не входил в основную программу испытаний, а служил лишь для визуализации царапин и деформаций, возникающих при прохождении иглы стилуса профилометра. Условия измерения были идентичны (профи-

лометр TIME TR200, усилие 0,75 мН, базовая длина 0,8 мм).

Для обеспечения сопоставимости результатов все измерения выполнялись при постоянных условиях окружающей среды. Перед проведением измерений проводили очистку измеряемых поверхностей от остатков смазочно-охлаждающей жидкости и продуктов механической обработки. Такой подход позволил минимизировать влияние температурного расширения материала, загрязнение поверхности и изменение оптических свойств исследуемых образцов на результаты измерений.

В качестве примера на рис. 1 представлен результат воздействия лазерной обработки на поверхность детали, демонстрирующий особенность полученных микродефектов и микронеровностей.

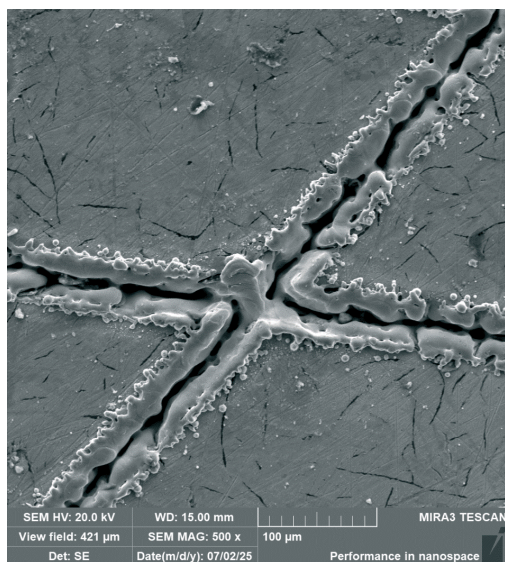


Рис. 1. Снимок участка профиля плоской чугуновой поверхности после лазерной обработки на сканирующем электронном микроскопе MIRA3 Tescan

Fig. 1. SEM image of a flat cast iron surface section after laser processing, obtained using a MIRA3 Tescan scanning electron microscope

На основании данных, представленных на рис. 1, можно сделать вывод, что оптическая профилометрия обеспечивает получение изображений с высокой степенью детализации и высоким пространственным разрешением.

Результаты оптической профилометрии значительно превосходят данные, полученные традиционными контактными методами контроля шероховатости обработанной поверхности.

При анализе криволинейных поверхностей для компенсации кривизны и угла наклона применяли метод наименьших квадратов, а остаточный профиль обрабатывали гауссовой фильтрацией аналогично контактными данным.

Особое внимание уделялось сопоставимости данных, полученных контактными и оптическими методами измерений. Для этого все образцы маркировались и проводилось измерение в одних и тех же местах. Измерение каждого образца выполнялось с трехкратным повтором, результаты усреднялись. За эталонное значение для криволинейных поверхностей принимали результаты измерений на сканирующем электронном микроскопе MIRA3 Tescan (погрешность не более 2 %). Сканирующая электронная микроскопия выбрана в качестве независимого референтного метода, поскольку она не входит в сравниваемую пару методов (контактная и оптическая профилометрия). Влияние кривизны на погрешность измерения оценивали при помощи относительной погрешности δ :

$$\delta = \frac{R_{a_{\text{изм}}} - R_{a_{\text{этал}}}}{R_{a_{\text{этал}}}} 100 \%, \quad (1)$$

где $R_{a_{\text{изм}}}$ – измеренное значение шероховатости, мкм; $R_{a_{\text{этал}}}$ – эталонное значение шероховатости, мкм.

Статистическая обработка результатов включала в себя расчет средних значений, стандартных отклонений, доверительных интервалов с вероятностью 95 %, а также t -критерия Стьюдента для оценки значимости различий между средними величинами, полученными на разных участках и образцах. Линейную связь между значениями параметра шероховатости R_a , измеренными контактными и оптическими методами, оценивали при помощи коэффициента корреляции Пирсона. Для анализа зависимости погрешности от радиуса кривизны применяли нелинейное регрессионное моделирование, значимость регрессионных коэффициентов оценивали по F -критерию Фишера.

С целью повышения достоверности полученных результатов каждый определяемый параметр шероховатости исследуемой поверхности основывался на серии независимых измерений.

В процессе обработки данных, полученных в результате экспериментальных исследований,

осуществлялось вычисление средних значений исследуемых параметров, определялась величина абсолютных и относительных отклонений контактного и оптического метода контроля криволинейной поверхности, а также выполнялась оценка влияния радиуса кривизны поверхности на изменение погрешности измерений.

Такой подход позволяет качественно определить закономерности и исключить влияние случайных факторов на конечные выводы экспериментальных исследований.

Результаты и их обсуждение

Количественная оценка влияния радиуса кривизны. Результаты измерений параметра шероховатости R_a для цилиндрических образцов приведены в табл. 1.

Представленные в табл. 1 экспериментальные данные показали, что уменьшение радиуса кривизны приводит к увеличению расхождения результатов, полученных контактной и оптической профилометрией. Наибольшие значения отклонений зафиксированы на образцах с радиусами кривизны 2 и 5 мм, где контактный метод систематически завышал значения R_a по сравнению с эталоном. Оптический метод показал высокое совпадение с эталоном для исследуемых радиусов.

Для образцов из стали 45 и чугуна СЧ20 с радиусами кривизны 2 мм относительная погрешность контактного метода оказалась практически одинаковой и составила +27,6 %. Совпадение полученных результатов не является ошибкой переноса данных, а вызвано тем, что в условиях малых радиусов кривизны изучаемой поверхности ($R \leq 5$ мм) основной вклад в погрешность вносит геометрический фактор, связанный с отклонением траектории перемещения иглы стилуса относительно нормали к исследуемой поверхности.

Физико-механические свойства материала (твердость, модуль упругости) исследуемых образцов не оказали влияния на погрешность измерения и составили 1...2 %. Такое расхождение сопоставимо со случайной величиной измерений.

С уменьшением радиуса кривизны возрастает вероятность неполного воспроизведения узких впадин и локального сглаживания вершин профиля. Таким образом, кривизна поверхности выступает как самостоятельный источник погрешности, не устранимый повышением разрешающей способности измерительной системы.

Регрессионный анализ экспериментальных данных позволил выявить зависимость между величиной относительной погрешности контактного метода и радиусом кривизны ($R^2 = 0,97$).

Таблица 1

Table 1

Экспериментальные данные измерения параметра шероховатости R_a с учетом влияния радиуса кривизны

Experimental data on R_a roughness measurement considering the effect of the Radius of curvature

Радиус кривизны R , мм / Radius of curvature R (mm)	Обрабатываемый материал / Material	Эталонное значение (MIRA3) R_a , мкм / Reference value (MIRA3) R_a (μm)	Контактный метод измерения, R_a , мкм / Contact method, R_a (μm)	Оптический метод измерения, R_a , мкм / Optical method, R_a (μm)	Погрешность контактного метода, % / Contact method error (%)
2	Сталь 45 / 0.45% C steel	1,45 / 1.45	1,85 / 1.85	1,45 / 1.45	+27,6 / +27.6
5	Сталь 45 / 0.45% C steel	1,48 / 1.48	1,65 / 1.65	1,48 / 1.48	+11,5 / +11.5
10	Сталь 45 / 0.45% C steel	1,46 / 1.46	1,52 / 1.52	1,46 / 1.46	+4,1 / +4.1
25	Сталь 45 / 0.45% C steel	1,45 / 1.45	1,47 / 1.47	1,45 / 1.45	+1,4 / +1.4
2	Чугун / Cast iron	0,98 / 0.98	1,25 / 1.25	0,98 / 0.98	+27,6 / +27.6

В процессе исследований криволинейных поверхностей с радиусами менее 5 мм погрешность превышала 10 % и достигала 27,6 % при $R = 2$ мм.

С увеличением радиуса кривизны исследуемой поверхности величина систематической погрешности уменьшалась, подтверждая снижение влияния факторов, связанных с геометрией образца, на процесс измерения. Несмотря на это, при анализе полученных результатов выявлено, что оптический метод имеет ограничения при контроле поверхностей сложной формы.

На участках со значительными локальными углами наклона снижается интенсивность отражённого сигнала, что приводит к неполному восстановлению топографии поверхности. Этот эффект обусловлен физикой формирования оптического изображения.

На рис. 2 представлен график зависимости относительной погрешности измерений контактным методом от радиуса кривизны для стали 45.

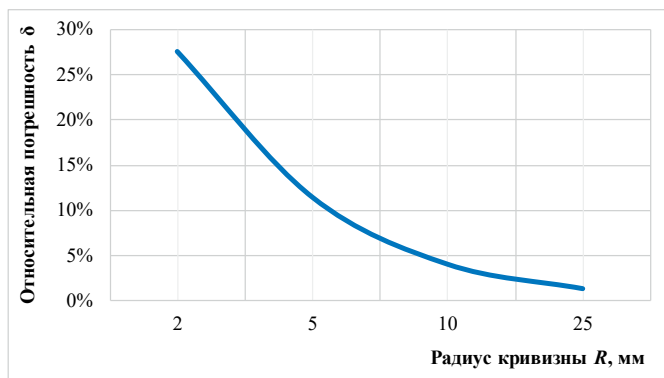


Рис. 2. График зависимости относительной погрешности контактного метода от радиуса кривизны

Fig. 2. Dependence of the relative error of the contact method on the Radius of curvature

Результаты экспериментальных исследований, представленных на рис. 2, подтверждают закономерность, связанную с уменьшением погрешности контактной профилометрии при увеличении кривизны исследуемой поверхности. Этот факт указывает на наличие некой критической величины радиуса, при превышении которой параметры геометрии поверхности начинают оказывать воздействие, сопоставимое с инструментальной погрешностью, присущей профилометру.

Согласно результатам исследований, представленным в работе [9], оптические профилометры, использующие метод отражения света, оказываются неэффективными при работе с поверхностями, имеющими существенную кривизну. Это приводит к возникновению так называемых слепых зон, что, в свою очередь, вызывает систематическое занижение величины шероховатости R_a .

Однако снижение погрешности контактного метода не свидетельствует об отсутствии ограничений оптической профилометрии. Основным источником ошибок в контактном методе служит геометрия взаимодействия стилуса с поверхностью, тогда как для оптических методов определяющими факторами являются распространение и отражение света. Следовательно, для сравнения методов необходимо учитывать как количественные значения погрешности, так и характер воспроизведения измеренного профиля.

На рис. 3 представлен пример искажения, получаемого при измерении поверхности с небольшой кривизной.

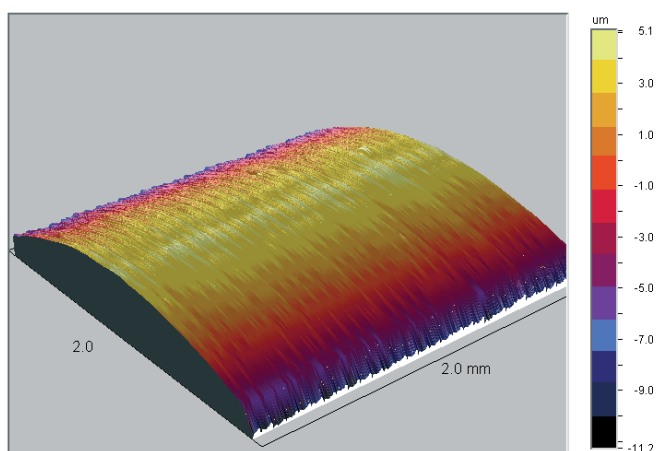


Рис. 3. Измерение сегмента круглой заготовки из чугуна на профилометре Veeco Wyko NT9100

Fig. 3. Measurement of a round cast iron workpiece segment using a Veeco Wyko NT9100 profilometer

Как показано на рис. 3, искажения с наибольшими значениями проявляются в периферийной зоне поверхности цилиндрической формы, когда локальный угол наклона возрастает по отношению к оптической оси. В таких местах происходит снижение интенсивности отраженного излучения, а также появляются участки, характеризующиеся неполным восстановлением профиля. В свою очередь, центральная часть исследуемой поверхности

дуемой поверхности расположена практически перпендикулярно относительно направления измерения и воспроизводится с высокой точностью.

Полученные данные показывают, что ограничение возможностей оптической профилометрии в большей степени имеет иную физическую природу относительно ограничений контактного метода. Если в первом методе распределение светового потока является определяющим фактором, то второй метод характеризуется кинематикой движения измерительной иглы стилуса. Приведенные данные показывают, что выбор метода контроля шероховатости поверхностей должен обосновываться с учетом не только требований к точности измерения, но также и геометрических параметров исследуемой поверхности.

Проведенный анализ, связанный с определением влияния кривизны исследуемой поверхности на точность измерения, показал, что при возникновении систематической погрешности определяющим является геометрический фактор. В свою очередь, на результаты измерений в условиях производства влияют и другие параметры, которые включают в себя способ механической обработки поверхности, величину шероховатости и физико-механические свойства материала.

В связи с этим на следующем этапе исследования проведено сравнение контактной и опти-

ческой профилометрии для различных способов формирования микрорельефа и диапазонов шероховатости.

Сравнение методов измерений. Представленные выше результаты показали, что ни один из рассматриваемых методов измерения не обладает универсальными преимуществами для всех условий контроля. Точность определения параметров шероховатости определяется не только принципом действия измерительной системы, но и совокупностью геометрических, технологических и физических факторов. Поэтому объективная оценка возможностей контактной и оптической профилометрии требует комплексного анализа полученных экспериментальных данных с учетом условий формирования исследуемой поверхности.

Результаты измерений плоских и криволинейных образцов с различными классами шероховатости приведены в табл. 2.

Анализ экспериментальных данных показал, что величина расхождения между контактным и оптическим методами определяется не только абсолютным значением параметра R_a , но и характером формирования микрорельефа. При одинаковых значениях шероховатости поверхности, полученные различными технологическими методами, могут иметь различную пространственную структуру неровностей. Это приводит к изменению условий взаимодействия измерительной иглы стилуса с поверхностью

Таблица 2

Table 2

Сравнение контактного и оптического методов измерения шероховатости

Comparison of contact and optical roughness measurement methods

Класс шероховатости / Roughness class	Способ обработки / Machining method	Контактный метод R_a , мкм / Contact method R_a (μm)	Оптический метод R_a , мкм / Optical method R_a (μm)	Расхождение, % / Deviation (%)
$R_a < 0,4$ мкм / $R_a < 0.4 \mu\text{m}$	Тонкое шлифование / Fine grinding	0,12 / 0.12	0,11 / 0.11	+9,1 / +9.1
$R_a = 0,8 \dots 6,3$ мкм / $R_a = 0.8 \dots 6.3 \mu\text{m}$	Шлифование / Grinding	0,85 / 0.85	0,82 / 0.82	+3,7 / +3.7
$R_a = 0,8 \dots 6,3$ мкм / $R_a = 0.8 \dots 6.3 \mu\text{m}$	Тонкое точение / Fine turning	1,20 / 1.20	1,25 / 1.25	-4,0 / -4.0
$R_a > 6,3$ мкм / $R_a > 6.3 \mu\text{m}$	Фрезерование / Milling	8,2 / 8.2	7,9 / 7.9	+3,8 / +3.8
$R_a > 6,3$ мкм / $R_a > 6.3 \mu\text{m}$	Точение / Turning	12,5 / 12.5	11,8 / 11.8	+5,9 / +5.9

и связано с особенностями регистрации отраженного светового сигнала при использовании оптической профилометрии.

Несмотря на то что параметр R_a является наиболее распространенной количественной характеристикой шероховатости поверхности, он не отражает пространственную организацию микрорельефа. Поверхности, имеющие одинаковые значения R_a , могут существенно различаться по форме неровностей, шагу их расположения, направленности следов обработки и распределению локальных высот. Именно поэтому различия между контактной и оптической профилометрией обусловлены не только величиной шероховатости, но и особенностями формирования поверхности после конкретного способа механической обработки.

На основании полученных результатов можно сделать вывод о том, что один из факторов, влияющих на метрологическую неопределенность измерений, связан с технологическим способом формирования исследуемой поверхности.

В процессе перехода от регулярного микрорельефа, характерного для процесса точения, к структуре с более хаотичным микрорельефом, получаемым после процесса фрезерования или шлифования, происходит изменение условия взаимодействия системы измерения с исследуемой поверхностью. Это приводит к изменению чувствительности контактного и оптического методов даже при условии близких значений параметра шероховатости R_a .

Результаты экспериментальных исследований по определению шероховатости обработанной поверхности с использованием оптического метода представлены на рис. 4. Полученная заготовка выполнена из чугуна марки СЧ 20 после процесса чистового точения.

В процессе проведения статистического анализа плоской поверхности с шероховатостью $R_a = 0,8 \dots 6,3$ мкм не выявлено весомых различий между используемыми методами измерения. Коэффициент корреляции Пирсона составил $r = 0,98$, что указывает на высокую сходимость полученных экспериментальных данных.

Статистический анализ полученных данных, оценка сходимости используемых методов. С целью объективной оценки и определения достоверности различий средних значений пара-

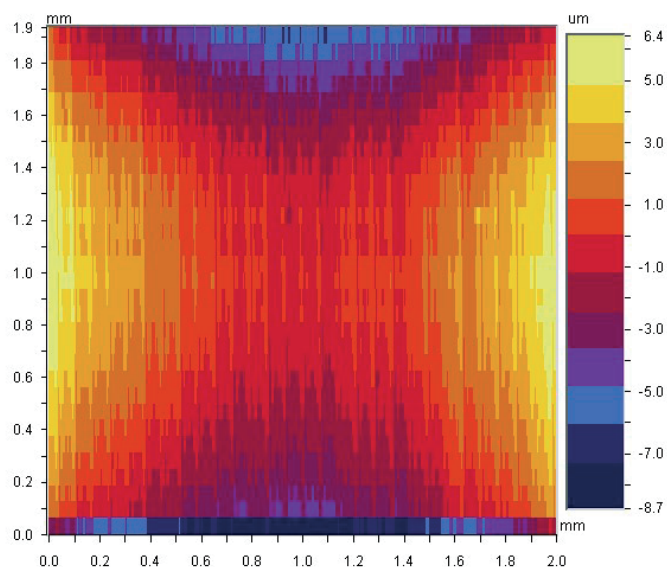


Рис. 4. Фотография измеренной шероховатости заготовки из чугуна после чистового точения на профилометре Veeco Wyko NT9100

Fig. 4. Measured roughness image of a cast iron workpiece after finish turning, obtained using a Veeco Wyko NT9100 profilometer

метра шероховатости исследуемой поверхности был использован t -критерий Стьюдента. Исходя из класса шероховатости можно наблюдать следующие статистические закономерности.

– Параметр $R_a < 0,4$ мкм относится к высокому классу чистоты и t -критерий Стьюдента составил $t = 2,89$ ($p < 0,05$). Эти значения указывают на присутствие статистически значимого различия. Коэффициент корреляции Пирсона составил $r = 0,94$. Стандартное отклонение при контактном методе составило $\sigma = 0,028$, что выше, чем при оптическом методе ($\sigma = 0,012$). Это подтверждает меньшую воспроизводимость при использовании контактного метода на гладких поверхностях.

– Значения шероховатости $R_a = 0,8 \dots 6,3$ мкм соответствуют среднему классу чистоты, при котором t -критерий Стьюдента равен $t = 1,23$ ($p > 0,05$). Это свидетельствует об отсутствии значимых различий. Коэффициент корреляции Пирсона $r = 0,98$. Для контактного метода исследования коэффициент вариации составил 8,2 %, а для оптического – 4,1 %, что указывает на его лучшую стабильность по сравнению с контактным методом.

– Значения $R_a > 6,3$ мкм соответствуют грубым поверхностям, при которых t -критерий Стьюдента составил $t = 3,45$ ($p < 0,01$), а коэффи-

коэффициент корреляции Пирсона $r = 0,96$. Наблюдается тенденция, связанная с завышением значений, полученных контактным методом, на 4...8 %. Это связано с инерционными характеристиками измерительной системы, а также с эффектом сглаживания крупных поверхностей.

Измерение шероховатости контактным методом показало увеличение значений на 7...11 % для поверхностей с высоким классом чистоты вследствие упругой деформации микронеровностей [3, 8]. Однако на более пластичных материалах наблюдается повреждение поверхности в виде царапин от прохождения иглы стилуса (рис. 5).

Рис. 5 наглядно демонстрирует, что контактный метод измерения приводит к повреждению очень гладких поверхностей (особенно после тонкого шлифования) и, следовательно, к увеличению значений шероховатости. В данном случае предпочтительным является оптический метод измерения.

На рис. 6 представлены результаты профиля плоской поверхности после лазерной обработки.

На рис. 6 продемонстрирована возможность визуализации распределения в пространстве микронеровностей, измерение которых осуществляется с применением оптического метода.

Отличительной чертой различных методов является способ воспроизведения исследуемого профиля. В процессе использования контактного метода взаимодействующий с исследуемой поверхностью щуп сглаживает острые пики, а также накладывает различные низкочастотные помехи при большой длине измеряемого участка [16]. Это ограничивает применение данного метода для выполнения детального анализа.

При использовании оптического метода появляется возможность проводить анализ поверхности с выделением пространственной гармоник, которая связана, например, с величиной подачи режущего инструмента в процессе фрезерования [8]. Эта характеристика также актуальна при исследовании поверхностей с направленным следом, формируемым после соответствующей обработки, и с использованием лазерных аддитивных технологий [5, 10, 19, 20].

Результаты проведенных методом оптической профилометрии измерений шага канавок после чистовой обработки торцевой фрезой представлены на рис. 7.

Рис. 7 демонстрирует возможности оптической профилометрии для пространственного анализа структур поверхности детали, что является основным преимуществом оптического метода перед контактным.

Математическое моделирование погрешностей. На основе экспериментальных данных и с учетом зависимостей, представленных в работах [1, 9, 20], предлагаются математические модели для коррекции параметра шероховатости от влияния следующих факторов.

1. Тепловое расширение детали приводит к относительному изменению параметра шероховатости R_a . Следовательно, необходимо ввести температурную коррекцию параметра шероховатости, определяемую по формуле [7]:

$$R_a^{\text{корр}} = \frac{R_a^{\text{изм}}}{[1 + \alpha(T - T_0)]}, \quad (2)$$

где $R_a^{\text{корр}}$ – скорректированное значение шероховатости, мкм; $R_a^{\text{изм}}$ – измеренное значение



Рис. 5. Следы от прохождения иглы стилуса на эталонном образце из оргстекла с шероховатостью $R_a = 1,48$ мкм

Fig. 5. Stylus needle traces on a plexiglass reference specimen with roughness $R_a = 1.48$ μm

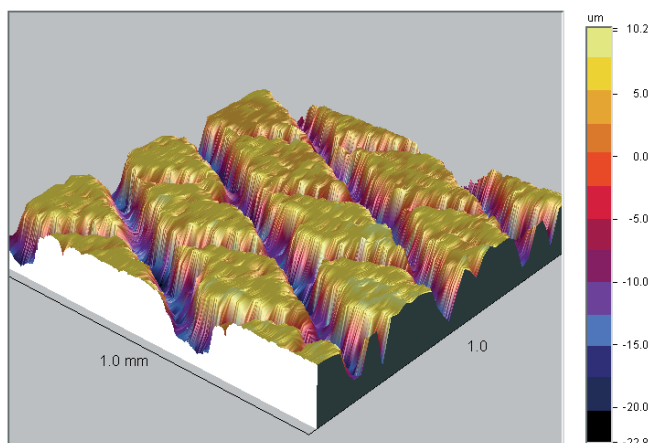


Рис. 6. Профиль чугунной плоской поверхности, полученной после лазерной обработки и измеренной на профилеометре Veeco Wyko NT9100

Fig. 6. Profile of a flat cast iron surface obtained after laser processing and measured using a Veeco Wyko NT9100 profilometer

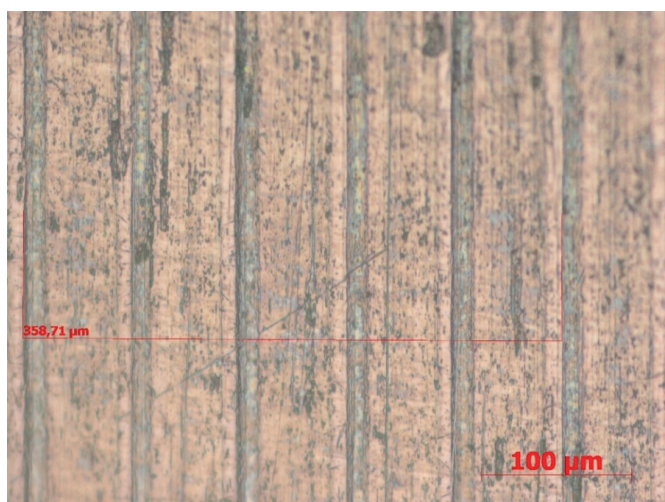


Рис. 7. Измерение шага канавок после чистового торцевого фрезерования детали из стали 45

Fig. 7. Measurement of groove pitch after finish face milling of a 0.45% C steel part

шероховатости, мкм; α – коэффициент линейного расширения, $1/^\circ\text{C}$; T – температура детали в момент измерения, $^\circ\text{C}$; T_0 – эталонная температура (20°C).

Далее определяется относительная температурная погрешность измерительного прибора $K_{\text{п}}$, полученная эмпирическим путем для стали 45 в диапазоне температур $20...45^\circ\text{C}$:

$$K_{\text{п}} = -0,0002(T_{\text{п}} - T_0)^2 + 0,0015(T_{\text{п}} - T_0), \quad (3)$$

где $T_{\text{п}}$ – температура прибора в момент измерения, $^\circ\text{C}$; T_0 – эталонная температура (20°C).

Формула (3) учитывает температурное изменение измерительной системы и позволяет дополнительно учитывать погрешность измерения.

2. Относительная погрешность в зависимости от слоя загрязнения при измерении шероховатости описывается экспоненциальной зависимостью [21]:

$$\delta_{\text{загр}} = A(1 - e^{(-kh)}), \quad (4)$$

где $\delta_{\text{загр}}$ – относительная погрешность измерения с учетом загрязненного слоя, %; A – максимальная погрешность (40 % для эмульсии, 20 % для масла), %; k – эмпирический коэффициент ($0,8...1,2$), $1/\text{мкм}$; h – толщина загрязненного слоя, мкм.

Определим коэффициент, учитывающий влияние загрязненного слоя:

$$K_{\text{загр}} = \frac{1}{1 + \delta_{\text{загр}} / 100}. \quad (5)$$

3. Влияние ориентации неровностей на поверхности детали (угла θ между траекторией щупа и следами обработки) на относительную погрешность параметра шероховатости:

$$\delta_{\text{ор}} = \Delta_{\text{max}}(1 - \cos \theta), \quad (6)$$

где $\delta_{\text{ор}}$ – относительная погрешность измерения от ориентации неровностей, %; θ – угол между направлением движения щупа и неровностей, град; $\Delta_{\text{max}} = -0,45$ для процесса точения, $-0,35$ для шлифования.

Далее определим поправочный коэффициент $K_{\text{ор}}$, учитывающий ориентацию неровностей:

$$K_{\text{ор}} = \frac{1}{1 + \delta_{\text{ор}}}. \quad (7)$$

4. Влияние вибраций на изменение параметра шероховатости R_a определим следующей зависимостью [22]:

$$K_{\text{вибр}} = \frac{1}{1 + \gamma A_{\text{в}} f_{\text{в}}}, \quad (8)$$

где γ – коэффициент чувствительности ($0,01...0,05 \text{ мкм}^{-1} \cdot \text{Гц}^{-1}$); $A_{\text{в}}$ – амплитуда колебаний, мкм; $f_{\text{в}}$ – частота колебаний, Гц.

5. Влияние механических свойств измеряемого материала. Определим оптимальное усилие щупа $F_{\text{опт}}$ для снижения пластической деформации:

$$F_{\text{опт}} = \frac{kH^2 R^2}{E}, \quad (9)$$

где $F_{\text{опт}}$ – оптимальное усилие щупа, мН; H – твердость материала по Виккерсу, МПа; E – модуль упругости материала, ГПа; k – эмпирический коэффициент (8...12); R – радиус иглы щупа, мм.

Далее определим относительную погрешность от деформации $\delta_{\text{деф}}$ по формуле

$$\delta_{\text{деф}} = \frac{Fk_{\text{пл}}}{HR_a^{\text{изм}}}, \quad (10)$$

где F – усилие, создаваемое щупом, мН; $k_{\text{пл}}$ – коэффициент, учитывающий пластическую деформацию материала; H – твердость материала по Виккерсу, МПа; $R_a^{\text{изм}}$ – измеренное значение шероховатости, мкм.

Найдем коэффициент деформации от усилия щупа $K_{\text{деф}}$, учитывающий пластическую деформацию микронеровностей из-за контактного усилия:

$$K_{\text{деф}} = \frac{1}{1 + \delta_{\text{деф}}}. \quad (11)$$

Учитывая вышеприведенные формулы, получим зависимость для вычисления скорректированного значения параметра шероховатости:

$$R_a^{\text{ит}} = R_a^{\text{корр}}(1 \pm K_{\text{п}}) \times \\ \times K_{\text{загр}} K_{\text{ор}} K_{\text{виб}} K_{\text{деф}}. \quad (12)$$

Полученные математические зависимости учитывают наиболее значимые факторы, которые определяют систематическую составляющую погрешности измерений. Применение на практике подобных моделей осуществимо при условии физической интерпретации коэффициентов, а также экспериментального подтверждения их адекватности.

Зависимости, полученные в результате исследования, могут быть использованы при разработке программного обеспечения для измерительных систем, предназначенных для автоматической коррекции параметров при контроле деталей. Такой подход увеличивает достоверность исследования параметров шероховатости обработанной поверхности без необходимости в модернизации стандартного измерительного оборудования, а также расширяет практические возможности применения разработанной модели в промышленных условиях.

Обоснование эмпирических коэффициентов и верификация моделей. Для исключения субъективности и подтверждения физической обоснованности полученных эмпирическим путем коэффициентов была выполнена предварительная их калибровка на основе данных, полученных в процессе исследований, с использованием многофакторного планирования эксперимента.

Каждый эмпирический коэффициент калибровался в отдельных многофакторных экспериментах, в процессе которых варьировали один исследуемый параметр, а остальные условия оставались фиксированными. При этом сам коэффициент определяли, выполняя не менее трех серий замеров и с пятикратной повторяемостью. Такой подход обеспечил статистическую надежность полученных результатов. Обоснование ключевых коэффициентов применяемой модели приведено ниже.

1. Представленные в модели (6) данные показывают, что для процесса точения коэффициент ориентации составил $\Delta_{\text{max}} = -0,45$, а для процесса шлифования $\Delta_{\text{max}} = -0,35$. Эти значения получены методом наименьших квадратов на основе регрессионного анализа экспериментальных зависимостей относительной погрешности $\delta_{\text{ор}}$ от угла между направлением перемещения щупа и следами механической обработки θ (диапазон углов $0^\circ \dots 90^\circ$).

Например, для процесса токарной обработки с углом измерения $\theta = 0^\circ$ при котором перемещение щупа осуществлялось вдоль следов обработки, относительная погрешность измерения составила $-2 \dots -3\%$. При значениях угла $\theta = 90^\circ$ относительная погрешность достигала $-42 \dots -45\%$. Аппроксимация полученных данных с использованием метода наименьших квадратов позволила найти значение $\Delta_{\text{max}} = -0,45$, где коэффициент детерминации составил $R^2 = 0,94$. Аналогично для шлифования было получено $\Delta_{\text{max}} = -0,35$ ($R^2 = 0,91$). Экспериментальная выборка включала в себя 15 измерений при каждом угле измерения для трех различных материалов.

2. Коэффициент влияния усилия щупа $k = 8 \dots 12$ в формуле (9). Этот коэффициент выведен из решения контактной задачи Герца для пары «алмазный стилус – сталь (чугун)» и учитывает эффективную площадь контакта при радиусе скругления иглы стилуса 2 мкм. Калибровка про-

водилась по серии экспериментов с изменением усилия от 0,5 до 1,5 мН на образцах с различной твердостью (сталь 45, алюминий Д16Т, латунь ЛС59) для подтверждения его универсальности.

3. Коэффициенты модели загрязнения (A , k) в формуле (4). Значения $A = 40$ % (для эмульсии смазочно-охлаждающей жидкости) и $A = 20$ % (для масла) получены в результате аппроксимации данных из табл. 1. Эти величины коррелируют с толщиной слоя загрязнения h , измеренной методом оптической микроскопии на поперечных шлифах.

Анализ коэффициентов модели показывает, что система обладает наибольшей чувствительностью к изменению радиуса кривизны поверхности. Даже незначительное уменьшение радиуса приводит к более существенному росту погрешности по сравнению с изменением остальных факторов. Влияние температуры, загрязнения поверхности и износа стилуса носит менее выраженный характер и проявляется преимущественно в виде дополнительной систематической составляющей. Полученный результат подтверждает, что именно геометрические особенности контролируемой поверхности служат определяющим фактором при выборе метода измерения шероховатости.

Используемые в математических моделях коэффициенты найдены эмпирическим путем в результате проведения экспериментальных исследований. Полученные зависимости можно рассматривать как математические модели, ко-

торые отражают физические закономерности влияния на точность измерения шероховатости таких факторов, как геометрия исследуемой поверхности, а также технологические и эксплуатационные особенности проведения исследований.

Проверка адекватности полученных математических моделей (2)–(12) осуществлялась путем их оценки с использованием независимой контрольной выборки образцов, выполненных из стали 45 после чистовой токарной обработки, радиус кривизны которых составлял $R = 2$ мм. В табл. 3 представлены результаты верификации.

Данные табл. 3 свидетельствуют о том, что комплексная модель коррекции существенно снижает систематическую погрешность контактных измерений. Для образцов с радиусом кривизны $R = 2$ мм расхождение с референтными значениями уменьшается с 25...27 % до значений менее 3 %

Для определения эффективности полученной модели с учетом всего диапазона условий дополнительно был осуществлен анализ результатов верификации с использованием 15 образцов, содержащих различный радиус кривизны (2, 5, 10, 25 мм), а также тремя классами шероховатости, с дальнейшим определением снижения погрешности δ для каждого образца.

С учетом всей выборки среднее значение данного показателя составило $6,2 \pm 1,1$ %. Это обстоятельство легло в основу утверждения, подтверждающего снижение систематической

Таблица 3

Table 3

Результаты верификации корректирующей модели на контрольной выборке

Verification results of the correction model on a test sample

Метод измерения / Measurement method	Измеренное значение R_a , мкм / Measured R_a (μm)	Скорректированное значение R_a , мкм / Corrected R_a (μm)	Референтный метод (MIRA3), мкм / Reference method (MIRA3) (μm)	Расхождение (до корр. / после корр.), % / Deviation (before / after correction) (%)
Контактный (TIME TR200) / Contact (TIME TR200)	1,82 / 1.82	1,49 / 1.49	1,45 / 1.45	+25,0 / +2,7 / +25.0 / +2.7
Оптический (Veeco Wyko NT9100) / Optical (Veeco Wyko NT9100)	1,85 / 1.85	1,46 / 1.46	1,45 / 1.45	+27,6 / +0,7 / +27.6 / +0.7

погрешности на 5...7 %. Доверительный интервал получен путем расчета с вероятностью 95 % с применением t -критерия Стьюдента.

Нужно отметить тот факт, что достигнутое расхождение измеренных и скорректированных значений дает основание гарантировать корректность применяемой математической модели. При этом наибольший эффект коррекции можно наблюдать с использованием образцов, содержащих малый радиус кривизны, при котором геометрическая составляющая погрешности измерений является основной.

Для поверхностей с большим радиусом кривизны влияние корректирующих коэффициентов уменьшалось, что соответствует выявленным ранее экспериментальным закономерностям. Полученные результаты свидетельствуют о возможности практического применения разработанной модели при метрологическом сопровождении контроля деталей сложной геометрической формы.

Полученные результаты также показывают, что использование комплексной модели позволяет перейти от качественной оценки причин воз-

никновения погрешности к их количественному описанию. Это обеспечивает возможность прогнозирования ожидаемой величины погрешности еще до проведения измерений и выбора наиболее рационального метода контроля в зависимости от геометрии исследуемой поверхности.

Проведенные исследования показали, что универсального метода измерения шероховатости, одинаково эффективного для всех условий контроля, не существует. Выбор измерительной системы должен осуществляться с учетом геометрии детали, диапазона шероховатости, свойств материала и требуемой точности измерений. Именно поэтому заключительным этапом работы стала разработка практических рекомендаций по выбору метода контроля для различных производственных условий.

Алгоритм выбора метода контроля. На основе полученных результатов сформулированы практические рекомендации, представленные в табл. 4.

Полученные результаты могут быть объяснены особенностями контактного взаимодействия измерительного стилуса с поверхностью

Таблица 4

Table 4

Рекомендации по выбору метода контроля шероховатости
Recommendations for choosing a roughness measurement method

Класс шероховатости / тип поверхности / Roughness class / surface type	Рекомендуемый метод / Recommended method	Примечание / Note
$R_a < 0,4$ мкм. Мягкие/хрупкие материалы / $R_a < 0.4$ μm . Soft/brittle materials	Оптический / Optical	Исключает повреждение поверхности; давление стилуса соизмеримо с твердостью материала / Eliminates surface damage; stylus pressure is comparable to material hardness
$R_a = 0,8...6,3$ мкм. Плоские поверхности / $R_a = 0.8-6.3$ μm . Flat surfaces	Контактный и оптический / Contact and optical	Для детального анализа профиля предпочтителен оптический метод / Optical method is preferred for detailed profile analysis
Криволинейные поверхности ($R < 10$ мм) / Curved surfaces ($R < 10$ mm)	Оптический с коррекцией / Optical with correction	Контактный метод требует обязательной коррективки по предложенной модели / Contact method requires mandatory correction using the proposed model
Криволинейные поверхности ($R < 5$ мм) / Curved surfaces ($R < 5$ mm)	Оптический / Optical	Контактный метод неприменим из-за геометрических искажений / Contact method is inapplicable due to geometric distortions
Анализ пространственных частот / Spatial frequency analysis	Оптический / Optical	Необходим для исследования направленных следов обработки и поверхности, полученной аддитивными технологиями / Required for studying directional machining marks and surfaces obtained by additive technologies



материала. При измерении более мягких материалов возможно локальное упругопластическое деформирование отдельных вершин микронеровностей, тогда как для материалов с более высокой твердостью контакт носит преимущественно упругий характер. Однако результаты проведенных исследований показывают, что в диапазоне исследованных материалов влияние данного фактора значительно уступает влиянию геометрии поверхности.

Выводы

1. Выполнено сравнительное исследование контактного и оптического методов измерения шероховатости криволинейных поверхностей. Установлено, что основным фактором, определяющим расхождение результатов измерений, является радиус кривизны поверхности. При уменьшении радиуса кривизны систематическая погрешность контактной профилометрии возрастает, достигая максимальных значений (+27,6 %) для образцов с радиусом 2 мм, тогда как при $R = 25$ мм она не превышает +1,4 %. Более низкую чувствительность к кривизне исследуемой поверхности показал оптический метод. Однако на исследуемых участках с большим локальным углом наклона такой метод способствует занижению параметра шероховатости по R_a на 10...15 % в связи с появлением теневого эффекта.

2. Определен геометрический фактор, существенно превышающий влияние на показания относительно физико-механических свойств материалов, из которых изготовлены образцы. Практически идентичны значения относительной погрешности для образцов, изготовленных из стали 45, а также чугуна СЧ20 (+27,6 % при $R = 2$ мм), что подтверждает доминирующее влияние геометрии исследуемой поверхности при формировании погрешности измерений.

Для плоских поверхностей, шероховатость которых составляла $R_a = 0,8...6,3$ мкм, между используемыми методами измерений не выявлено статистически значимых различий ($r = 0,98$, $t = 1,23$, $p > 0,05$). Однако на гладких поверхностях ($R_a < 0,4$ мкм) применение контактного метода приводит к завышению показаний на 7...11 % в связи с упругой деформацией микронеровностей исследуемой поверхности.

3. В результате исследований осуществлена разработка комплексной математической модели, учитывающей влияние радиуса кривизны, выбранного способа обработки, а также эксплуатационных факторов, к которым можно отнести температуру исследуемого образца, загрязнение, ориентацию следов после обработки поверхности, вибрации и контактного усилия, влияющих на результаты измерения шероховатости поверхности.

Обоснование эмпирических коэффициентов выполнено на основе многофакторного планирования эксперимента и решения контактной задачи Герца. Верификация модели на независимой выборке показала хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных: для образцов с малым радиусом кривизны ($R = 2$ мм) коррекция снижает расхождение с 25...27 % до менее 3 %. Для всего исследованного диапазона условий (радиусы 2...25 мм, $R_a = 0,1...12,5$ мкм) среднее снижение систематической составляющей погрешности составило 5...7 %, что подтверждено статистической обработкой результатов.

4. Полученные результаты показывают, что применение разработанной модели позволяет повысить сопоставимость результатов контактной и оптической профилометрии и обеспечить более достоверную оценку параметров шероховатости деталей сложной геометрической формы. Предложенный подход может быть использован при метрологическом обеспечении технологических процессов и разработке программных средств автоматизированной коррекции результатов измерений.

Список литературы

1. Vinogradova A.A., Grichukha M.I., Smirnova E.E. Comparative assessment of documentation referred to surface roughness measurement // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2021. – Vol. 1728. – P. 012025. – DOI: 10.1088/1742-6596/1728/1/012025.
2. ISO 4287:1997. Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Terms, definitions and surface texture parameters.
3. ISO 3274:1996. Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Nominal characteristics of contact (stylus) instruments.
4. Petzing J.N., Coupland J.M. Measurement of rough surfaces on large curved components using optical methods // *Measurement*. – 2010. – Vol. 43 (8). – P. 1064–1071. – DOI: 10.1016/j.measurement.2010.03.007.

5. Comparison of optical and stylus methods for measurement of surface texture / T.V. Vorburger, H.G. Rhee, T.B. Renegar, J.F. Song, A. Zheng // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2007. – Vol. 33 (1–2). – P. 110–118. – DOI: 10.1007/s00170-007-0953-8.
6. *Thomas T.R.* Rough surfaces. – 2nd ed. – London: Imperial College Press, 1999. – 296 p. – ISBN 978-1860941009.
7. ГОСТ 19300–86. Средства измерений шероховатости поверхности профильным методом. Профилографы-профилометры контактные. Типы и основные параметры. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 12 р.
8. *Mostafa Y.* A review on various shadow detection and compensation techniques in remote sensing images // *Canadian Journal of Remote Sensing*. – 2017. – Vol. 43 (6). – P. 545–562. – DOI: 10.1080/07038992.2017.1384310.
9. *Martínez Antón J.C., Alonso J., Gómez Pedrero J.A.* Topographic optical profilometry of steep slope micro-optical transparent surfaces // *Optics Express*. – 2015. – Vol. 23 (7). – P. 9494–9507. – DOI: 10.1364/OE.23.009494.
10. Comparison of optical and stylus methods for surface texture characterisation in industrial quality assurance of post-processed laser metal additive Ti-6Al-4V / T. Buchenau, T. Mertens, H. Lohner, H. Bruening, M. Amkreutz // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (13). – P. 4815. – DOI: 10.3390/ma16134815.
11. *Łukianowicz Cz., Karpiński T.* Optical system for measurement of surface form and roughness // *Measurement Science Review*. – 2001. – Vol. 1 (1). – P. 151–154.
12. *Demircioglu P., Durakbasa M.N., Tan O.* A comparison between contact type profilometer and different D optical techniques: a case study in characterization of machined surface structures // *Quality-Access to Success*. – 2012. – Vol. 13. – P. 117–122.
13. Comparative analysis of surface roughness measurements obtained with the use of contact stylus profilometry and coherence scanning interferometry / S. Adamczak, J. Świdorski, K. Stępień, T. Dobrowolski, I.P. Chmielik // XXI IMEKO World Congress “Measurement in Research and Industry”: proceedings, Prague, Czech Republic, August 30 – September 4, 2015. – Prague: IMEKO, 2015. – P. TC14-316. – URL: <https://www.imeko.info/publications/wc-2015/IMEKO-WC-2015-TC14-316.pdf> (accessed: 20.08.2026).
14. *Pawlus P., Reizer R., Wieczorowski M.* Comparison of results of surface texture measurement obtained with stylus methods and optical methods // *Metrology and Measurement Systems*. – 2018. – Vol. 25 (3). – P. 589–602. – DOI: 10.24425/123894.
15. Analysis of roughness profile on curved surfaces / M. Drbůl, P. Martikán, J. Bronček, I. Litvaj, J. Svobodová // *MATEC Web of Conferences*. – 2018. – Vol. 244. – P. 01024. – DOI: 10.1051/mateconf/201824401024.
16. *Kumar S., Ramkumar J., Chindam C.* Surface roughness analysis: A comprehensive review of measurement techniques, methodologies, and modeling // *Journal of Micromanufacturing*. – 2025. – Vol. 9 (1). – P. 107–130. – DOI: 10.1177/25165984241305225.
17. *Nowicki B.* Multiparameter representation of surface roughness // *Wear*. – 1985. – Vol. 102 (3). – P. 161–176.
18. An optical method for measuring surface roughness of machined carbon fibre-reinforced plastic composites / N. Duboust, H. Ghadbeigi, C. Pinna, S. Ayvar-Soberanis, A. Collis, R. Scaife, K. Kerrigan // *Journal of Composite Materials*. – 2017. – Vol. 51 (3). – P. 289–302. – DOI: 10.1177/0021998316644849.
19. The optical aspect of errors in measurements of surface asperities using the optical profilometry method / K. Grochalski, M. Wieczorowski, J. H'Roura, G. Le Goic // *Frontiers in Mechanical Engineering*. – 2020. – Vol. 6. – P. 12. – DOI: 10.3389/fmech.2020.00012.
20. *Whitehouse D.J.* Handbook of surface and nanometrology. – 2nd ed. – Boca Raton: CRC Press, 2010. – 980 p. – DOI: 10.1201/b10411.
21. Roughness parameters / S. Gadelmawla, M. Koura, T. Maksoud, I. Elewa, H. Soliman // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2002. – Vol. 123 (1). – P. 133–145. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00060-2.
22. Selected errors in spatial measurements of surface asperities / K. Grochalski, D. Podbereska, M. Wieczorowski, R. Talar, W. Graboń // *Materials*. – 2024. – Vol. 17 (12). – P. 2918. – DOI: 10.3390/ma17122918.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Evaluation of contact and optical profilometry in the control of the roughness of curved surfaces of machine parts

Ervin Umerov^{1, 2, a, *}, Arkady Soloviev^{1, b}, Yuriy Egorov^{2, c}, Vladimir Skakun^{1, 2, d},
 Ivan Sobolevsky^{1, e}, Ruslan Dzhemalyadinov^{1, 2, f}

¹ Crimean Engineering and Pedagogical University named after Fevzi Yakubov, 8 Uchebnyy side str., Simferopol, 295015, Russian Federation

² V.I. Vernadsky Crimean Federal University, 4 Academician Vernadsky Ave., Simferopol, 295007, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-3477-2036>,  Ervin777@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8465-5554>,  solovievarc@gmail.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-4990-9998>,  yuriyegorov@cufv.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-0656-7852>,  vladimir.skakun.92@list.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-1338-9065>,  sobolevskii-ivan@mail.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0003-3319-3542>,  rus.dzhemalyadinov@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 May 2026

Revised: 13 June 2026

Accepted: 29 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Contact profilometry

Optical profilometry

Surface roughness

Curved surfaces

Error correction

Funding

The research was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (project No. 24-12-20013).

ABSTRACT

Introduction. Roughness measurement of curved machine parts is a critical metrology task, determining the performance characteristics of the components. The contact method introduces systematic error due to the straight-line trajectory of the probe and the plastic deformation of microroughness. Non-contact optical methods eliminate mechanical stress, but their accuracy decreases in areas with a large local inclination angle due to the shadowing effect. The lack of a unified approach to comparing results for curved surfaces limits the ability to tighten tolerances. **The purpose of the work** is to conduct a comprehensive comparative analysis of contact and optical profilometry in measuring the roughness of curved surfaces and to develop mathematical models for correcting systematic errors. **Materials and methods.** Experiments were conducted on samples of 0.45% C steel and GG20 cast iron with curvature radii of 2–25 mm and roughness parameters $R_a = 0.1$ –12.5 μm . Contact measurements were performed using a *TIME TR200* profilometer, while optical measurements were performed using a *Veeco Wyko NT9100* in vertical scanning interferometry and phase shift interferometry modes. **Statistical** processing included *Student's t*-test, correlation, and regression analysis. **Results and discussion.** The error of the contact method at a radius of 2 mm reaches +27.6%, at $R = 25$ mm it is no more than +1.4%. The optical method is resistant to curvature, but in areas with high curvature leads to an underestimation of R_a by 10–15% due to the shadowing effect. For flat surfaces ($R_a = 0.8$ –6.3 μm), there are no significant differences between the methods ($r = 0.98$). Mathematical models have been developed to correct the influence of temperature, contamination, roughness orientation, vibration, and contact force. **Conclusions.** An algorithm for selecting a measurement method is proposed: for radii of curvature less than 10 mm, the optical method with geometric correction is recommended; the contact method is not applicable for radii less than 5 mm. The obtained models can be integrated into the profilometer software for automatic error compensation.

For citation: Umerov E.D., Soloviev A.N., Egorov Y.A., Skakun V.V., Sobolevsky I.V., Dzhemalyadinov R.M. Evaluation of contact and optical profilometry in the control of the roughness of curved surfaces of machine parts. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 112–128. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-112-128. (In Russian).

References

1. Vinogradova A.A., Grichukha M.I., Smirnova E.E. Comparative assessment of documentation referred to surface roughness measurement. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 1728, p. 012025. DOI: 10.1088/1742-6596/1728/1/012025.
2. ISO 4287:1997. *Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Terms, definitions and surface texture parameters*.
3. ISO 3274:1996. *Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Nominal characteristics of contact (stylus) instruments*.

* Corresponding author

Umerov Ervin D., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Crimean Engineering and Pedagogical University named after Fevzi Yakubov,
 8 Uchebnyy side str.,
 295015, Simferopol, Russian Federation
 Tel.: +7 978 832-72-92, e-mail: Ervin777@yandex.ru

4. Petzing J.N., Coupland J.M. Measurement of rough surfaces on large curved components using optical methods. *Measurement*, 2010, vol. 43 (8), pp. 1064–1071. DOI: 10.1016/j.measurement.2010.03.007.
5. Vorburger T.V., Rhee H.G., Renegar T.B., Song J.F., Zheng A. Comparison of optical and stylus methods for measurement of surface texture. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2007, vol. 33 (1–2), pp. 110–118. DOI: 10.1007/s00170-007-0953-8.
6. Thomas T.R. *Rough surfaces*. 2nd ed. London, Imperial College Press, 1999. 296 p. ISBN 978-1860941009.
7. GOST 19300–86. *Sredstva izmerenii sherokhovatosti poverkhnosti profil'nyim metodom. Profilografy-profilometry kontaktnye. Tipy i osnovnye parametry* [Instruments for measurement of surface roughness by the profile method. Contact profilographs and profilometers. Types and main parameters]. Moscow, Izdatel'stvo standartov Publ., 1986. 12 p.
8. Mostafa Y. A review on various shadow detection and compensation techniques in remote sensing images. *Canadian Journal of Remote Sensing*, 2017, vol. 43 (6), pp. 545–562. DOI: 10.1080/07038992.2017.1384310.
9. Martínez Antón J.C., Alonso J., Gómez Pedrero J.A. Topographic optical profilometry of steep slope micro-optical transparent surfaces. *Optics Express*, 2015, vol. 23 (7), pp. 9494–9507. DOI: 10.1364/OE.23.009494.
10. Buchenau T., Mertens T., Lohner H., Bruening H., Amkreutz M. Comparison of optical and stylus methods for surface texture characterisation in industrial quality assurance of post-processed laser metal additive Ti-6Al-4V. *Materials*, 2023, vol. 16 (13), p. 4815. DOI: 10.3390/ma16134815.
11. Łukianowicz Cz., Karpiński T. Optical system for measurement of surface form and roughness. *Measurement Science Review*, 2001, vol. 1 (1), pp. 151–154.
12. Demircioglu P., Durakbasa M.N., Tan O. A comparison between contact type profilometer and different D optical techniques: a case study in characterization of machined surface structures. *Quality-Access to Success*, 2012, vol. 13, pp. 117–122.
13. Adamczak S., Świdorski J., Stępień K., Dobrowolski T., Chmielik I.P. Comparative analysis of surface roughness measurements obtained with the use of contact stylus profilometry and coherence scanning interferometry. *XXI IMEKO World Congress "Measurement in Research and Industry": proceedings*, Prague, Czech Republic, August 30 – September 4, 2015, P. TC14-316. Available at: <https://www.imeko.info/publications/wc-2015/IMEKO-WC-2015-TC14-316.pdf> (accessed 20.08.2026).
14. Pawlus P., Reizer R., Wiczorowski M. Comparison of results of surface texture measurement obtained with stylus methods and optical methods. *Metrology and Measurement Systems*, 2018, vol. 25 (3), pp. 589–602. DOI: 10.24425/123894.
15. Drbůl M., Martikán P., Bronček J., Litvaj I., Svobodová J. Analysis of roughness profile on curved surfaces. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 244, p. 01024. DOI: 10.1051/mateconf/201824401024.
16. Kumar S., Ramkumar J., Chindam C. Surface roughness analysis: A comprehensive review of measurement techniques, methodologies, and modeling. *Journal of Micromanufacturing*, 2025, vol. 9 (1), pp. 107–130. DOI: 10.1177/25165984241305225.
17. Nowicki B. Multiparameter representation of surface roughness. *Wear*, 1985, vol. 102 (3), pp. 161–176.
18. Duboust N., Ghadbeigi H., Pinna C., Ayvar-Soberanis S., Collis A., Scaife R., Kerrigan K. An optical method for measuring surface roughness of machined carbon fibre-reinforced plastic composites. *Journal of Composite Materials*, 2017, vol. 51 (3), pp. 289–302. DOI: 10.1177/0021998316644849.
19. Grochalski K., Wiczorowski M., H'Roura J., Le Goic G. The optical aspect of errors in measurements of surface asperities using the optical profilometry method. *Frontiers in Mechanical Engineering*, 2020, vol. 6, p. 12. DOI: 10.3389/fmech.2020.00012.
20. Whitehouse D.J. *Handbook of surface and nanometrology*. 2nd ed. Boca Raton, CRC Press, 2010. 980 p. DOI: 10.1201/b10411.
21. Gadelmawla S., Koura M., Maksoud T., Elewa I., Soliman H. Roughness parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, vol. 123 (1), pp. 133–145. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00060-2.
22. Grochalski K., Podbereska D., Wiczorowski M., Talar R., Graboń W. Selected errors in spatial measurements of surface asperities. *Materials*, 2024, vol. 17 (12), p. 2918. DOI: 10.3390/ma17122918.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Сравнительная оценка износостойкости комбинированных покрытий на углеродистых сталях, включающих электролитно-плазменную обработку с последующим осаждением Cr или Co-W

Александр Перков^{1, а, *}, Сергей Силкин^{1, b}, Сергей Кусманов^{2, c}, Иван Тамбовский^{2, d}

¹ Костромской государственный университет, ул. Дзержинского, д. 17, Кострома, 156005, Россия

² Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», Вадковский пер., д. 1, г. Москва, 127055, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-5265-5186>,  sachaperkow@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-3915-642X>,  longamin@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-7156-102X>,  sakusmanov@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-7633-6059>,  ivan.vt@itambovskiy.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.785 : 621.357.7

История статьи:

Поступила: 09 мая 2026

Рецензирование: 25 мая 2026

Принята к печати: 29 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Электролитно-плазменная цементация

Гальванические покрытия

Хромовое покрытие

Покрытие Co-W

Комбинированная обработка

Трение со смазкой

Износостойкость

Углеродистая сталь

Поверхностное упрочнение

Возвратно-поступательное трение

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-20231) Костромскому государственному университету.

АННОТАЦИЯ

Введение. Углеродистые стали 20 и 45 обладают недостаточной износостойкостью в условиях возвратно-поступательного трения, что ограничивает ресурс деталей машин и механизмов. В работе исследована износостойкость поверхности после комбинированной обработки, включающей в себя электролитно-плазменное упрочнение (закалку или цементацию с последующей закалкой) с последующим нанесением гальванических покрытий хрома или сплава Co-W различной толщины. **Методы.** Образцы подвергали электролитно-плазменной цементации (850 °С, 3 мин) или закалке (900 °С) в водных электролитах, после чего на подготовленную поверхность наносили гальванические покрытия Cr (толщиной 1 и 10 мкм) или Co-W (1 и 10 мкм). Износостойкость оценивали методом возвратно-поступательного трения шариком из стали ШХ15 под нагрузкой 10 Н в среде минеральной смазки в течение 1...3 суток с измерением объема износа с помощью профилометрии. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что комбинированная обработка значительно повышает износостойкость по сравнению с отдельными методами упрочнения. На необработанной стали тонкие гальванические покрытия подвергались проламыванию, что приводило к низкой общей износостойкости системы. Электролитно-плазменная закалка стали 45 позволяла улучшить показатели по сравнению с необработанным состоянием, однако наилучшие результаты достигнуты при использовании цементованной стали 20. Увеличение толщины покрытий хрома и Co-W с 1 до 10 мкм приводило к снижению износостойкости. Наиболее высокую износостойкость продемонстрировала система, состоящая из стали 20 после электролитно-плазменной цементации с последующей закалкой и тонкого (1 мкм) хромового покрытия. Полученные результаты могут быть использованы при разработке эффективных технологий упрочнения деталей (валы, направляющие, элементы гидроцилиндров), работающих в условиях трения со смазкой, с возможностью сохранения относительно мягкой сердцевины детали.

Для цитирования: Сравнительная оценка износостойкости комбинированных покрытий на углеродистых сталях, включающих электролитно-плазменную обработку с последующим осаждением Cr или Co-W / А.С. Перков, С.А. Силкин, С.А. Кусманов, И.В. Тамбовский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 129–146. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-129-146.

Введение

Углеродистые конструкционные стали 20 и 45 широко применяются в машиностроении для изготовления деталей, работающих в условиях трения (валы, шестерни, направляющие,

элементы гидроцилиндров и др.), благодаря хорошей технологичности, невысокой стоимости и удовлетворительным механическим свойствам, а также широким возможностям по термообработке [1]. Однако их низкая поверхностная твердость без термообработки и недостаточная износостойкость в условиях возвратно-поступательного трения существенно ограничивают ресурс работы узлов трения и требуют применения эффективных методов поверхностного упрочнения [2, 3].

*Адрес для переписки

Перков Александр Сергеевич, аспирант
 Костромской государственной университету,
 ул. Дзержинского, д. 17,
 156005, Кострома, Россия
 Тел.: +7 910 808-41-87, e-mail: sachaperkow@gmail.com

Традиционные методы повышения износостойкости включают в себя химико-термическую обработку (цементацию, азотирование) [4], объемную или поверхностную закалку [5], а также нанесение гальванических защитных покрытий [6, 7]. Среди диффузионных методов особое место занимают методы электролитно-плазменной обработки (ЭПО) [8], которые позволяют проводить локальное насыщение поверхности углеродом (цементацию) или азотом (нитроцементацию) с одновременной закалкой в одном технологическом цикле [8, 9]. ЭПО отличается высокой скоростью нагрева и охлаждения, низким энергопотреблением, экологической безопасностью и возможностью обработки сложнопрофильных деталей. Многочисленные исследования подтверждают, что ЭПО значительно повышает микротвердость и износостойкость низко- и среднеуглеродистых сталей за счет формирования мартенситной структуры и дисперсных карбонитридов [8, 9].

Наряду с диффузионными методами широко применяются гальванические покрытия, в частности твердое хромирование [6, 7]. Твердые хромовые покрытия обеспечивают высокую микротвердость (800...1200 HV), низкий коэффициент трения, отличную износостойкость в условиях абразивного и адгезионного изнашивания благодаря образованию микротрещин, способных удерживать смазку [6, 7], и высокую коррозионную стойкость [10, 11]. Однако при увеличении толщины покрытия (свыше 10...20 мкм) в нем накапливаются значительные внутренние напряжения, что приводит к растрескиванию, снижению адгезии и уменьшению износостойкости, особенно на мягкой подложке [12–14]. Альтернативой хромированию выступают гальванические покрытия сплавов металлов подгруппы железа с вольфрамом (например, Co-W), которые обладают сопоставимой или превосходящей микротвердостью, высокими трибологическими характеристиками и считаются более экологически приемлемыми ввиду отсутствия шестивалентного хрома [15, 16].

Особенно перспективными являются комбинированные (дуплексные) технологии, сочетающие предварительное упрочнение подложки с последующим нанесением защитного покрытия. Такие подходы позволяют одновременно повысить твердость, износостойкость

и коррозионную стойкость поверхности при сохранении необходимых свойств сердцевины детали. В литературе активно обсуждаются различные варианты дуплексных систем для сталей. В частности, значительное внимание уделяется сочетаниям плазменного азотирования с PVD-покрытиями (например, CrN), а также комбинациям традиционных диффузионных методов упрочнения с покрытиями, полученными методами физического и химического осаждения из паровой фазы [17–20].

Однако, несмотря на большое количество исследований, посвященных отдельным методам поверхностного упрочнения и дуплексным технологиям, комплексные работы, в которых последовательно применяются электролитно-плазменная обработка и гальваническое осаждение покрытий на углеродистых сталях, практически отсутствуют. Современные обзорные работы по износостойким покрытиям и гибридным методам упрочнения в основном рассматривают сочетания плазменного азотирования с PVD- и CVD-покрытиями, а также другие комбинации термохимической обработки [20]. Даже специализированные обзоры по электролитно-плазменной обработке не затрагивают последующее гальваническое осаждение упрочняющих покрытий [21]. Аналогично в экспериментальных исследованиях различных дуплексных систем (плазменное азотирование + PVD [22, 23], цементация + азотирование [24] и др.) комбинация электролитно-плазменного упрочнения с гальваническим осаждением хромовых покрытий или покрытий на основе сплавов кобальта не рассматривается. Это свидетельствует о наличии пробела в исследованиях и определяет актуальность настоящей работы.

В отличие от предыдущей работы авторов [25], выполненной в условиях сухого трения, в настоящем исследовании впервые проведено систематическое сравнение износостойкости различных комбинаций электролитно-плазменного упрочнения подложки и гальванических покрытий (Cr и Co-W) в условиях возвратно-поступательного трения со смазкой. Такой режим трения значительно ближе к реальным условиям эксплуатации деталей машин и механизмов (валы, направляющие, элементы гидроцилиндров и др.).

Цель настоящей работы – изучение износостойкости комбинированных упрочняющих

покрытий на стали 20 и стали 45, полученных электролитно-плазменной цементацией или закалкой с последующим гальваническим нанесением Cr или сплава Co-W, а также установление оптимальных сочетаний «подложка – покрытие» для получения максимальной износостойкости в условиях трения в смазке.

Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие *задачи*.

1. Изучить износостойкость углеродистых сталей 20 и 45 после электролитно-плазменной обработки (закалки и цементации с последующей закалкой) без нанесения гальванических покрытий в условиях возвратно-поступательного трения со смазкой.

2. Установить влияние материала подложки (необработанная сталь, ЭП-закаленная сталь, цементованная сталь) на износостойкость комбинированных систем.

3. Установить влияние толщины и типа гальванических покрытий (хрома и сплава Co-W) на износостойкость комбинированных систем.

4. Определить оптимальные сочетания метода упрочнения подложки и параметров гальванического осаждения (тип и толщина покрытия) для достижения максимальной износостойкости комбинированных покрытий в условиях возвратно-поступательного трения со смазкой.

Методика исследований

Материалы

Объект исследования: углеродистые стали 20 и 45. Образцами выступали параллелепипеды $6 \times 6 \times 15$ мм.

Данные марки стали были выбраны для различных методик электролитно-плазменной обработки. Сталь 45 способна к закаливанию без предварительного насыщения, тогда как стали 20 требуется насыщение углеродом для закалки поверхности. Использование двух марок стали позволяет провести испытания как закаливания без насыщения, так и поверхностного закаливания.

Поверх обработанной ЭПО поверхности наносилось гальваническое покрытие из хрома или сплава Co-W. У полученных комбинированных покрытий изучалась микротвердость (HV) и износостойкость по методу возвратно-поступательного трения. Все комбинации материалов

и методов обработки данной работы представлены в табл. 1.

Электролитно-плазменная обработка

Электролитно-плазменная обработка проводилась на установке собственного изготовления.

Состав электролита для проведения цементации с последующей закалкой (масс. %): 10 % глицерина, 10 % хлорида аммония, остальное дистиллированная вода. Цементация проводилась при напряжении обработки 200...220 В, температуре образца 850 °С в электролите температурой 15...20 °С в течение 3 минут, что позволяло получить толщину упрочненного слоя ~50 микрон [21]. После насыщения проводилась закалка в этом же электролите путем отключения подачи тока.

Электролитно-плазменная обработка без насыщения (закалка) проводилась при напряжении обработки 200...220 В, температуре образца 900 °С в электролите температурой 15...20 °С. Состав электролита (масс. %): 15 % хлорида аммония, остальное вода. После достижения температуры образца 900 °С и выдержки 30 секунд проводилась закалка в этом же электролите путем отключения подачи тока.

После ЭПО образцы подвергались минимальной механической обработке для удаления оксидных слоев и подготовки к нанесению гальванического покрытия (наждачная бумага зернистостью P2000). Все образцы доводились до шероховатости поверхности по $Ra = 0,15$ мкм (± 10 %).

Гальваническое осаждение

Для электрохимического осаждения хрома использовался стандартный электролит хромирования ($\text{CrO}_3 - 250$ г/л, $\text{H}_2\text{SO}_4 - 2,5$ г/л) при температуре 55 °С и плотности тока 50 А/дм². Время хромирования подбиралось исходя из необходимой толщины покрытия.

Перед хромированием поверхность обезжиривалась, далее следовала 60-секундная выдержка в электролите без тока, затем 15-секундная анодная активация в этом же электролите при плотности тока 250 мА/см² [26].

Гальванические покрытия Co-W осаждались из цитратного электролита следующего состава [27]: вольфрамат натрия ($\text{Na}_2\text{WO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) –

Таблица 1

Table 1

Сводная таблица комбинаций материалов и методов обработки, исследуемых в данной работе

Summary table of materials and surface treatment combinations investigated in this study

Сталь 20 / 0.2% C steel	–	–
Сталь 20 / 0.2% C steel	–	Cr
Сталь 20 / 0.2% C steel	–	Co-W
Сталь 20 / 0.2% C steel	Цементация / Carburizing	–
Сталь 45 / 0.45% C steel	Закалка / Quenching	–
Сталь 45 / 0.45% C steel	Закалка / Quenching	Cr
Сталь 45 / 0.45% C steel	Закалка / Quenching	Co-W
Сталь 20 / 0.2% C steel	Цементация / Carburizing	Cr
Сталь 20 / 0.2% C steel	Цементация / Carburizing	Co-W
Сталь 20 / 0.2% C steel	–	–

0,2 моль/л; сульфат кобальта ($\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$) – 0,2 моль/л; лимонная кислота ($\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7$) – 0,04 моль/л; цитрат натрия ($\text{Na}_3\text{C}_6\text{H}_5\text{O}_7$) – 0,25 моль/л; борная кислота (H_3BO_3) – 0,65 моль/л; pH электролита перед осаждением составлял 6,7.

Осаждение проводилось при температуре электролита 80 °C и плотности тока 20 мА/см². Время осаждения подбиралось исходя из необходимой толщины покрытия.

Гальванические покрытия наносились толщиной 1 мкм (для оценки межслойной износостойкости) и толщиной 10 мкм (для оценки износостойкости исключительно гальванического покрытия). Толщина гальванических покрытий рассчитывалась исходя из скорости осаждения, определенной по выходу по току, плотности и состава сплава Co-W, полученных в предыдущих работах [15] и данных из литературы [25, 28–30].

Верификация толщин обоих типов гальванических покрытий происходила по анализу шлифов после осаждения на сталь 20. Шлиф подвергался травлению (ниталь) в течение 60 секунд.

Трибологические испытания

Изучение износостойкости осуществлялось методом возвратно-поступательного трения на установке собственного изготовления (система трения «шар – поверхность»). Метод заключается в трении контртелом в виде шарика диаметром 6,35 мм из стали ШХ15 (854 ± 8 HV) по поверхности покрытия под нагрузкой 10 Н. Такая нагрузка была выбрана вследствие низкой нагрузки при трении реальных деталей в механиз-

мах в среде смазки (например, шток-линейный подшипник). Однако при нагрузках менее 10 Н время проведения трибологических испытаний многократно возрастает и не позволяет провести изучение широкой серии образцов.

Контртело перед трением не претерпевало механической обработки; для каждого испытания использовалось новое. Скорость движения образца относительно контртела – 96 двойных ходов в минуту, путь трения – 1 мм, что в пересчете на линейную скорость составляет 0,192 м/мин. Трение проводилось в среде минеральной смазки (MANNOL 8029 LC-2) при температуре 25 °C.

Время трибологических испытаний составляло 1, 2, 3 суток для каждого образца. Оценивалась динамика износа при различной длительности трения (1, 2, 3 суток). Для каждой комбинации материала и времени трения использовалось три параллельных образца для проверки воспроизводимости.

Оценка износостойкости велась путем измерения площади износа по данным профилометрии с дальнейшим пересчетом на объем износа с учетом длины дорожки. Для профилометрических измерений использован профилометр Mitutoyo SurfTest SJ-410.

Помимо изучения износостойкости комбинированного покрытия, износостойкость изучалась и у отдельно взятых вариантов обработки поверхности, а также на необработанной стали.

После проведения трибологических испытаний на дорожках износа определяли элементный состав и распределение элементов в различ-

ных зонах износа. Определение велось методом энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDX) с использованием детектора X-Act (Oxford Instruments, Великобритания), установленного на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega 3 (Tescan, Чехия). Анализ проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Микротвердость

Для анализа механизмов изнашивания комбинированных покрытий было проведено измерение микротвердости подложек и гальванических покрытий. Микротвердость измеряли на микротвердомере Falcon 503 (Innovatest, Нидерланды) по методу Виккерса при нагрузке 20 г и времени выдержки нагрузки 10 с. Для каждого материала выполняли не менее пяти измерений с последующим усреднением результатов.

Результаты и их обсуждение

Результаты измерения толщин гальванических покрытий (рис. 1) доказывают правильность расчета времени осаждения для получения покрытий заданных толщин (1 и 10 мкм, в пределах погрешности измерений 20 %). Выбранное время осаждения поддерживалось во всех последующих экспериментах по осаждению на различные подложки.

На рис. 2 изображены профилограммы (а) и величина объемного износа (б) подложек, используемых для нанесения гальванических покрытий: необработанная сталь 20, цементованная сталь 20 и закаленная ЭПО сталь 45. Видно, что обработанные стали имеют значительно меньший износ. Причем поверхность после цементации показывает меньший износ, чем после закалки.

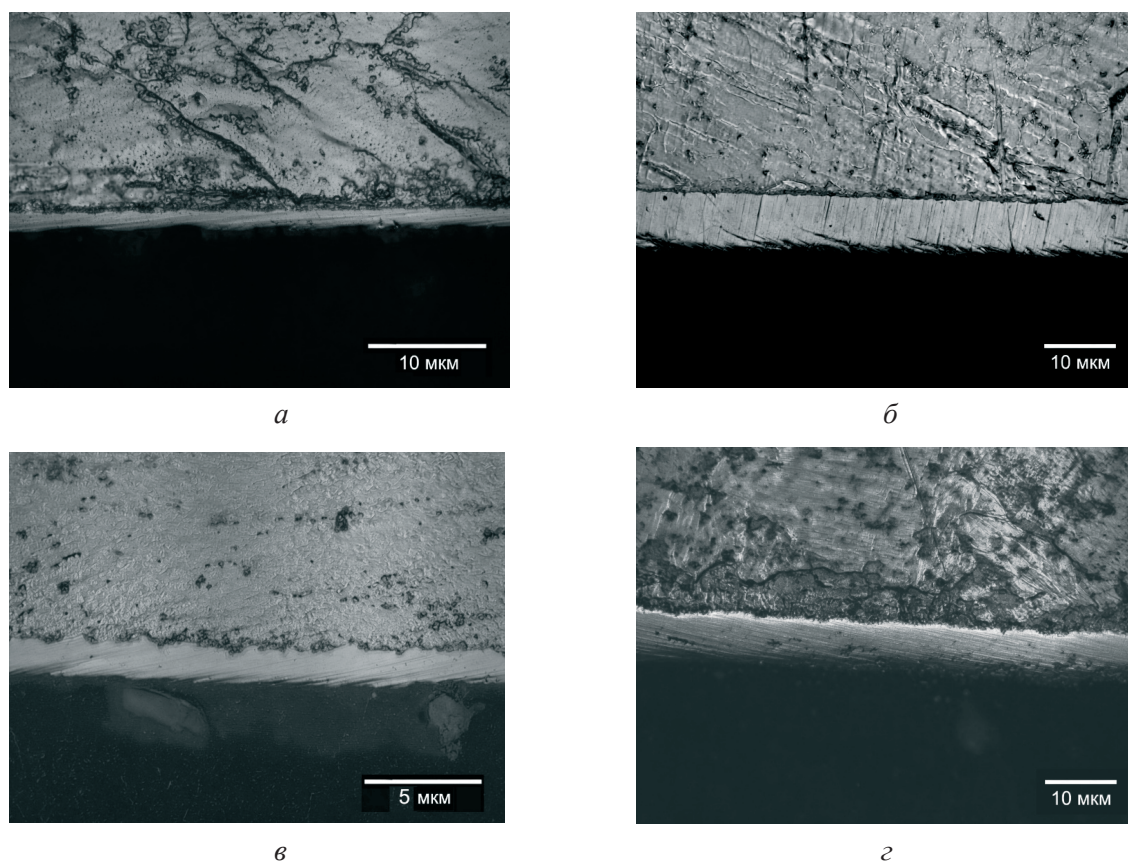


Рис. 1. Микрофотографии шлифов поперечных сечений гальванических покрытий Cr и Co-W, осажденных на стальную подложку после травления:

а – покрытие Co-W толщиной 1 мкм; б – покрытие Co-W толщиной 10 мкм, в – покрытие Cr толщиной 1 мкм, з – покрытие Cr толщиной 10 мкм

Fig. 1. Microphotographs of cross-sectional polished sections of galvanic Cr and Co-W coatings deposited on a steel substrate after etching:

а – Co-W coating with a thickness of 1 μm; б – Co-W coating with a thickness of 10 μm; в – Cr coating with a thickness of 1 μm; з – Cr coating with a thickness of 10 μm

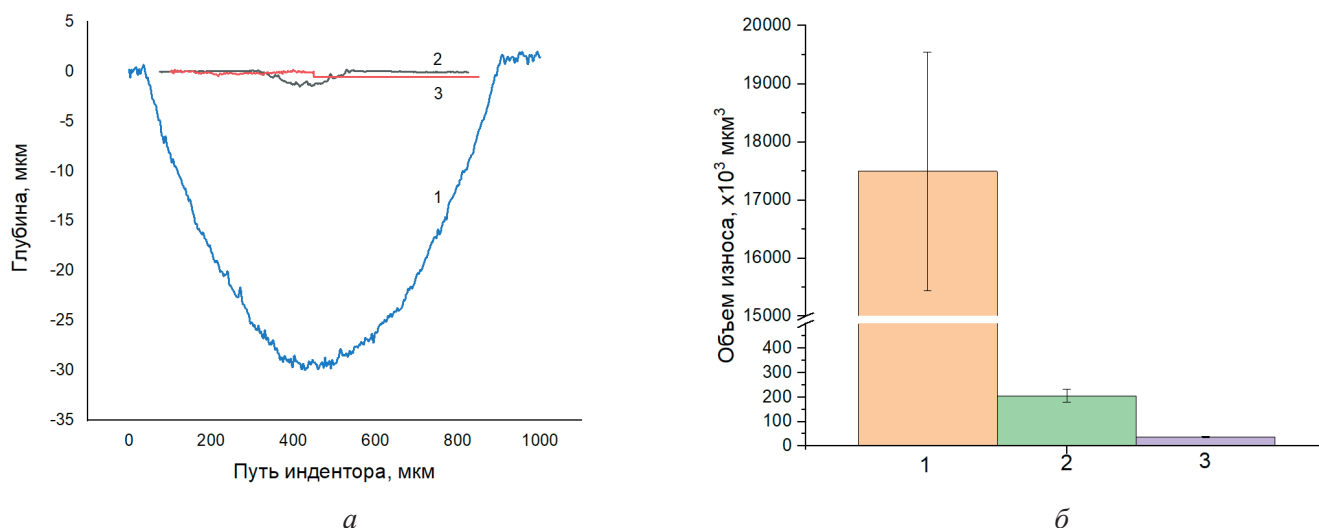


Рис. 2. Результаты трибологических испытаний стали 20 после электролитно-плазменной закалки, цементации (с последующей закалкой) в сравнении с необработанной сталью 20:

a – примеры профилограмм дорожек трения (один из серии образцов); *б* – величины объемного износа; 1 – сталь 20 необработанная; 2 – сталь 20 после цементации, 3 – сталь 45 после ЭП-закалки

Fig. 2. Results of tribological tests of 0.2% C steel after electrolytic-plasma quenching, carburizing (with subsequent quenching) in comparison with untreated 0.2% C steel:

a – examples of friction track profilograms (one representative sample from the series); *б* – volumetric wear values; 1 – untreated 0.2% C steel; 2 – carburized 0.2% C steel; 3 – electrolytic-plasma quenched 0.45% C steel

Анализ износостойкости гальванических покрытий толщиной 10 мкм (рис. 3) показывает, что хром является более износостойким покрытием по сравнению с Co-W. Это противоречит ранним исследованиям [25], в которых в условиях сухого трения покрытие Co-W демонстриро-

вало большую износостойкость, чем Cr. Эффект высокой износостойкости хромовых покрытий в среде смазки объясняется по-разному. Одни авторы связывают это с трещиноватостью покрытия, где трещины выступают как каналы подачи смазки в зону контакта [30, 31], другие

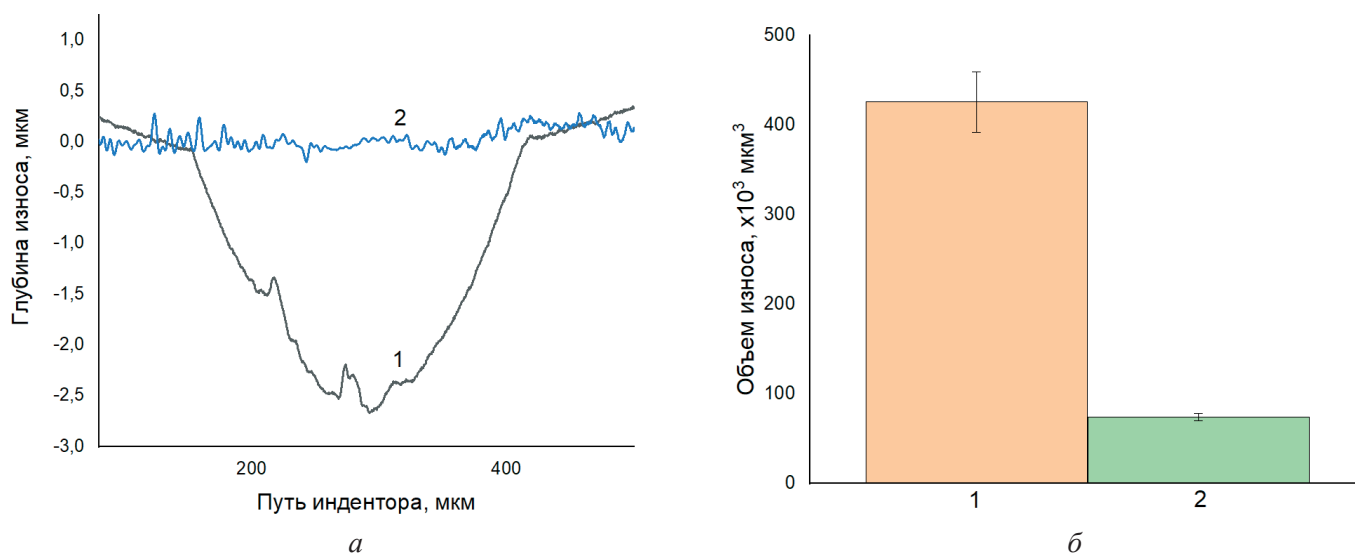


Рис. 3. Результаты трибологических испытаний гальванических покрытий Cr и Co-W:

a – примеры профилограмм дорожек трения (один из серии образцов); *б* – величины объемного износа; 1 – гальваническое покрытие Co-W (10 мкм); 2 – гальваническое покрытие Cr (10 мкм)

Fig. 3. Results of tribological tests of Cr and Co-W electrodeposited coatings:

a – examples of friction track profilograms (one representative sample from the series); *б* – volumetric wear values; 1 – Co-W electrodeposited coating (10 μ m); 2 – Cr electrodeposited coating (10 μ m)

отрицают влияние трещин и связывают эффект с высокой смачиваемостью поверхности хрома в процессе изнашивания [32].

В целом процесс изнашивания комбинированного упрочняющего покрытия можно разделить на три фазы.

1. Изнашивание гальванического покрытия (без влияния подложки).

2. Изнашивание тонкой части гальванического покрытия вблизи границы с подложкой и переход износа в подложку. При мягкой подложке здесь возможен пролом и разрушение гальванического покрытия (рис. 4)

3. Изнашивание подложки с участием абразивных частиц разрушенного гальванического покрытия. Это видно по EDX-анализу дорожек трения (рис. 5). Наблюдается, что частицы по-

крытия остаются в дорожке трения, несмотря на то что глубина дорожек сильно превышает толщину покрытия.

Изучение влияния материала подложки на примере осаждения Co-W толщиной 1 мкм представлено на рис. 6. Системы с модифицированной стальной подложкой демонстрируют повышенную износостойкость по сравнению с немодифицированной. Использование гальванического покрытия без упрочнения подложки не приводит к существенному увеличению износостойкости системы. Увеличение толщины покрытия не является решением данной проблемы, так как при его изнашивании и утончении износ будет происходить интенсивно, как изображено на рис. 5, и аналогично приводить к проломам самого покрытия (рис. 3).

Очевидно, что большую роль в износостойкости системы играет адгезия гальванического покрытия. Косвенно качество адгезии покрытия определялось по визуальному анализу следа износа и анализа фотографий шлифа комбинированного покрытия (рис. 1). При отламывании покрытия от поверхности подложки вокруг дорожки трения образуются отломы (рис. 3). Они возникают всегда при трении гальванического покрытия, осажденного на необработанную сталь, а также в случаях некачественной подготовки поверхности перед гальваническим осаждением даже на обработанную сталь, что приводит в конечном итоге к высокому значению износа.

При сравнении методов упрочнения подложек видно, что система «покрытие Co-W толщиной 1 мкм на подложке, закаленной ЭПО» обладает наименьшей износостойкостью: ее износ выше, чем у аналогичного покрытия, осаж-

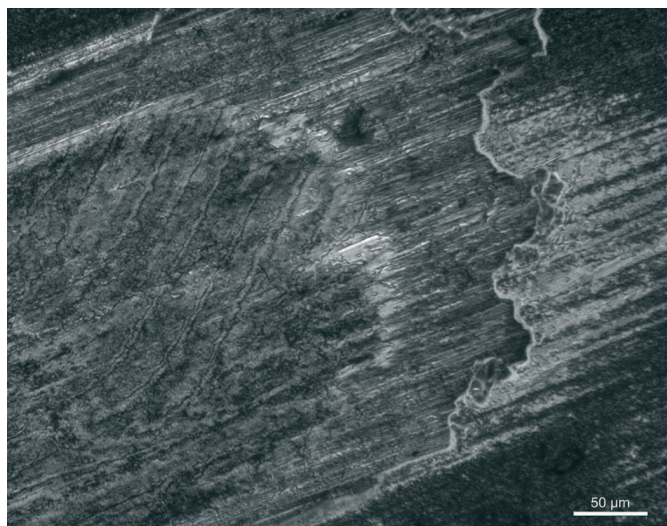


Рис. 4. Отломы покрытия Co-W на мягкой подложке после трения

Fig. 4. Co-W coating delamination on a soft substrate after friction

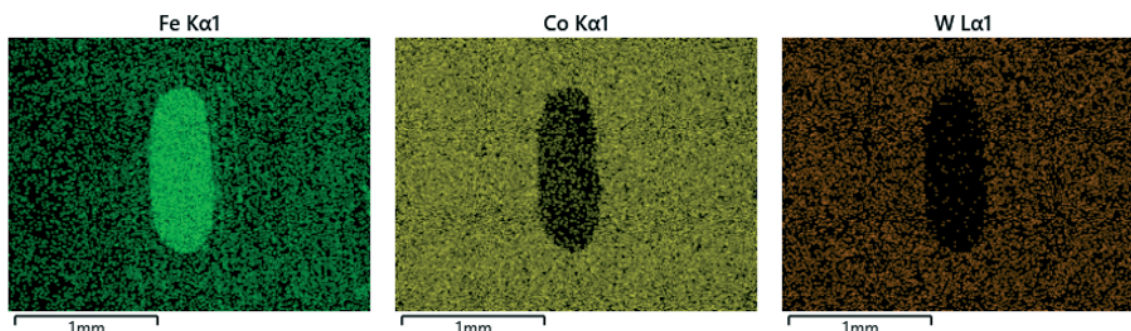


Рис. 5. EDX-анализ дорожки трения комбинированного покрытия. Ускоряющее напряжение 20 кэВ

Fig. 5. EDX analysis of the friction track of the combined coating. Accelerating voltage: 20 keV

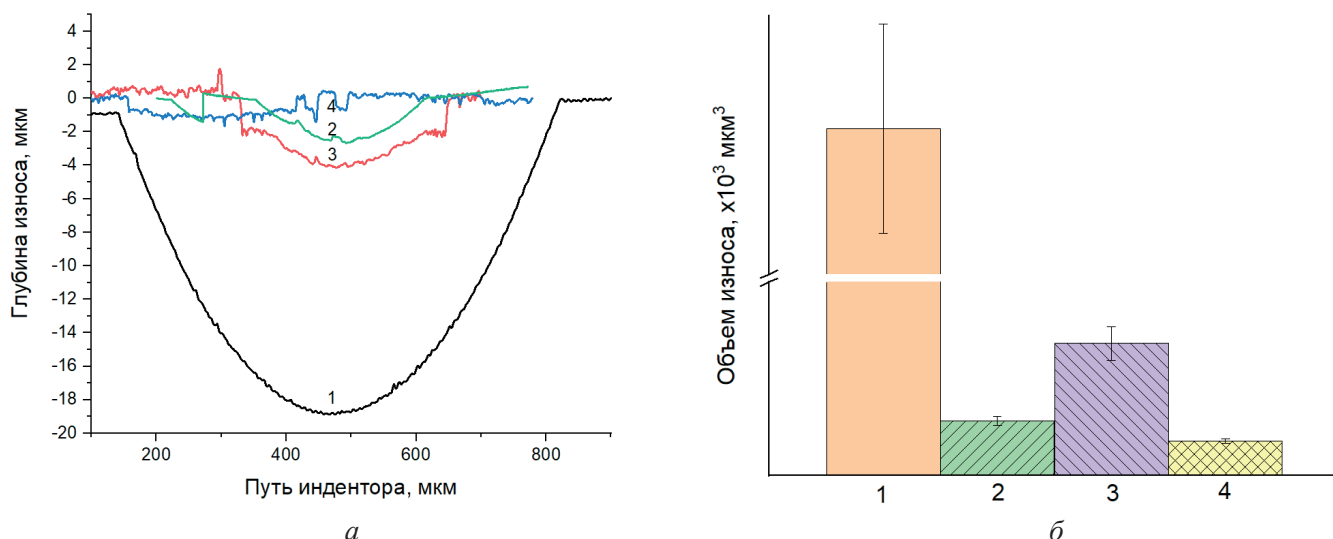


Рис. 6. Результаты трибологических испытаний покрытий Co-W, осажденных на различные подложки: а – примеры профилограмм дорожек трения (один из серии образцов); б – величины объемного износа; 1 – покрытие Co-W (1 мкм), нанесенное на необработанную сталь; 2 – покрытие Co-W (10 мкм); 3 – покрытие Co-W (1 мкм), нанесенное на сталь 45 после ЭП-закалки, 4 – покрытие Co-W (1 мкм), нанесенное на сталь 20 после цементации

Fig. 6. Results of tribological tests of Co-W coatings deposited on various substrates:

а – examples of friction track profilograms (one representative sample from the series); б – volumetric wear values: 1 – Co-W coating (1 μm) deposited on untreated steel; 2 – Co-W coating (10 μm); 3 – Co-W coating (1 μm) deposited on 0.45% C steel after electrolytic-plasma quenching; 4 – Co-W coating (1 μm) deposited on 0.2% C steel after carburizing

денного на цементованную с последующей закалкой сталь, и выше, чем у покрытия Co-W толщиной 10 мкм, осажденного без предварительного упрочнения подложки. Самая высокая износостойкость наблюдается при комбинации осаждения Co-W-покрытия на подложку после цементации с последующей закалкой. Износостойкость в этом случае даже выше, чем непосредственно Co-W-покрытия, несмотря на то что в обоих случаях трение испытывается по одному и тому же гальваническому сплаву. Разницу в трибологическом поведении Co-W при толщине 1 и 10 мкм гипотетически можно объяснить по аналогии с хромовыми покрытиями – повышением внутренних напряжений в результате увеличения толщины при осаждении [12–14], но для Co-W требуется проведение дополнительного исследования. Это также позволяет сделать вывод о нецелесообразности замены комбинированного упрочнения увеличением толщины гальванического покрытия.

Аналогичная закономерность наблюдается при сравнении влияния материала подложки комбинированного покрытия в сочетании с гальваническим хромированием. В целом все хромовые покрытия имеют низкий износ, который едва заметен лишь по изменению шероховатости

покрытия в месте контакта с контртелом (рис. 7). Видно также, что тонкое хромовое покрытие (1 мкм) на цементованной подложке имеет большую износостойкость, чем толстое (10 мкм). Несмотря на то что износу в обоих случаях подвергалось хромовое покрытие, полученное при одинаковых режимах электроосаждения, менее толстое покрытие с меньшим количеством напряжений [12–14] обладает повышенной износостойкостью.

Элементный анализ поверхности после износа был проведен для трех видов обработки: хром, осажденный на необработанную сталь 20; хром, осажденный на закаленную ЭПО сталь 45; Co-W, осажденный на закаленную ЭПО сталь 45. Все гальванические покрытия толщиной 1 мкм. Анализ проводился в трех зонах: поверхность гальванического покрытия, не подвергнутая трению; зона на границе дорожки трения; зона в центре дорожки трения.

Анализ показал (рис. 8–10), что на поверхности, не подвергнутой трению, наблюдаются в основном элементы гальванического покрытия и небольшое содержание атомов железа, связанное с глубиной проникновения излучения. Внутри дорожек трения наблюдаются в основном атомы железа подложки с небольшим содержа-

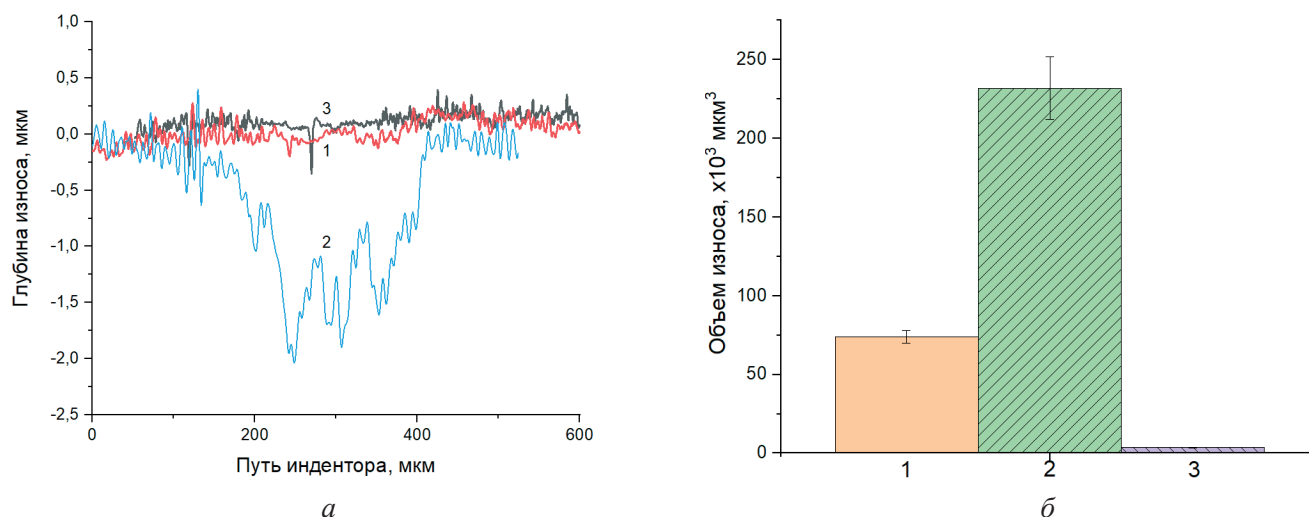


Рис. 7. Результаты трибологических испытаний покрытий Cr, осажденных на различные подложки: а – примеры профилограмм дорожек трения (один из серии образцов); б – величины объемного износа; 1 – гальваническое покрытие Cr (10 мкм); 2 – гальваническое покрытие Cr (1 мкм), нанесенное на сталь 45 после ЭП-закалки; 3 – гальваническое покрытие Cr (1 мкм), нанесенное на сталь 20 после цементации

Fig. 7. Results of tribological tests of Cr coatings deposited on various substrates: а – examples of friction track profilograms (one representative sample from the series); б – volumetric wear values; 1 – Cr galvanic coating (10 μm); 2 – Cr galvanic coating (1 μm) deposited on 0.45% C steel after electrolytic-plasma quenching; 3 – Cr galvanic coating (1 μm) deposited on 0.2% C steel after carburizing

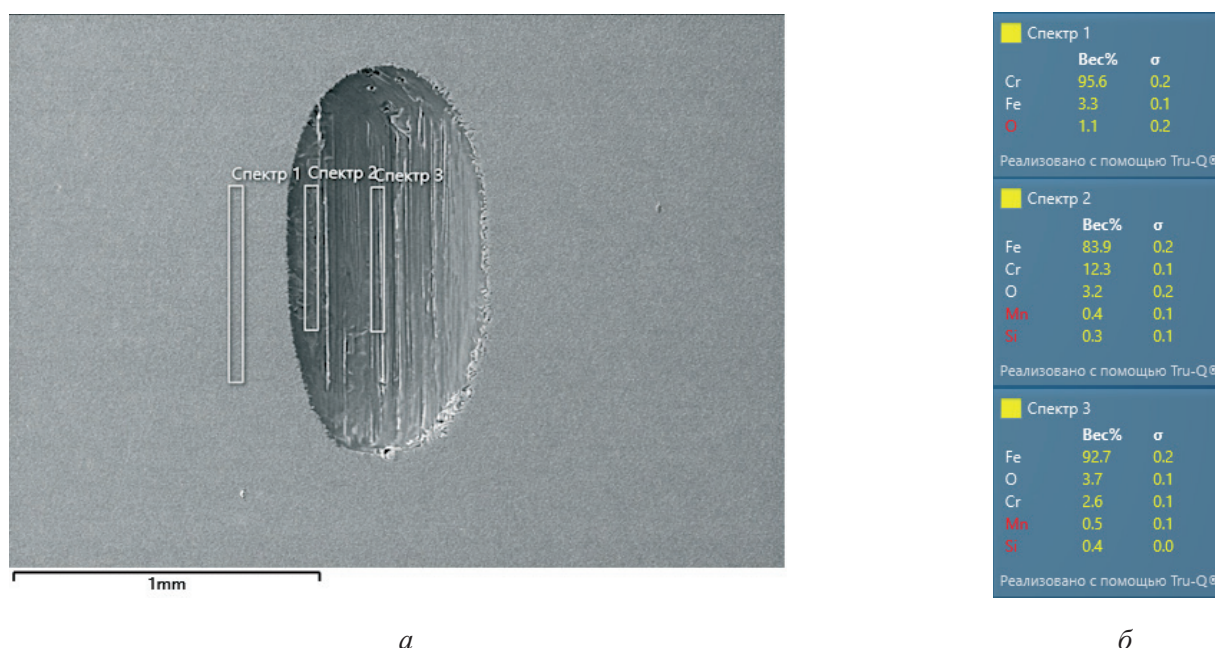


Рис. 8. EDX-анализ дорожки трения хромового покрытия, осажденного на подложку из необработанной стали 20:

а – SEM-изображение дорожки трения с отмеченными зонами EDX-анализа, б – состав поверхности исследуемых зон (масс. %)

Fig. 8. EDX analysis of the friction track of a chromium coating deposited on an untreated 0.2% C steel substrate:

а – SEM image of the friction track with marked EDX analysis zones; б – surface composition of the investigated zones (wt. %)

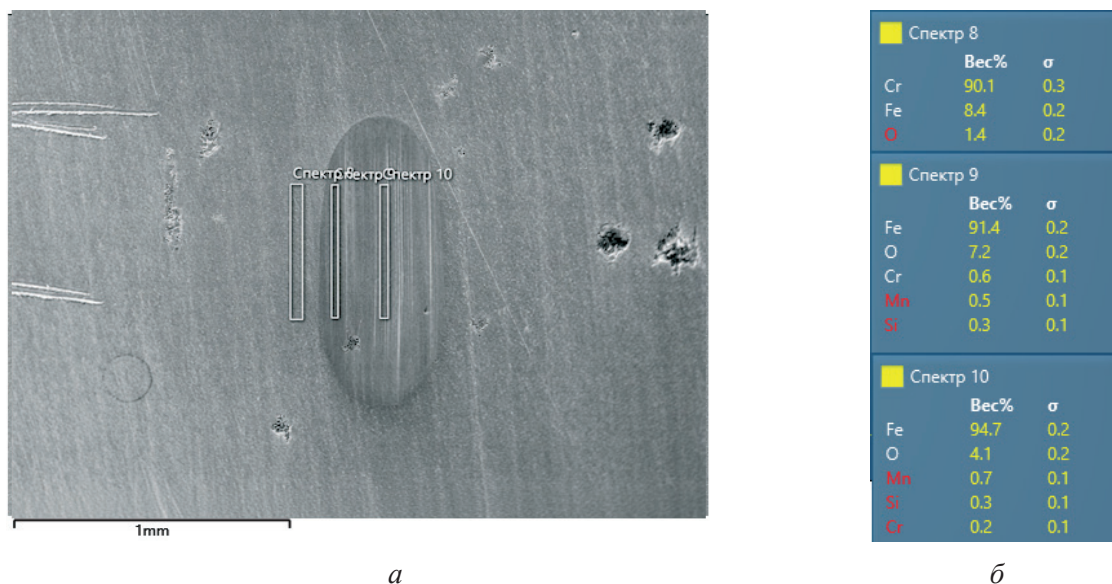


Рис. 9. EDX-анализ дорожки трения хромового покрытия, осажденного на подложку из закаленной ЭПО стали 45:

a – SEM-изображение дорожки трения с отмеченными зонами EDX-анализа, *б* – состав поверхности исследуемых зон (масс. %)

Fig. 9. EDX analysis of the friction track of a chromium coating deposited on electrolytic-plasma quenched 0.45% C steel substrate:

a – SEM image of the friction track with marked EDX analysis zones; *б* – surface composition of the investigated zones (wt. %)

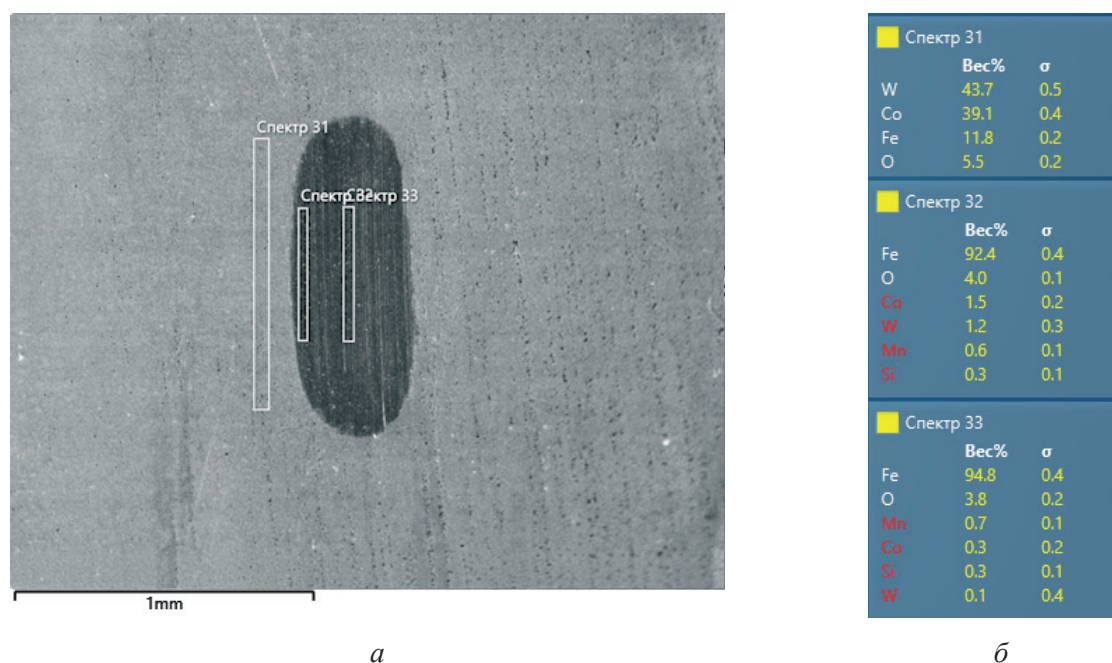


Рис. 10. EDX-анализ дорожки трения покрытия Co-W, осажденного на подложку из закаленной ЭПО стали 45:

a – SEM-изображение дорожки трения с отмеченными зонами EDX-анализа; *б* – состав поверхности исследуемых зон (масс. %)

Fig. 10. EDX analysis of the friction track of a Co-W coating deposited on electrolytic-plasma quenched 0.45% C steel substrate:

a – SEM image of the friction track with marked EDX analysis zones; *б* – surface composition of the investigated zones (wt. %)

нием элементов гальванических покрытий, что говорит о наличии частиц, участвующих в трении подложки после износа гальванического покрытия.

При сравнении изучаемых гальванических покрытий (Co-W, Cr) наибольшая износостойкость наблюдалась в случае нанесения тонких покрытий на цементованную сталь 20. На рис. 11 видно, что наименьший износ наблюдается при комбинации стали 20 после цементации именно с хромовым покрытием.

Исходя из полученных данных, можно сказать, что на необработанной стали доминирующим механизмом изнашивания является абразивный износ, инициируемый проломом (деламинацией) гальванического покрытия. Тонкое покрытие (1 мкм) не способно сопротивляться контактному напряжению на мягкой подложке, что приводит к его быстрому разрушению. Образующиеся при этом твердые частицы покрытия (Co-W или Cr) участвуют в дальнейшем изнашивании по абразивному механизму. Это подтверждается наличием элементов покрытия в зоне трения даже при значительной глубине износа (рис. 4).

На упрочненных подложках (цементованная сталь 20 и ЭП-закаленная сталь 45) механизм изнашивания существенно изменяется. Твердая диффузионная подложка предотвращает ранний пролом покрытия, и изнашивание в течение длительного времени происходит преимущественно внутри самого гальванического слоя. При этом с увеличением толщины покрытия возрастает роль усталостного изнашивания, связанного, вероятно, с накоплением внутренних напряжений и последующим растрескиванием, а также отслаиванием покрытия.

Результаты трибологических испытаний комбинаций методов упрочнения и отдельных методов упрочнения при различной длительности трения представлены в табл. 2.

Для объяснения наблюдаемых различий в износостойкости комбинированных покрытий были проведены измерения микротвердости исходных подложек и гальванических покрытий (табл. 3).

Полученные данные позволяют объяснить различия в поведении покрытий с позиций механики контактного взаимодействия. На необработанных сталях 20 и 45 (микротвердость 217...228 HV)

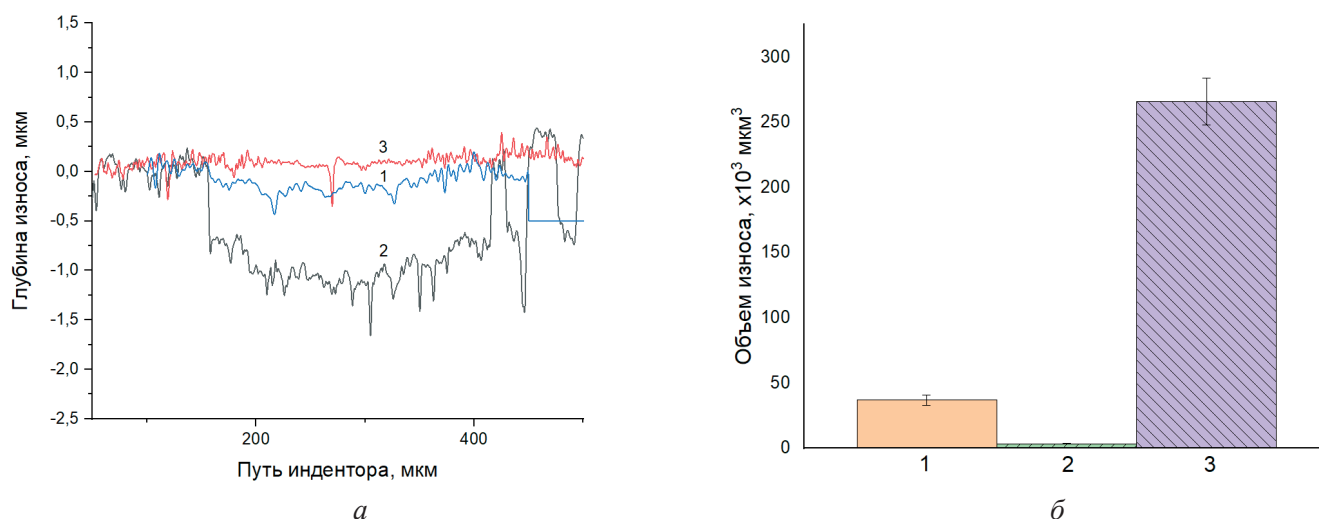


Рис. 11. Результаты трибологических испытаний покрытий Cr и Co-W толщиной 1 мкм, осажденных на подложку из цементованной (с последующей закалкой) стали 20 в сравнении подложкой без покрытий: а – примеры профилограмм дорожек трения (один из серии образцов); б – величины объемного износа; 1 – сталь 20 после цементации без гальванического покрытия; 2 – гальваническое покрытие Co-W, нанесенное на сталь 20 после цементации; 3 – гальваническое покрытие хрома, нанесенное на сталь 20 после цементации

Fig. 11. Results of tribological tests of 1 μ m thick Cr and Co-W coatings deposited on a carburized (followed by quenching) 0.2% C steel substrate in comparison with the uncoated substrate:

а – examples of friction track profilograms (one representative sample from the series); б – volumetric wear values; 1 – 0.2% C steel after carburizing without a galvanic coating; 2 – Co-W galvanic coating deposited on carburized 0.2% C steel; 3 – chromium galvanic coating deposited on carburized 0.2% C steel

Таблица 2

Table 2

**Результаты трибологических испытаний комбинаций способов упрочнения подложки
и гальванических покрытий**

Tribological test results of combinations of substrate hardening methods and galvanic coatings

Подложка / Substrate	Покрытие / Coating	Длительность трения, сутки / Friction duration (days)		
		1	2	3
		Средний объем износа, $\times 10^3$ мкм ³ / Mean wear volume ($\times 10^3$ μm^3)		
–	Co-W (10 мкм) / Co-W (10 μm)	335	426	430
–	Cr (10 мкм) / Cr (10 μm)	48	74	63
Сталь 45 (закалка ЭПО) / 0.45% C steel (EPT quenching)	Без покрытия / Uncoated	156	205	467
Сталь 45 (закалка ЭПО) / 0.45% C steel (EPT quenching)	Co-W (1 мкм) / Co-W (1 μm)	804	1025	0
Сталь 45 (закалка ЭПО) / 0.45% C steel (EPT quenching)	Cr (1 мкм) / Cr (1 μm)	129	232	0
Сталь 20 (необработанная) / 0.2% C steel (untreated)	Без покрытия / Uncoated	12 578	17 495	23 020
Сталь 20 (необработанная) / 0.2% C steel (untreated)	Co-W (1 мкм) / Co-W (1 μm)	6334	8127	0
Сталь 20 (цементация) / 0.2% C steel (carburized)	Без покрытия / Uncoated	–	37	44
Сталь 20 (цементация) / 0.2% C steel (carburized)	Co-W (1 мкм) / Co-W (1 μm)	–	266	271
Сталь 20 (цементация) / 0.2% C steel (carburized)	Cr (1 мкм) / Cr (1 μm)	1	3,5	8

Таблица 3

Table 3

**Результаты измерения микротвердости всех материалов подложек и гальванических
покрытий**

Microhardness measurement results of substrate materials and galvanic coatings

Материал / Material	Нагрузка, г / Load (g)	
	20	
	Микротвердость, HV / Microhardness (HV)	Погрешность / Error
Сталь 20 (необработанная) / 0.2% C steel (untreated)	20	228
Сталь 45 (необработанная) / 0.45% C steel (untreated)	20	217
Сталь 45 (закалка ЭПО) / 0.45% C steel (EPT quenching)	20	1178
Сталь 20 (цементация) / 0.2% C steel (carburized)	20	1245
Co-W	20	850
Cr	20	952



реализуется схема «жесткое покрытие на мягкой подложке». В этом случае тонкое гальваническое покрытие (Cr или Co-W) не получает достаточной опоры от подложки, подвергается значительным изгибающим напряжениям и легко разрушается. Разрушенные фрагменты покрытия участвуют в дальнейшем изнашивании по абразивному механизму.

На упрочненных подложках (цементованная сталь 20 и ЭП-закаленная сталь 45, микротвердость 1178...1245 HV) реализуется схема «жесткое покрытие на жесткой подложке». Высокая твердость диффузионного слоя обеспечивает необходимую несущую способность, предотвращая значительную деформацию и проламывание гальванического покрытия. В этом случае изнашивание происходит преимущественно в пределах самого покрытия.

Сравнение микротвердости покрытий показывает, что микротвердость хрома (952 HV) несколько выше, чем у сплава Co-W (850 HV). Это наряду с особенностями структуры покрытий может объяснять более высокую износостойкость хромовых покрытий в условиях трения со смазкой.

Выводы

Проведенные исследования показали, что комбинированная обработка, включающая в себя электролитно-плазменное упрочнение подложки с последующим нанесением гальванических покрытий, является эффективным способом повышения износостойкости углеродистых сталей в условиях возвратно-поступательного трения со смазкой. Установлено, что износостойкость комбинированных покрытий зависит как от свойств подложки, так и от толщины и типа гальванического покрытия. Наиболее высокие показатели износостойкости достигаются при оптимальном сочетании метода упрочнения подложки и вида защитного покрытия.

После анализа результатов трибологических испытаний комбинированных покрытий, гальванических покрытий и подложек можно сделать следующие выводы.

1. Электролитно-плазменная обработка без нанесения гальванических покрытий существенно повышает износостойкость сталей 20 и 45. После двух суток трения объемный

износ необработанной стали 20 составляет $17\,495 \cdot 10^3$ мкм³, тогда как у цементованной стали 20 – $37 \cdot 10^3$ мкм³ (снижение более чем в 470 раз). Цементованная сталь 20 демонстрирует более высокую износостойкость, чем сталь 45 после ЭП-закалки.

2. Материал подложки оказывает определяющее влияние на износостойкость комбинированных покрытий. На необработанной стали тонкие гальванические покрытия склонны к проламыванию (износ Co-W 1 мкм на необработанной стали 20 после двух суток – $8127 \cdot 10^3$ мкм³). Наилучшие результаты достигнуты на цементованной стали 20: объемный износ системы «цементованная сталь 20 + Cr (1 мкм)» после двух суток составляет $3,5 \cdot 10^3$ мкм³, что более чем в 2300 раз ниже, чем у необработанной стали 20 без покрытия, и более чем в 2300 раз ниже, чем у Co-W (1 мкм) на необработанной подложке.

3. Толщина и тип гальванического покрытия существенно влияют на износостойкость. Увеличение толщины с 1 до 10 мкм приводит к росту износа. После двух суток трения для хромового покрытия износ Cr (1 мкм) на цементованной стали 20 составляет $3,5 \cdot 10^3$ мкм³, тогда как износ Cr (10 мкм) – $74 \cdot 10^3$ мкм³ (увеличение более чем в 20 раз); для покрытия Co-W: износ Co-W (1 мкм) на цементованной стали 20 составляет $266 \cdot 10^3$ мкм³, тогда как износ Co-W (10 мкм) – $426 \cdot 10^3$ мкм³.

4. Наиболее высокая износостойкость достигнута при комбинации стали 20 после электролитно-плазменной цементации с последующей закалкой и тонкого (1 мкм) хромового покрытия. После двух суток трения объемный износ этой системы составляет $3,5 \cdot 10^3$ мкм³, что существенно ниже, чем у аналогичной системы с покрытием Co-W (1 мкм) на той же подложке ($266 \cdot 10^3$ мкм³). Данная комбинация устраняет проблему проламывания покрытия и обеспечивает максимальную износостойкость при сохранении относительно мягкой сердцевинной детали.

Комбинированный способ упрочнения поверхности стали позволяет устранить проблему проламывания гальванического покрытия, а также увеличивает износостойкость гальванического покрытия за счет снижения его толщины.

Комбинирование хромового покрытия на стали 20 после электролитно-плазменной

цементации с последующей закалкой является оптимальным способом для решения задачи создания твердой поверхности детали при сохранении мягкой сердцевины. Наличие гальванического покрытия делает возможным создать более толстый упроченный поверхностный слой, поскольку цементация без гальванических покрытий имеет ограничение по глубине, как и хромовое покрытие – по толщине. За счет этого может достигаться увеличенная толщина упроченного слоя и повышаться износостойкость системы в целом.

Список литературы

1. Справочник технолога-машиностроителя. В 2 т. Т. 2 / под ред. А.М. Дальского, А.Г. Косиловой, Р.К. Мещерякова, А.Г. Суслова. – 5-е изд., испр. – М.: Машиностроение-1, 2003. – 944 с. – ISBN 5-217-03085-2.
2. The investigation of structural, mechanical and tribological properties of plasma nitrocarburized AISI 1020 steel / A. Çelik, M. Karakan, A. Alsaran, I. Efeoglu // *Surface and Coatings Technology*. – 2005. – Vol. 200 (5–6). – P. 1926–1932. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.08.028.
3. Improvement of wear resistance for C45 steel using plasma nitriding, nitrocarburizing and nitriding/manganese phosphating duplex treatment / T.V. Doan, D. Kusmič, M. Pospíchal, D. Dobrocký // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 179. – P. 012017. – DOI: 10.1088/1757-899X/179/1/012017.
4. The influence of carburization parameters on the mechanical behavior of mild steel: a review / M.J. Madu1, O. Adedipe, S.A. Lawal, A.S. Abdulrahman // *Journal of Engineering and Applied Science*. – 2025. – Vol. 72. – P. 193. – DOI: 10.1186/s44147-025-00776-9.
5. Improving the impact wear properties of medium carbon steel by adjusting microstructure under alternating quenching in water and air / F. Zhang, T. Zhang, H. Gou, S. Chen, D. Wu, H. Wei, X. Chong, Z. Li, X. Wu, Q. Shan // *Wear*. – 2023. – Vol. 512–513. – P. 204531. – DOI: 10.1016/j.wear.2022.204531.
6. Okonkwo B.O., Jeong C., Jang C. Advances on Cr and Ni electrodeposition for industrial applications: a review // *Coatings*. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1555. – DOI: 10.3390/coatings12101555.
7. Experimental studies on the effect of chromium plating on the mechanical properties of SAE 4140 steel / M.N. Akhtar, A. Lohchab, D. Singh, R.R. Kumar, P. Gaur, B.K. Yadav // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. – Vol. 72 (4). – P. 2488–2496. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.527.
8. Formation of diffusion layers by anode plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel / S.A. Kusmanov, Yu.V. Kusmanova, A.R. Naumov, P.N. Belkin // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2015. – Vol. 24. – P. 3187–3193. – DOI: 10.1007/s11665-015-1578-y.
9. Belkin P.N., Kusmanov S.A. Plasma electrolytic hardening of steels: Review // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2016. – Vol. 52 (6). – P. 531–546. – DOI: 10.3103/S106837551606003X.
10. Effect of current density on mechanical and tribological properties of wear-resistant Cr coatings / M. Hagarová, G. Baranová, A. Mašlejová, P. Horňák, D. Csík, M. Vojtko, M. Truchlý // *Crystals*. – 2025. – Vol. 15 (11). – P. 936. – DOI: 10.3390/cryst15110936.
11. Beyragh M.R.S., Khameneh Asl Sh., Norouzi S. A comparative research on corrosion behavior of a standard, crack-free and duplex hard chromium coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2010. – Vol. 205 (7). – P. 2032–2037. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.10.009.
12. Almotairi A., Warkentin A., Farhat Z. Mechanical damage of hard chromium coatings on 416 stainless steel // *Engineering Failure Analysis*. – 2016. – Vol. 66. – P. 130–140. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2016.04.011.
13. Kir H., Apay S. Effect of hard chrome plating parameters on the wear resistance of low carbon steel // *Materials Testing*. – 2019. – Vol. 61 (11). – P. 1082–1086. – DOI: 10.3139/120.111423.
14. Effect of current density on the texture, residual stress, microhardness and corrosion resistance of electrodeposited chromium coating / J. Yang, P. Ji, J. Zhang, W. Xu, J. Jiao, Y. Lian, L. Jiang, B. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 471. – P. 129868. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129868.
15. Capel H., Shipway P.H., Harris S.J. Sliding wear behaviour of electrodeposited cobalt–tungsten and cobalt–tungsten–iron alloys // *Wear*. – 2003. – Vol. 255 (7–12). – P. 917–923. – DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00241-2.
16. European Parliament and Council of the European Union. Regulation (EC) No 1907/2006 concerning the Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction of Chemicals (REACH) // *Official Journal of the European Union*. – 2006. – L 396. – P. 1–849. – URL: <https://eur-lex.europa.eu/legal-content/EN/TXT/?uri=CELEX:32006R1907> (accessed: 19.08.2026).
17. McCarty E. Anti-wear improvement of stamping die materials through duplex chroming // *Great Designs in Steel (GDIS) 2018*. – Southfield, MI: Auto/Steel Partnership, 2018. – 26 p. – URL: <https://www.steel.org/wp-content/uploads/2023/01/Track-3-McCarty.pdf> (accessed: 07.04.2026).

18. Possibilities of using the duplex system plasma nitriding + CrN coating as a replacement for hard chrome plating / D. Dobrocky, P. Pokorny, Z. Studeny, I. Barenyi, V. Hruby // *Coatings*. – 2022. – Vol. 12 (12). – P. 1953. – DOI: 10.3390/coatings12121953.

19. Microstructure of electroplated hard chromium coatings after plasma nitrocarburizing / L. Wanga, D.S. Kim, K.S. Nam, M. Kim, S.C. Kwon // *Surface and Coatings Technology*. – 2005. – Vol. 190 (2–3). – P. 151–154. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.08.213.

20. A review of wear-resistant coatings for steel substrates / Y. Wang, C. Feng, T. Lin, R. Zhu, J. Zhang, H. Yang, S. Yi, J. He, M. Tu, G. Wei // *Metals*. – 2025. – Vol. 15 (11). – P. 1231. – DOI: 10.3390/met15111231.

21. Белкин П.Н., Кусманов С.А. Электролитно-плазменная цементация металлов и сплавов // *Электронная обработка материалов*. – 2020. – Т. 56, № 5. – С. 40–74. – DOI: 10.5281/zenodo.4045823.

22. Wear and corrosion studies of duplex surface-treated AISI-304 steel by a combination of cathodic cage plasma nitriding and PVD-TiN coating / M. Naeem, S. Awan, M. Shafiq, H.A. Raza, J. Iqbal, J.C. Díaz-Guillén, R.R.M. Sousa, M. Jelani, M. Abrar // *Ceramics International*. – 2022. – Vol. 48 (15). – P. 21473–21482. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.04.115.

23. Sliding wear behavior of duplex coatings with different plasma nitride layers and a Cr-Al-Ti-B-N coating / T. Weinhold, A. Dalke, A. Schramm, H. Biermann // *Engineering Reports*. – 2022. – Vol. 4. – P. e12377. – DOI: 10.1002/eng2.12377.

24. Effect of carburizing and nitriding duplex treatment on the friction and wear properties of 20CrNi2Mo steel / J. Chen, S. Li, Y. Liang, X. Tian, J. Gu // *Materials Research Express*. – 2023. – Vol. 10 (3). – P. 036507. – DOI: 10.1088/2053-1591/accc00f.

25. Повышение износостойкости поверхности стали 20 электролитно-плазменным упрочнением и электроосаждением упрочняющих Co–W покрытий / С.А. Силкин, С.А. Кусманов, А.С. Перков, О.Л. Алтухова // *Известия ТулГУ. Технические науки*. – 2023. – № 11. – С. 416–420. – DOI: 10.24412/2071-6168-2023-11-416-417.

26. Солодкова Л.Н., Кудрявцев В.Н. Электролитическое хромирование. – Москва: Глобус, 2007. – 191 с. – (Приложение к журналу «Гальванотехника и обработка поверхности»). – ISBN 5-8155-0209-X.

27. Белевский С.С., Цынцару Н.И., Дикусар А.И. Электроосаждение нанокристаллических Co–W покрытий из цитратных электролитов в контролируемых гидродинамических условиях. II. Скорость электроосаждения и состав покрытий // *Электронная обработка материалов*. – 2010. – № 2 (262). – С. 9–18. – EDNЖ QYXLMD.

28. Modern trends in tungsten alloys electrodeposition with iron group metals / N. Tsyntsar, H. Cesiulis, M. Donten, J. Sort, E. Pellicer, E.J. Podlaha-Murphy // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2012. – Vol. 48 (6). – P. 491–520. – DOI: 10.3103/S1068375512060038.

29. Friction and sliding wear behaviour of electrodeposited cobalt and cobalt–tungsten alloy coatings used as overlays for copper conductors / D.P. Weston, P.H. Shipway, S.J. Harris, M.K. Cheng // *Wear*. – 2009. – Vol. 267 (5–8). – P. 934–943. – DOI: 10.1016/j.wear.2009.01.006.

30. Crack density and tribological performance of hard-chrome coatings / B. Podgornik, O. Massler, F. Kafexhiu, M. Sedlacek // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 121. – P. 333–340. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.055.

31. A comparison of microstructural, mechanical and tribological properties of WC-10Co4Cr – HVOF coating and hard chrome to use in hydraulic cylinders / R. de Medeiros Castro, A. da Silva Rocha, E.I. Mercado Curi, F. Peruch // *American Journal of Materials Science*. – 2018. – Vol. 8 (1). – P. 15–26. – DOI: 10.5923/j.materials.20180801.03.

32. The impact of surface cracks and surface roughness in the performance of hard chromium coatings in cold rolling applications / Z. Ranjbar-Nouri, D. Matthews, H. Bolt, M. de Rooij // *Applied Surface Science Advances*. – 2025. – Vol. 27. – P. 100788. – DOI: 10.1016/j.apsadv.2025.100788.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Comparative assessment of wear resistance of combined coatings on carbon steels produced by electrolytic-plasma treatment followed by Cr or Co–W electrodeposition

Alexander Perkov^{1, a, *}, Sergey Silkin^{1, b}, Sergey Kusmanov^{2, c}, Ivan Tambovskiy^{2, d}

¹ Kostroma State University, 17 Dzerzhinskogo St., Kostroma, 156005, Russian Federation

² Moscow State Technological University “STANKIN”, 1 Vadkovsky Lane, Moscow, 127055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-5265-5186>, sachaperkow@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-3915-642X>, longamin@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-7156-102X>, sakusmanov@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-7633-6059>, ivan.vt@itambovskiy.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 09 May 2026

Revised: 25 May 2026

Accepted: 29 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Electrolytic-plasma carburizing

Galvanic coatings

Chromium coating

Co–W coating

Combined treatment

Lubricated friction

Wear resistance

Carbon steel

Surface hardening

Reciprocating sliding

ABSTRACT

Introduction. 0.2% C and 0.45% C carbon structural steels exhibit insufficient wear resistance under reciprocating sliding in lubricated conditions, which limits the service life of machine components. This study investigates the wear resistance of a combined surface treatment involving electrolytic-plasma hardening (quenching or carburizing followed by quenching) followed by the deposition of chromium and Co–W galvanic coatings of different thicknesses. **Materials and methods.** Samples were subjected to electrolytic-plasma carburizing at 850 °C for 3 min or quenching at 900 °C in aqueous electrolytes. Subsequently, Cr and Co–W coatings with thicknesses of 1 and 10 µm were deposited on the prepared surfaces. Wear resistance was evaluated using a reciprocating sliding test with a bearing steel ball (0.1% C–15% Cr) under a load of 10 N in mineral oil for 1–3 days, with wear volume measured by profilometry. **Results and discussion.** It was found that the combined treatment significantly improved wear resistance compared to the individual hardening methods. On untreated steel, thin galvanic coatings were prone to breakthrough, resulting in low wear resistance of the system. Electrolytic-plasma quenching of 0.45% C steel improved the performance compared to the untreated condition; however, the best results were achieved on carburized steel 20. Increasing the coating thickness from 1 to 10 µm led to a decrease in wear resistance. The highest wear resistance was demonstrated by the system consisting of 0.2% C steel after electrolytic-plasma carburizing followed by quenching and a thin (1 µm) chromium coating. The obtained results can be used in the development of effective surface hardening technologies for components operating under lubricated sliding conditions (shafts, guides, hydraulic cylinder elements), while maintaining a relatively soft core.

Funding

This research was funded by the Russian Science Foundation (grant No. 22-29-20231) to Kostroma State University.

For citation: Perkov A.S., Silkin S.A., Kusmanov S.A., Tambovskiy I.V. Comparative assessment of wear resistance of combined coatings on carbon steels produced by electrolytic-plasma treatment followed by Cr or Co–W electrodeposition. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 129–146. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-129-146. (In Russian).

References

1. Dal'skii A.M., Kosilova A.G., Meshcheryakov R.K., Suslov A.G., eds. *Spravochnik tekhnologamashinostroytelya*. V 2 t. T. 2 [Handbook of the mechanical engineering technologist. In 2 vol. Vol. 2]. 5th ed., corrected. Moscow, Mashinostroyeniye-1 Publ., 2003. 944 p. ISBN 5-217-03085-2.
2. Çelik A., Karakan M., Alsaran A., Efeoglu I. The investigation of structural, mechanical and tribological properties of plasma nitrocarburized AISI 1020 steel. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 200 (5–6), pp. 1926–1932. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2005.08.028.

* Corresponding author

Perkov Alexander S., Post-graduate Student
Kostroma State University,

17 Dzerzhinskogo St.,

156005, Kostroma, Russian Federation

Tel.: +7 910 808-41-87, e-mail: sachaperkow@gmail.com

3. Doan T.V., Kusmič D., Pospíchal M., Dobrocký D. Improvement of wear resistance for C45 steel using plasma nitriding, nitrocarburizing and nitriding/manganese phosphating duplex treatment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 179, p. 012017. DOI: 10.1088/1757-899X/179/1/012017.
4. Madu M.J., Adedipe O., Lawal S.A., Abdulrahman A.S. The influence of carburization parameters on the mechanical behavior of mild steel: a review. *Journal of Engineering and Applied Science*, 2025, vol. 72, p. 193. DOI: 10.1186/s44147-025-00776-9.
5. Zhang F., Zhang T., Gou H., Chen S., Wu D., Wei H., Chong X., Li Z., Wu X., Shan Q. Improving the impact wear properties of medium carbon steel by adjusting microstructure under alternating quenching in water and air. *Wear*, 2023, vol. 512–513, p. 204531. DOI: 10.1016/j.wear.2022.204531.
6. Okonkwo B.O., Jeong C., Jang C. Advances on Cr and Ni electrodeposition for industrial applications: a review. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1555. DOI: 10.3390/coatings12101555.
7. Akhtar M.N., Lohchab A., Singh D., Kumar R.R., Gaur P., Yadav B.K. Experimental studies on the effect of chromium plating on the mechanical properties of SAE 4140 steel. *Materials Today: Proceedings*, 2023, vol. 72 (4), pp. 2488–2496. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.527.
8. Kusmanov S.A., Kusmanova Yu.V., Naumov A.R., Belkin P.N. Formation of diffusion layers by anode plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, vol. 24, pp. 3187–3193. DOI: 10.1007/s11665-015-1578-y.
9. Belkin P.N., Kusmanov S.A. Plasma electrolytic hardening of steels: Review. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2016, vol. 52 (6), pp. 531–546. DOI: 10.3103/S106837551606003X.
10. Hagarová M., Baranová G., Mašlejová A., Horňák P., Csík D., Vojtko M., Truchlý M. Effect of current density on mechanical and tribological properties of wear-resistant Cr coatings. *Crystals*, 2025, vol. 15 (11), p. 936. DOI: 10.3390/cryst15110936.
11. Beyragh M.R.S., Khameneh Asl Sh., Norouzi S. A comparative research on corrosion behavior of a standard, crack-free and duplex hard chromium coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 205 (7), pp. 2032–2037. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.10.009.
12. Almotairi A., Warkentin A., Farhat Z. Mechanical damage of hard chromium coatings on 416 stainless steel. *Engineering Failure Analysis*, 2016, vol. 66, pp. 130–140. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2016.04.011.
13. Kir H., Apay S. Effect of hard chrome plating parameters on the wear resistance of low carbon steel. *Materials Testing*, 2019, vol. 61 (11), pp. 1082–1086. DOI: 10.3139/120.111423.
14. Yang J., Ji P., Zhang J., Xu W., Jiao J., Lian Y., Jiang L., Zhang B. Effect of current density on the texture, residual stress, microhardness and corrosion resistance of electrodeposited chromium coating. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 471, p. 129868. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129868.
15. Capel H., Shipway P.H., Harris S.J. Sliding wear behaviour of electrodeposited cobalt–tungsten and cobalt–tungsten–iron alloys. *Wear*, 2003, vol. 255 (7–12), pp. 917–923. DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00241-2.
16. European Parliament and Council of the European Union. Regulation (EC) No 1907/2006 concerning the Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction of Chemicals (REACH). *Official Journal of the European Union*, 2006, L 396, pp. 1–849. Available at: <https://eur-lex.europa.eu/legal-content/EN/TXT/?uri=CELEX:32006R1907> (accessed 19.08.2026).
17. McCarty E. Anti-wear improvement of stamping die materials through duplex chroming. *Great Designs in Steel (GDIS) 2018*. Southfield, MI, Auto/Steel Partnership, 2018. 26 p. Available at: <https://www.steel.org/wp-content/uploads/2023/01/Track-3-McCarty.pdf> (accessed 07.04.2026).
18. Dobrocký D., Pokorný P., Studeny Z., Barený I., Hruby V. Possibilities of using the duplex system plasma nitriding + CrN coating as a replacement for hard chrome plating. *Coatings*, 2022, vol. 12 (12), p. 1953. DOI: 10.3390/coatings12121953.
19. Wang L., Kim D.S., Nam K.S., Kim M., Kwon S.C. Microstructure of electroplated hard chromium coatings after plasma nitrocarburizing. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 190 (2–3), pp. 151–154. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.08.213.
20. Wang Y., Feng C., Lin T., Zhu R., Zhang J., Yang H., Yi S., He J., Tu M., Wei G. A review of wear-resistant coatings for steel substrates: applications and challenges. *Metals*, 2025, vol. 15 (11), p. 1231. DOI: 10.3390/met15111231.
21. Belkin P.N., Kusmanov S.A. Elektrolitno-plazmennaya tsementatsiya metallov i splavov [Electrolytic-plasma carburizing of metals and alloys]. *Elektronnaya obrabotka materialov = Electronic Processing of Materials*, 2020, vol. 56, no. 5, pp. 40–74. DOI: 10.5281/zenodo.4045823. (In Russian).
22. Naeem M., Awan S., Shafiq M., Raza H.A., Iqbal J., Díaz-Guillén J.C., Sousa R.R.M., Jelani M., Abrar M. Wear and corrosion studies of duplex surface-treated AISI-304 steel by a combination of cathodic cage plasma

nitriding and PVD-TiN coating. *Ceramics International*, 2022, vol. 48 (15), pp. 21473–21482. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.04.115.

23. Weinhold T., Dalke A., Schramm A., Biermann H. Sliding wear behavior of duplex coatings with different plasma nitride layers and a Cr-Al-Ti-B-N coating. *Engineering Reports*, 2022, vol. 4, p. e12377. DOI: 10.1002/eng2.12377.

24. Chen J., Li S., Liang Y., Tian X., Gu J. Effect of carburizing and nitriding duplex treatment on the friction and wear properties of 20CrNi2Mo steel. *Materials Research Express*, 2023, vol. 10 (3), p. 036507. DOI: 10.1088/2053-1591/acc00f.

25. Silkin S.A., Kusmanov S.A., Perkov A.S., Altukhova O.L. Povyshenie iznosostoikosti poverkhnosti stali 20 elektrolitno-plazmennym uprochneniem i elektroosazhdeniem uprochnyayushchikh Co–W pokrytii [Increasing the wear resistance of the surface of steel 20 by electrolytic-plasma hardening and electrodeposition of hardening Co–W coatings]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki = News of the Tula state university. Technical sciences*, 2023, no. 11, pp. 416–420. DOI: 10.24412/2071-6168-2023-11-416-417.

26. Solodkova L.N., Kudryavtsev V.N. *Elektroliticheskoe khromirovanie* [Electrolytic chromium plating]. Moscow, Globus Publ., 2007. 191 p.

27. Belevskii S.S., Tsyntaru N.I., Dikusar A.I. Electrodeposition of nanocrystalline Co-W coatings from citrate electrolytes under conditions of controlled hydrodynamic: II. The electrodeposition rate and composition of the coatings. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2010, vol. 46, no. 2, pp. 91–99. DOI: 10.3103/S106837551002002X. Translated from *Elektronnaya obrabotka materialov*, 2010, no. 2 (262), pp. 9–18.

28. Tsyntaru N., Cesiulis H., Donten M., Sort J., Pellicer E., Podlaha-Murphy E.J. Modern trends in tungsten alloys electrodeposition with iron group metals. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2012, vol. 48 (6), pp. 491–520. DOI: 10.3103/S1068375512060038.

29. Weston D.P., Shipway P.H., Harris S.J., Cheng M.K. Friction and sliding wear behaviour of electrodeposited cobalt and cobalt–tungsten alloy coatings used as overlays for copper conductors. *Wear*, 2009, vol. 267 (5–8), pp. 934–943. DOI: 10.1016/j.wear.2009.01.006.

30. Podgornik B., Massler O., Kafexhiu F., Sedlaček M. Crack density and tribological performance of hard-chrome coatings. *Tribology International*, 2018, vol. 121, pp. 333–340. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.055.

31. Medeiros Castro R. de M., da Silva Rocha A., Mercado Curi E.I., Peruch F. A comparison of microstructural, mechanical and tribological properties of WC-10Co4Cr – HVOF coating and hard chrome to use in hydraulic cylinders. *American Journal of Materials Science*, 2018, vol. 8 (1), pp. 15–26. DOI: 10.5923/j.materials.20180801.03.

32. Ranjbar-Nouri Z., Matthews D., Bolt H., de Rooij M. The impact of surface cracks and surface roughness in the performance of hard chromium coatings in cold rolling applications. *Applied Surface Science Advances*, 2025, vol. 27, p. 100788. DOI: 10.1016/j.apsadv.2025.100788.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Зависимость изнашиваемости инструментов от эволюционных изменений параметров динамической системы резания

Валерия Гвинджилия^{a, *}, Вилор Заковоротный^b

Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, г. Ростов-на-Дону, 344000, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  vvgvindjiliya@donstu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  vzakovorotny@dstu.edu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.06

История статьи:

Поступила: 01 августа 2025

Рецензирование: 02 сентября 2025

Принята к печати: 27 июня 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Эволюционные преобразования

Динамическая система резания

Износ инструмента

Необратимые преобразования энергии

Финансирование

Работа выполняется при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZNE-2025-0008).

АННОТАЦИЯ

Введение. Фундаментальным свойством динамической системы резания (ДСР) является ее эволюционное изменение, обусловленное необратимыми преобразованиями энергии в зоне обработки. В них развитие износа инструмента выступает в качестве одного из факторов, влияющих на эволюцию и одновременно зависящих от состояния ДСР. Следовательно, изнашивание зависит от параметров ДСР, и развитие износа изменяет параметры формируемой резанием динамической связи. В этой взаимосвязанной и, следовательно, самоорганизующейся системе интенсивность изнашивания становится зависящей от исходных параметров ДСР, а траектория износа становится зависящей от исходных параметров системы. Однако до настоящего времени не выполнено рассмотрение износа как части взаимосвязанной совокупности подсистем. **Предмет.** Рассматривается изнашиваемость инструмента как неотъемлемой части эволюционно изменяющейся ДСР, обладающей свойством взаимовлияния ее координат и износа. В частности, изучаются закономерности изменения траекторий износа от начальных параметров ДСР. **Цель работы** – изучить влияние необратимых преобразований энергии на изнашиваемость инструмента для его согласования с параметрами ДСР. **Метод и методология.** В статье приводятся результаты математического моделирования эволюционного изменения свойств ДСР, обусловленные фазовой траекторией мощности необратимых преобразований энергии по произведенной работе. Рассматривается модель ДСР, в которой износ выражается с помощью уравнения Вольтерры, проблемы параметризации уравнений, результаты цифрового моделирования и практический пример. **Результаты и обсуждения.** Обсуждаются результаты моделирования связи изнашивания с параметрами ДСР, а также с параметрами управления, которыми являются технологические режимы. Приводится пример изменения эволюции износа при точении стали 10ГН2МФА. Доказывается, что эволюционные свойства износа могут обладать высокой чувствительностью к малым вариациям начальных параметров ДСР, возмущений и управляющих параметров. Рассматривается проблема выбора оптимальной траектории скорости резания по совершенной работе сил, а также использование разработанного математического инструментария для создания цифрового двойника обработки.

Для цитирования: Гвинджилия В.Е., Заковоротный В.Л. Зависимость изнашиваемости инструментов от эволюционных изменений параметров динамической системы резания // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 147–166. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-147-166.

Введение

Изучению динамики процесса резания (ДПР) посвящены многочисленные исследования, включающие в себя анализ устойчивости траекторий движения инструмента [1–7]. При этом рассматриваются различные механизмы потери устойчивости: регенеративное самовозбуждение [1, 2], в том числе предложен упрощенный

критерий потери устойчивости [3]; самовозбуждение связывается с запаздыванием вариаций сил, обусловленных изменениями деформаций [4–6]. Показано, что при потере устойчивости за счет введенных в модель нелинейных связей наблюдается формирование притягивающих множеств деформаций типа предельного цикла в случае регенеративного самовозбуждения [7, 8] и хаотических аттракторов [9, 10]. Изучение автоколебаний [11–13] и условий образования хаотических аттракторов [14, 15] выполнено и при потере устойчивости равновесия за счет запаздывания сил по отношению к деформациям. Рассмотрены проблемы формирования ав-

*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, к.т.н., доцент

Донской государственный технический университет,

пл. Гагарина, 1

344000, г. Ростов-на-Дону, Россия

Тел.: +7 918 583-23-33, e-mail: vvgvindjiliya@donstu.ru

токолебаний за счет нелинейной зависимости сил трения в области передней и задней граней инструмента [16–19]. Устойчивость равновесия и рассмотрение притягивающих множеств деформаций рассмотрены не только при точении, но и при фрезеровании [20–23] и сверлении [24, 25]. Подробный анализ исследований ДПР дан в монографии [26].

Необходимо отметить, что практически во всех исследованиях рассматривается автономная динамическая система резания (ДСР) в вариациях относительно равновесия. В последнее десятилетие опубликованы работы, в которых изучаются неавтономные ДСР, возмущенные периодическими воздействиями. Они рассматривают влияние периодических возмущений на формируемую резанием геометрическую топологию поверхности [27–29]. Показано, что ДПР оказывает влияние на формируемую резанием геометрическую топологию и изнашиваемость режущего инструмента [30], причем развитие износа сопровождается изменениями вибраций. Поэтому ДПР рассматривалась и при создании систем виброакустической диагностики износа [31–36]. Анализировались изменения сил [36], вибраций [32–34] и акустических характеристик [35].

Износ является следствием множества физических взаимодействий, сопровождающих обработку [37–40]. В ходе становления знаний об изнашивании сформировалась гипотеза: интенсивность изнашивания связана с необратимыми преобразованиями энергии (НПЭ) в зоне резания [41, 42]. Выполнены многочисленные эксперименты, подтверждающие справедливость этой концепции [43, 44]. Было обнаружено, что по мере увеличения износа имеет место изменение вибрационных характеристик [42], в том числе бифуркации притягивающих множеств деформаций [43]. Наконец, была сформулирована гипотеза о существовании оптимальных по износостойкости инструментов технологических параметров, задаваемых траекториями исполнительных элементов станка (ТИЭС). Им соответствует оптимальная мощность необратимых преобразований энергии в зоне резания, оцениваемая, например, температурой [47–49]. Поэтому предложено выбирать и обеспечивать режимы, при которых температура в зоне резания соответствует оптимальной. Существование режимов, прежде всего скорости резания, при ко-

торых интенсивность изнашивания минимальна, связано с тем, что по мере изменения мощности НПЭ варьируются преобладающие физические механизмы изнашивания [49–54], учитывающие усталостные, фрикционные, адгезионные, диффузионные и трибохимические взаимодействия. Эта концепция положена, например, в основу определения рациональных технологических режимов в фирме Sandvik Coromant [55].

Приведенный анализ показывает, во-первых, что текущее изнашивание инструмента является результатом внутрисистемных взаимодействий инструмента и заготовки, осуществляемых через процесс резания. Эти взаимодействия имеют различную физическую природу, но первичным их источником является работа и мощность НРЭ механической системы. Поэтому в таких взаимодействиях принципиальное значение имеют свойства ДСР. Во-вторых, интенсивность изнашивания зависит от двух конкурирующих процессов – адаптации взаимодействий инструмента к процессу резания и деградации свойств, проявляющихся в развитии износа. Все взаимодействия в ДСР взаимосвязаны и могут играть роль взаимосодействий в направлении цели функционирования обеспечить минимум интенсивности изнашивания. В-третьих, генератором интенсивности изнашивания служит не текущее значение мощности НПЭ, а вся траектория мощности НПЭ механической системы по совершенной работе. Наконец, развитие износа является лишь одним из проявлений эволюционного изменения свойств процесса резания, обусловленного НПЭ в зоне резания. Износ и параметры формируемой резанием динамической связи функционально связаны и вызывают явления самоорганизации и внутренней перестройки свойств ДСР. Однако именно влияние динамики внутрисистемных взаимосвязей с учетом процесса изнашивания на основе учета необратимых преобразований энергии в ДСР практически не исследовано.

В связи с этим в статье ставится *цель* раскрытия взаимозависимости износа и параметров ДСР, эволюция которых зависит от траектории «мощность – работа» необратимых преобразований энергии в зоне резания. Открывается также не изученное направление повышения износостойкости инструментов на основе синергетического согласования эволюционных свойств изнашиваемости и параметров ДСР.

Для достижения цели были поставлены следующие **задачи**:

– разработать математический инструментарий, позволяющий изучать изнашивание инструментов в ДСР как в единой взаимосвязанной системе, эволюция которой обусловлена НПЭ в зоне резания;

– при разработке математической модели необходимо учесть, что интенсивность изнашивания зависит не только от текущей мощности НПЭ, но и от ее предыстории, и на нее влияют все параметры ДСР и технологические режимы;

– создать методику экспериментально-аналитического изучения эволюционных изменений ДСР, в том числе методы параметризации уравнений эволюционной динамики;

– привести пример ее использования при продольном точении стали 10ГН2МФА.

Изложенные в статье материалы характеризуют приложения синергетического метода анализа и синтеза к задачам обработки резанием на металлорежущих станках [56–58].

Методы

Прежде всего остановимся на математическом моделировании эволюционной ДСР, в которой учтем функциональную связанность работы $A(t)$ и мощности $N(t)$ НПЭ с параметрами $\mathbf{p}(\mathbf{w}) = \{p_1(w), p_2(w), \dots, p_n(w)\}$ формируемой процессом резания динамической связи. Тем самым учтем функциональную связанность $A(t)$ и $N(t)$ со свойствами ДСР. В свою очередь, на основе изучения связи износа с параметрами динамической связи учтем изменения свойств системы, в том числе мощности НПЭ с эволюционными изменениями износа. Эволюционные изменения износа представим в виде его зависимости от фазовой траектории «мощность – работа», для этого воспользуемся интегральным оператором Вольтерры второго рода [59]. Положим также, что жесткость заготовки на порядок больше, чем у подсистемы инструмента. Тогда эволюционные свойства ДСР можно раскрыть, если анализировать систему

$$\begin{cases}
 \mathbf{m} \frac{d^2 \mathbf{X}}{dt^2} + \mathbf{h} \frac{d\mathbf{X}}{dt} + \mathbf{c}\mathbf{X} = \mathbf{F}(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}, \mathbf{p}) + \mathbf{f}(t); & (a) \\
 \mathbf{p}(\mathbf{w}) = \{p_1(w), p_2(w), \dots, p_n(w)\}; & (b) \\
 N(t) = F^{(0)}(t)V_{\Sigma}(t); \quad A(t) = \int_0^t N(\xi) d\xi; & (c) \\
 T^{(0)} \frac{dF^{(0)}}{dt} + F^{(0)}(t) = \rho [1 + \mu \exp[\varsigma(V_3 - v_3)]] \left(t_P^{(0)} - X_1 \right) \int_{t-T}^t \{V_2 - v_2(\xi)\} d\xi; & (d) \\
 w(A) = \alpha_1 A + \alpha_2 \int_0^{A(t)} \{ \exp[-\lambda_1(A - \xi)] + \mu_w \exp[\lambda_2(A - \xi)] \} N(\xi) d\xi, & (e)
 \end{cases} \quad (1)$$

где $\mathbf{m}, \mathbf{h}, \mathbf{c}$ – матрицы инерционных, скоростных и упругих коэффициентов подсистемы инструмента соответственно размерностью $\left[\frac{\text{кг} \cdot \text{с}^2}{\text{мм}} \right], \left[\frac{\text{кг} \cdot \text{с}}{\text{мм}} \right], \left[\frac{\text{кг}}{\text{мм}} \right]$; $\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathfrak{R}_X^{(3)}$, $d\mathbf{X} / dt = \mathbf{v} = \{v_1, v_2, v_3\}^T \in \mathfrak{R}_X^{(3)}$ – векторы деформаций инструмента и их скоростей размерностью $[\text{мм}], [\text{мм/с}]$; $\mathbf{F}(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}, \mathbf{p}) = \{F_1, F_2, F_3\}^T \in \mathfrak{R}_X^{(3)}$ – модель сил резания, выраженных через деформации и ТИЭС

$\mathbf{L} = \{L_1, L_2, L_3\}^T \in \mathfrak{R}_L^{(3)}$ и $d\mathbf{L} / dt = \mathbf{V} = \{V_1, V_2, V_3\}^T \in \mathfrak{R}_L^{(3)}$. Размерность сил $\mathbf{F}$ – $[\text{кг}]$, перемещений $\mathbf{L}$ – $[\text{мм}]$ и скоростей $\mathbf{V}$ – $[\text{мм/с}]$. Соответственно $\mathbf{L}$ – траектории исполнительных элементов; $\mathbf{f}(t) = \{f_1, f_2, f_3\}^T \in \mathfrak{R}_X^{(3)}$ – вектор возмущений. Кроме этого силы $\mathbf{F} = F^{(0)} \{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}^T$ можно представить в виде их модуля $F^{(0)}$ и угловых коэффициентов χ_i , удовлетворяющих условиям нормировки.

Система (1) раскрывает следующие механизмы взаимного влияния подсистем. Подсистема (1(a)) раскрывает преобразование сил $\mathbf{F}(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}, \mathbf{p}) + \mathbf{f}(\mathbf{t})$, действующих на инструмент, в деформации $\mathbf{X}$. Если система резания является автономной, то $\mathbf{f}(\mathbf{t}) = 0$. Выражение (1(b)) утверждает, что задана функциональная связь износа w с параметрами p_i математической модели динамической связи. Зависимости (1(c)) раскрывают смысл формирования работы и мощности необратимых преобразований энергии. Если $V_\Sigma = \text{const}$ и $F^{(0)} = \text{const}$, то работа отличается от времени на постоянный коэффициент. Здесь $F^{(0)}$ является суммарной силой, действующей по направлению скорости резания V_Σ , причем скорость резания состоит из скорости ТИЭС и упругих деформаций. Уравнение (1(d)) определяет формируемую процессом резания динамическую связь, т. е. по выражению Г. Хакена [56] раскрывает взаимодействия системы со средой (процессом обработки резанием).

Это уравнение базируется на гипотезе: модуль силы резания пропорционален площади срезаемого слоя. Коэффициент пропорциональности $\rho[1 + \mu \exp[\zeta(V_3 - v_3)]]$ имеет смысл давления стружки на переднюю грань инструмента в $[\text{кг/мм}^2]$. Он зависит от скорости $V_P^{(0)} = (V_3 - v_3)$. При формировании площади

срезаемого слоя $S = (t_P^{(0)} - X_1) \int_{t-T}^t \{V_2 - v_2(\xi)\} d\xi$

учитывается не только зависимость текущего значения глубины резания от деформации $t_P(t) = (t_P^{(0)} - X_1)$, но и изменение подачи

$S_P^{(0)} = \int_{t-T}^t \{V_2 - v_2(\xi)\} d\xi$ в зависимости от ско-

ростей деформаций $v_2(t)$ и $v_3(t)$. Все параметры в выражении (1(d)) зависят от износа. Однако главные из них, влияющие на устойчивость, – это $p_1 = \rho$ и $p_2 = T^{(0)}$.

Наконец, уравнение (1(e)) представляет собой модифицированное интегральное уравнение

Вольтерры второго рода [59], которое раскрывает зависимость износа не от работы сил, а от траектории «мощность – работа». Причем ядра интегральных операторов эволюции учитывают два противоположных эффекта: адаптацию инструмента к процессу резания и процесс его деградации. Параметры этого интегрального уравнения, получаемые в результате их идентификации, имеют следующие размерности: $\lambda_1 \rightarrow [(\text{кгм})^{-1}]$, $\lambda_2 \rightarrow [(\text{кгм})^{-1}]$, $\alpha_1 \rightarrow [(\text{кг})^{-1}]$, $\alpha_2 \rightarrow [\text{с/мм(кг)}^2]$ и $\alpha_3 \rightarrow [\text{с/мм(кг)}^2]$.

Если анализировать систему (1) в целом, то ее необходимо отнести к классу интегро-дифференциальных функционально связанных систем [59]. Функциональная связанность обусловлена взаимозависимостью сил от параметров системы, которые сами изменяются по мере совершения работы. Функциональная связанность вызывает самоорганизацию [58], причем, как это видно из системы (1), самоорганизация зависит как от параметров взаимодействующих подсистем, так и от исходных параметров $\mathbf{p}(\mathbf{w})$ динамической связи. Структурно все координаты изменяются вдоль траектории работы, и они находятся вдали от равновесия, что соответствует условиям динамической перестройки системы [57]. Сложность цифрового моделирования системы (1) заключается прежде всего в вычислении интегрального оператора Вольтерры. Для его вычисления рассмотрим формулу (1(e)) в следующем виде:

$$W(A) = H_1(A) + H_2(A) + H_3(A), \quad (2)$$

где $H_1(A) = \alpha_1 A$;

$$H_2(A) = \alpha_2 \int_0^A \exp[-\lambda_1(A - \xi)] N(\xi) d\xi;$$

$$H_3(A) = \alpha_3 \int_0^A \exp[\lambda_2(A - \xi)] N(\xi) d\xi;$$

$$N(A) = \{N(\Delta A), N(2\Delta A), N(3\Delta A), \dots, N(n\Delta A)\};$$

$A = n\Delta A$; ΔA – дискретное значение работы сил необратимых преобразований энергии механической системы, подводимой к зоне резания; $\alpha_3 = \alpha_2 \mu_w$. Величина приращения ΔA определяется частотой Найквиста. Тогда вычисление каждой составляющей выражения (2) дает нам

$$\begin{cases} H_1(A) = \alpha_1 n \Delta A; \\ H_2(A) = \frac{\alpha_2}{\lambda_1} e^{-\lambda_1 \sum_{i=1}^n i \Delta A} \left\{ N_1 e^{-\lambda_1 (n-1) \Delta A} [1 - e^{-\lambda_1 (\Delta A)}] + N_2 e^{-\lambda_1 (n-2) \Delta A} [1 - e^{-\lambda_1 (\Delta A)}] + \dots \right. \\ \left. + N_{n-1} e^{-\lambda_1 \Delta A} [1 - e^{-\lambda_1 (\Delta A)}] + N_n e^{-\lambda_1 (n-n) \Delta A} [1 - e^{-\lambda_1 (\Delta A)}] \right\}; \\ H_3(A) = \frac{\alpha_3 [\exp(-\lambda_2 \Delta A) - 1]}{\lambda_2}. \end{cases} \quad (3)$$

Полный дискретный аналог выражения (1(е)) берется в основу для моделирования эволюционных изменений динамической системы резания:

$$\begin{aligned} w(A) = & \alpha_1 n \Delta A + \frac{\alpha_2 [1 - \exp(-\lambda_1 \Delta A)]}{\lambda_1} \times \\ & \times \sum_{i=1}^{i=n} N_i \exp[-\lambda_1 (i-1) \Delta A] + \\ & + \frac{\alpha_3 [\exp(-\lambda_2 \Delta A) - 1]}{\lambda_2} \times \\ & \times \sum_{i=1}^{i=n} N_i \exp[-\lambda_2 (i-1) \Delta A], \end{aligned} \quad (4)$$

где N_i – среднее значение мощности в пределах i -го приращения работы.

Как видно, значение интегрального оператора определяется не только проинтегрированной мощностью НПЭ в рассматриваемый момент работы, но и ее предысторией. Влияние предыстории зависит от ядра, которое затухает по экспоненциальному закону для составляющей адаптации и расходится для составляющей деградации. Таким образом, система (1) является структурно неустойчивой. В такой системе, согласно И. Пригожину [57], должны формироваться различные притягивающие множества, названные им диссипативными структурами. В частности, если $N_i = N = \text{const}$, то

$$\begin{aligned} w(A) = & \alpha_1 A + N \times \\ & \times \left\{ \frac{\alpha_2}{\lambda_1} [1 - e^{-\lambda_1 A}] + \frac{\alpha_3}{\lambda_2} [e^{\lambda_2 A} - 1] \right\}. \end{aligned} \quad (5)$$

Как видно, траектория мощности НПЭ «окрашивает» своими свойствами, зависящими от ДСР, эволюцию износа инструмента. Таким образом, эволюция износа согласно модели (1) зависит, во-первых, от параметров взаимодействующих подсистем; во-вторых, она изменя-

ется при варьировании начальных параметров формируемой резанием динамической связи; в-третьих, она изменяется при вариациях управляющих параметров. Управляющими параметрами в системе (1) являются технологические режимы. Приведенные особенности математической модели (1) позволяют наблюдать и прогнозировать изменение свойств ДСР в ходе функционирования. На основе этой модели можно оценивать не только износ, но и траектории формообразующих движений, ответственные за формируемую резанием геометрическую топологию поверхности заготовки. Важно отметить, что каждая эволюционная траектория износа зависит от начальных параметров ДСР и возмущений, т. е. она уникальна (как и динамическая структура конкретного станка).

Для иллюстрации методики анализа эволюционных изменений износа рассмотрим пример продольного точения вала из стали 10ГН2МФА с помощью цифрового моделирования системы (1) с учетом выражения (4). Выбор марки стали определился потребностями предприятия АО «АЭМ-технологии “Атоммаш”», по заданию которого были выполнены исследования. Экспериментальная часть исследований проводилась на стенде, созданном на базе модернизированного станка 1К62 (рис. 1).

Модернизация заключалась в следующем.

1. Вместо асинхронных двигателей ТИЭС установлены регулируемые частотные приводы вращения шпинделя и скоростей продольной и поперечной подачи. Частоты вращения серводвигателей управлялись ЭВМ.

2. Вместо суппорта установлен измерительный комплекс STD201-1 производства фирмы National Instruments (США), который обеспечивал измерение силы резания и интегрального значения температуры (по паспортным данным в частотном диапазоне до 25 кГц) и температуры (рис. 1).

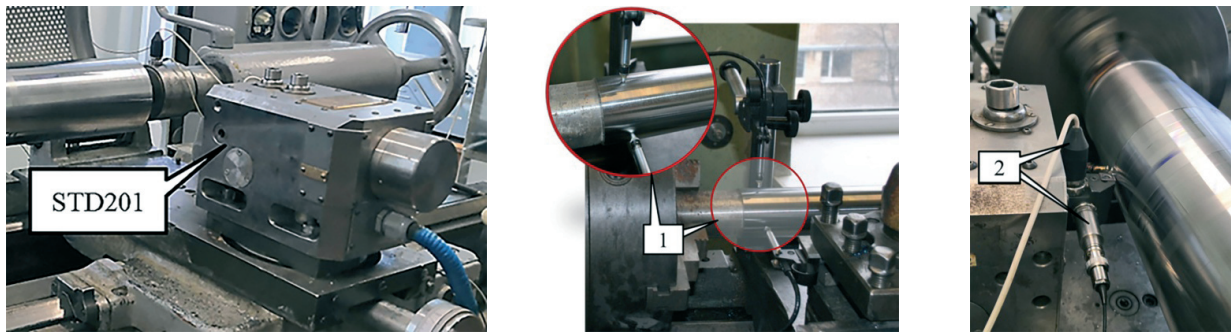


Рис. 1. Экспериментальный стенд для изучения эволюции износа режущего инструмента

Fig. 1. Experimental unit for studying the evolution of cutting tool wear

3. Вибрации измерялись акселерометрами А603С01 с чувствительностью 10,2 мВ/(м/с²) и частотным диапазоном 0,4...15 000 Гц, установленными непосредственно на инструменте (поз. 2 на рис. 1). Использовались также бесконтактные токовихревые датчики зазора между измерительным преобразователем и вращающейся заготовкой, которые ассоциировались с вибрационными последовательностями колебательных смещений (поз. 1 на рис. 1).

Все измерительные устройства через интерфейсный блок фирмы National Instruments (блоки NI-9234, NI-9237, NI-9219) с частотой дискретизации до 100 кГц связаны с ЭВМ. Преобразование ускорений в смещения выполнялось цифровым интегрированием на ЭВМ с удалением тренда, обусловленного неопределенностью начальных значений. На основе измеренных данных также алгоритмически вычислялись значения мощности и работы сил резания. Таким образом, на исследовательском стенде имеется возможность измерения в процессе резания всей информации для оценивания связи износа с основными координатами ДСР, а также для параметризации системы (1). При оценивании износа по задней грани в качестве силы рассматривалось ее относительное значение, приведенное к единице длины контакта режущей кромки с зоной резания.

Использование регулируемых приводов ТИЭС позволяло от ЭВМ задавать ТИЭС по различным алгоритмам, в частности, по алгоритму $N = \text{const}$. Тогда на основе выражения (5) можно идентифицировать параметры α_1 , α_2 , α_3 , λ_1 и λ_2 интегрального оператора (1(e)). В основу идентификации положены две экспериментально полученные аппроксимации: $w(A)$

и $dw(A) / dA = v^{(w)}(A)$. Идентификация выполнялась в два этапа. На первом этапе по кривым $w(A)$ оценивались параметры λ_1 и λ_2 . Причем λ_1 оценивался при $A \in (0, A^{(\min)})$. Здесь $A^{(\min)}$ – значение работы, при которой $v^{(w)}(A) = \min$. Это значение легко определяется по кривой $v^{(w)}(A) = \partial w(A) / \partial A$. Параметр λ_2 оценивался при $A \in (A^{(\min)}, A^{(\max)})$. Здесь $A^{(\max)}$ – работа, при которой износ достигает критического значения. В наших исследованиях $w(A^{(\max)}) = 0,8$ мм. На втором этапе оценивались параметры α_1 , α_2 , α_3 из уравнения

$$\alpha A = v, \quad (6)$$

где $\{v^{(w)}(0), v^{(w)}(A^{(\min)}), v^{(w)}(A^{(\max)})\}$ – вычисленные на основе экспериментов значения; $\alpha = \{\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3\}^T$ – вектор оцениваемых параметров;

$$A = \begin{bmatrix} 1 & N & N \\ 1 & N \exp(-\lambda_1 A^{(\min)}) & N \exp(\lambda_2 A^{(\min)}) \\ 1 & N \exp(-\lambda_1 A^{(\max)}) & N \exp(\lambda_2 A^{(\max)}) \end{bmatrix}.$$

Методика идентификации параметров подсистемы инструмента и формируемой резанием динамической связи подробно описана в нашей монографии [60, стр. 52–63]. Выполненные исследования по идентификации параметров ДСР, а также параметров и ядер интегрального оператора (1(e)), позволили выявить следующие их особенности.

1. Матрицы **m**, **h**, **c** при обработке на конкретном станке остаются неизменными.

2. На свойства формируемой резанием динамической связи основное влияние оказывают два параметра. Параметр $p_1 = \rho$ зависит от предельного состояния материала в зоне резания, которое при заданной геометрии и скорости резания практически постоянно [38]. Его зависимость от скорости резания моделируется выражением $\rho[1 + \mu \exp[\zeta(V_3 - v_3)]]$. Износ инструмента, изменяющий геометрию инструмента и увеличивающий объем пластической деформации в зоне резания, вызывает увеличение этого параметра. Второй по значимости параметр $p_2 = T^{(0)}$ принципиально зависит от скорости резания. Это связано с тем, что путь, пройденный инструментом в направлении скорости резания, при переходе от одного состояния равновесия к другому остается неизменным при обработке конкретного материала инструментом неизменной геометрии. Он возрастает при развитии износа. Для рассматриваемых условий обработки зависимость параметров $\rho(w)$ и $T^{(0)}(w)$ от износа w по данным экспериментальных исследований можно представить следующими регрессионными уравнениями:

$$\begin{cases} \rho(w) = \rho(0)[1 + \varepsilon_\rho(w)], \\ T^{(0)}(w) = T^{(0)}(0)[1 + \varepsilon_T(w)], \end{cases} \quad (7)$$

где

$$\varepsilon_\rho(w) = k^{(\rho)}[\exp(\alpha^{(\rho)}w) - 1];$$

$$\varepsilon_T(w) = k^{(T)}[\exp(\alpha^{(T)}w) - 1].$$

В базовой модели параметры для стали 10ГН2МФА равны $k^{(\rho)} = 3,0$, $\alpha^{(\rho)} = 0,8 \text{ мм}^{-1}$, $k^{(T)} = 1,6$, $\alpha^{(T)} = 0,8 \text{ мм}^{-1}$. Таким образом, давление стружки ρ и постоянная времени $T^{(0)}$ стружкообразования имеют тенденцию к увеличению по мере развития износа инструмента.

3. Параметры α_1 , α_2 , α_3 , λ_1 и λ_2 интегрального уравнения (1(е)) остаются постоянными, но эволюционные траектории зависят от параметров ДСР. Поэтому вариации исходных параметров ДСР влияют на все взаимосвязанные эволюционные траектории, в том числе траекторию износа вдоль траектории совершенной при резании работы.

Величина износа оценивалась по высоте прямоугольника, площадь которого равна площади следа на задней грани инструмента от износа. Площадь следа измерялась по сетке на инструментальных микроскопах. На этом же стенде проводились натурные испытания изнашиваемости. В табл. 1–3 приведен пример исходных начальных параметров ДСР и инте-

Таблица 1

Table 1

Параметры подсистемы инструмента
Parameters of the tool subsystem

$h_{1,1}$, кг·с/мм	$h_{2,2}$, кг·с/мм	$h_{3,3}$, кг·с/мм	$h_{1,2} = h_{2,1}$, кг·с/мм	$h_{1,3} = h_{3,1}$, кг·с/мм	$h_{2,3} = h_{3,2}$, кг·с/мм
2,5	1,3	0,85	0,1	0,08	0,08
$c_{1,1}$, кг/мм	$c_{2,2}$, кг/мм	$c_{3,3}$, кг/мм	$c_{1,2} = c_{2,1}$, кг/мм	$c_{1,3} = c_{3,1}$, кг/мм	$c_{2,3} = c_{3,2}$, кг/мм
10 000	4000	2000	2000	500	400

Таблица 2

Table 2

Параметры динамической связи при $w(A) = 0$
Parameters of the dynamic link when $w(A) = 0$

Материал	ρ , кг/мм ²	ζ , с/мм	$T^{(0)}$, с	μ
10ГН2МФА	170,0	0,4	$1,6 \cdot 10^{-3}$	0,4

Идентифицированные параметры интегрального уравнения
Identified parameters of the integral equation

Материал	$\alpha_1, (\text{кг})^{-1}$	$\alpha_2, (\text{с/кг}^2\text{мм})^{-1}$	$\alpha_3, (\text{с/кг}^2\text{мм})^{-1}$	$\lambda_1, (\text{кг} \cdot \text{мм})^{-1}$	$\lambda_2, (\text{кг} \cdot \text{мм})^{-1}$
10ГН2МФА	$0,82 \cdot 10^{-5}$	$0,5 \cdot 10^{-5}$	$0,12 \cdot 10^{-5}$	0,4	0,2

грального уравнения (1(е)) для продольного точения стали 10ГН2МФА на следующих режимах: скорость резания $V_p = 1,2$ м/с, подача $S_p = 0,12$ мм/об, глубина резания $t_p = 1$ мм. Режимы выбраны штатными для предприятия АО «АЭМ-технологии “Атоммаш”». Приведенная масса подсистемы инструмента равна $m = 4 \cdot 10^{-3}$ кг $\cdot$ с²/мм.

Результаты и их обсуждение

Вначале рассмотрим результаты цифрового моделирования эволюции износа. На рис. 2, а и б приведены вычисленные кривые износа во времени для двух начальных значений $\rho(0)$. На рис. 2, в приведены примеры траекторий деформаций инструмента в направлении X_1 .

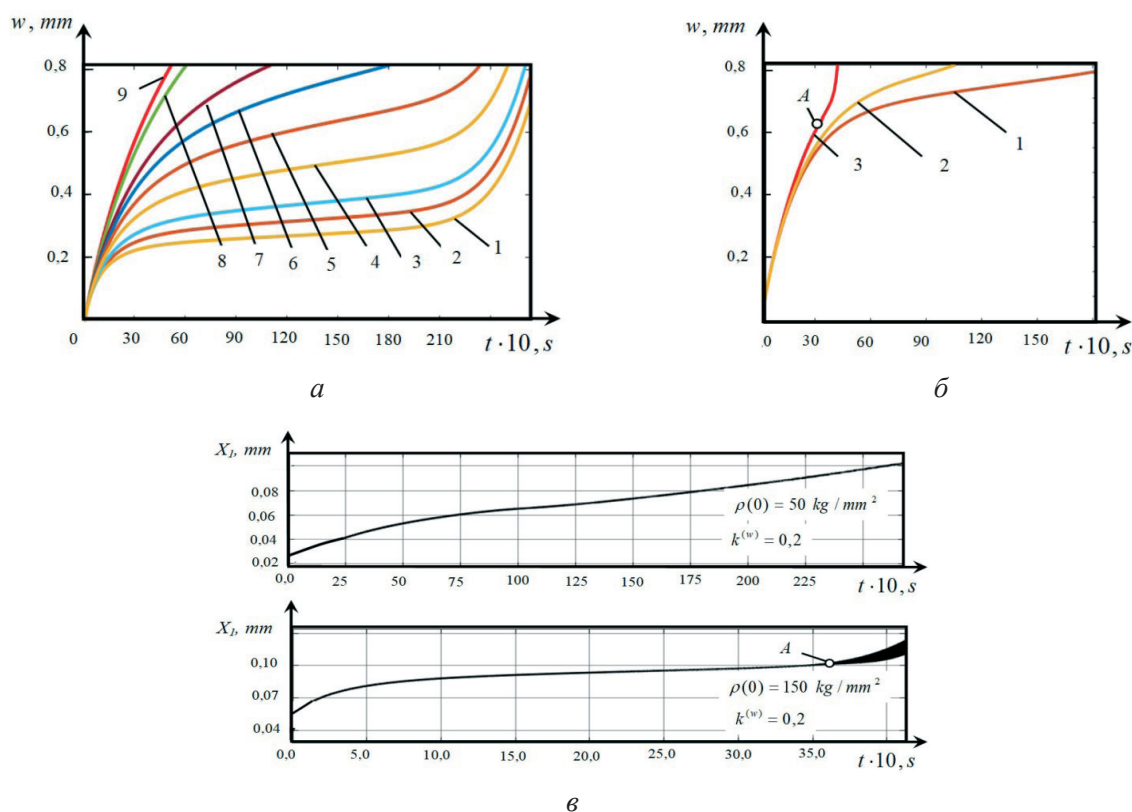


Рис. 2. Диаграммы эволюции износа (а, б) и пример траекторий деформаций (в) при вариациях ρ и $k^{(w)}$:

а – при $\rho(0) = 50 \text{ кг/мм}^2$ (1 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,05$; 2 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,1$; 3 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,2$; 4 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,3$; 5 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,4$; 6 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,5$; 7 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,6$; 8 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,7$; 9 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,8$); б – при $\rho(0) = 150 \text{ кг/мм}^2$ (1 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,05$; 2 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,1$; 3 $\Rightarrow k^{(w)} = 0,2$)

Fig. 2. Diagrams of wear evolution (a, b) and deformation trajectories (c) under variations of ρ and $k^{(w)}$:

а – for $\rho(0) = 50 \text{ kg/mm}^2$ (1 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.05$; 2 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.1$; 3 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.2$; 4 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.3$; 5 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.4$; 6 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.5$; 7 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.6$; 8 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.7$; 9 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.8$); б – for $\rho(0) = 150 \text{ kg/mm}^2$ (1 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.05$; 2 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.1$; 3 $\Rightarrow k^{(w)} = 0.2$)

Диаграммы приведены в функции времени при достижении износа по задней грани 0,8 мм. При вариациях начального значения $\rho(0)$ изменяется вся эволюционная траектория. Причем вдоль траектории $A(t)$ возможны бифуркации притягивающих множеств. На рис. 3 приведены примеры траекторий эволюции при $\rho(0) = \text{var}$ и $k^{(w)} = 0,2$. Точки бифуркаций обозначены: А, В, С, D, Е. Им соответствуют перегибы на кривых эволюции износа. Скорость изнашивания, как видно из приведенных иллюстраций, всегда положительна: $dw/dt > 0$. Если «медленно» смещающееся равновесие устойчиво, то диаграммы развития износа показаны на рис. 3 жирными линиями до точек бифуркаций. После точек бифуркаций, обозначенных А, В, С, D и Е, наблюдается отклонение траекторий эволюции. Точки бифуркаций на диаграмме износа (рис. 3, а) и на временных траекториях (рис. 3, б) совпадают.

Если в процессе вычисления эволюционной траектории в уравнении (1(а)) положить $d^2X/(dt)^2 = 0$ и $dX/dt = 0$, то в ходе эволюции система будет абсолютно устойчивой. Тогда кривые износа продолжают эволюцию, представленную уже пунктиром, т.е. износоустойчивость инструмента будет выше кривых, представленных сплошными линиями. Они учитывают, что в выделенных точках либо теряется устойчивость равновесия упругих деформаций, либо наблюдается преобразование одного притягивающего множества в другое. Например, в точке Е наблюдается преобразование предельного цикла через каскад бифуркаций удвоения периода в хаотический аттрактор. Заметим, что формирование различных притягивающих множеств деформаций в окрестности эволюционной траектории деформаций, как правило, вызывает увеличение интенсивности изнашивания инструмента. Однако известны примеры, когда возбуждение вибраций приводит к снижению интенсивности изнашивания [61]. Тем не менее в этом случае на параметры вибраций накладываются ограничения, выполнение которых возможно далеко не всегда.

Важно отметить, что периодическим деформациям соответствуют почти $\delta(t - t_i)$ -образные силовые импульсы. Если предельный цикл явля-

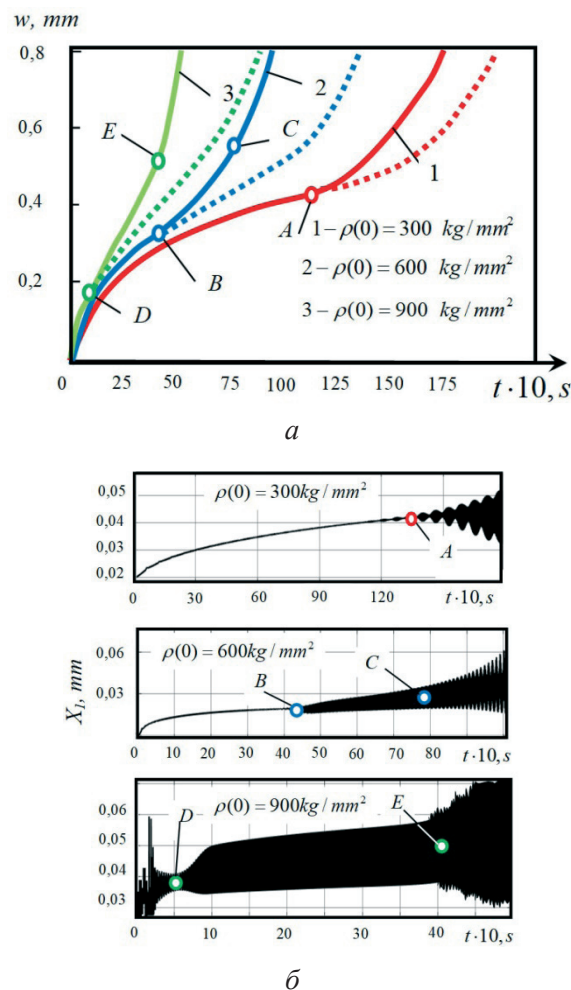


Рис. 3. Эволюция износа (а) и траекторий деформационных смещений (б)

Fig. 3. Evolution of wear (a) and deformation displacement trajectories (b)

ется идеальным, то ему соответствует идеальная импульсная последовательность мощности с циклической частотой $\Omega^{(3)} = (t_{i+1} - t_i)^{-1}$. Ей соответствует

$$\delta(\Omega - \Omega^{(3)}), \quad \Omega \in (0, \infty)\text{-образный}$$

спектр сил. Эффекты экстремальной зависимости скорости изнашивания от времени проявляются не всегда. В зависимости от параметров, прежде всего от матриц $\mathbf{m}$, $\mathbf{h}$, $\mathbf{c}$ и параметров интегрального оператора, имеет место смещение минимума скорости изнашивания.

Чувствительность эволюции к выделяемой в зоне резания энергии может меняться в зависимости от начальных параметров ДСР. Однако главное значение имеют параметры, характеризующие формируемую процессом резания динамическую связь. В связи с этим рассмотрим эволюционные диаграммы при учете одновременной

зависимости параметров ρ и $T^{(0)}$ от износа (рис. 4). На рис. 4, *a* выделены точками А, В, С, D, Е моменты бифуркаций притягивающих множеств деформаций. На траекториях деформаций рис. 4, *б, в, г* точки бифуркаций имеют те же обозначения. Если в случае, приведенном на рис. 4, изменить начальные параметры системы, то эволюционные траектории могут существенно измениться.

Наглядную иллюстрацию эволюционных изменений дают совместные диаграммы эволюции параметров $\rho(0)$ и $T^{(0)}(0)$, а также фигуративной линии в плоскости $\rho(w) - T^{(0)}(w)$ (рис. 5). На иллюстрации пятиконечными звездами отмечены точки, в которых система теряет устойчивость. Расположение фигуративных линий в плоскости варьируемых параметров зависит

как от неизменных параметров взаимодействующих подсистем, так и от эволюционно изменяющихся параметров формируемой процессом резания динамической связи. В частности, во всех случаях при уменьшении добротности колебательных контуров, формируемых взаимодействующими подсистемами, вариации эволюционных траекторий становятся менее чувствительными к изменениям начальных параметров системы. Цифровые эксперименты также показывают, что эволюционные траектории изменяются как при варьировании параметров взаимодействующих подсистем, так и при изменениях технологических режимов, которые в заданной системе играют роль управляющих параметров.

Результаты изучения эволюции при варьировании параметров ДСР показывают, что эво-

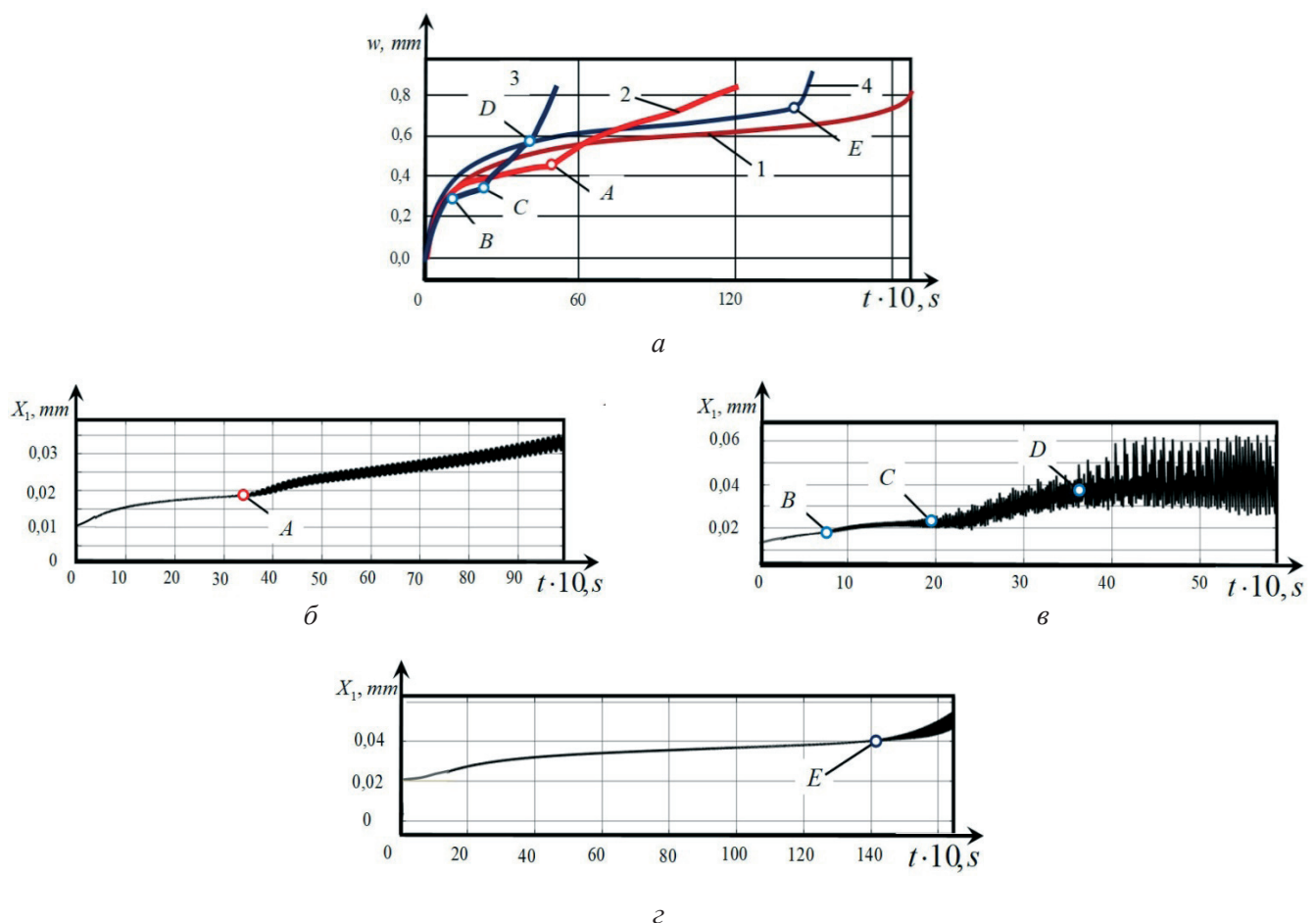


Рис. 4. Эволюция динамической системы резания за счет совместного изменения параметров ρ и $T^{(0)}$: *a* – диаграммы развития износа; *б, в, г* – траектории деформационных смещений в направлении X_1 , соответствующие кривым эволюции износа 2, 3 и 4

Fig. 4. Evolution of the dynamic cutting system due to the coupled variation of parameters ρ and $T^{(0)}$: *a* – wear development diagrams; *б, в, г* – deformation displacement trajectories in the X_1 direction, corresponding to wear evolution curves 2, 3, and 4, respectively

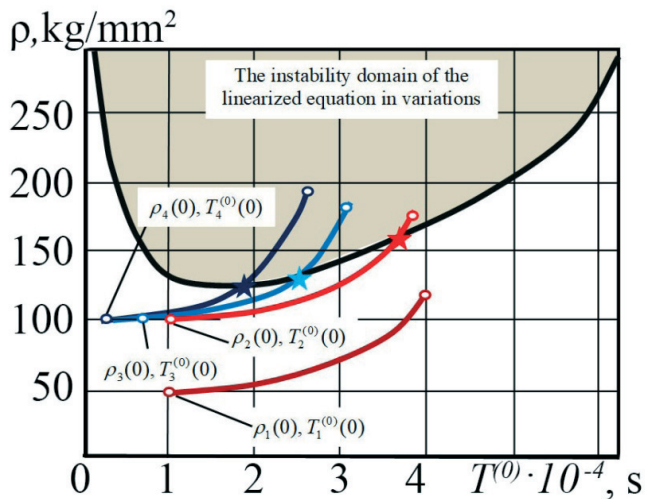


Рис. 5. Наложение эволюционных траекторий параметров системы на область устойчивости в плоскости этих параметров

Fig. 5. Superposition of the evolutionary trajectories of the system parameters onto the stability region in the plane of these parameters

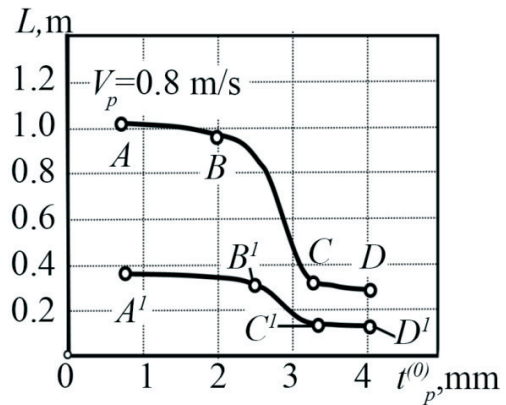
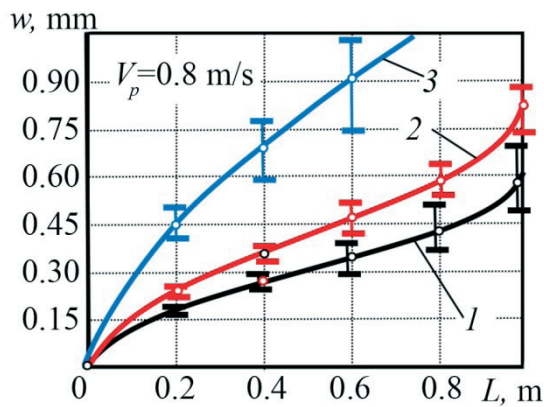
люционные траектории, в том числе изменение износа во времени, могут обладать высокой чувствительностью к вариациям параметров и возмущений, действующих на систему. Мы имеем полную аналогию к рассмотрению проблемы грубости динамических систем, впервые сформулированную еще в 1950-х годах [62]. Необходимо признать, что сейчас в экспериментальных исследованиях изнашиваемости инструментов практически никак не оговариваются свойства чувствительности эволюции к малым вариациям параметров ДСР. Этим, на наш взгляд, объясняются порой принципиальные изменения износостойкости при переносе результатов исследований с одного станка на другой. Кроме того, разработанная методика и математический инструментарий позволяют решить задачу согласования эволюции с параметрами ДСР. Результаты цифрового моделирования также показывают, что интенсивность изнашивания в одной и той же системе изменяется в ходе эволюции. Изменяются и оптимальные по износостойкости режимы, прежде всего скорость резания. Поэтому принятое в инженерной практике понятие оптимальной скорости резания должно быть заменено на понятие оптимальной траектории скорости вдоль работы.

Для оценки адекватности приведенных выше математического инструментария и результатов цифрового моделирования рассмотрим показате-

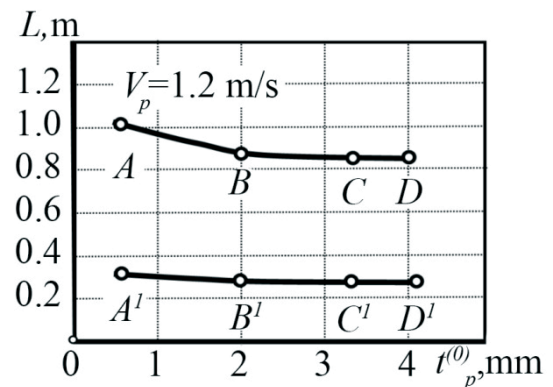
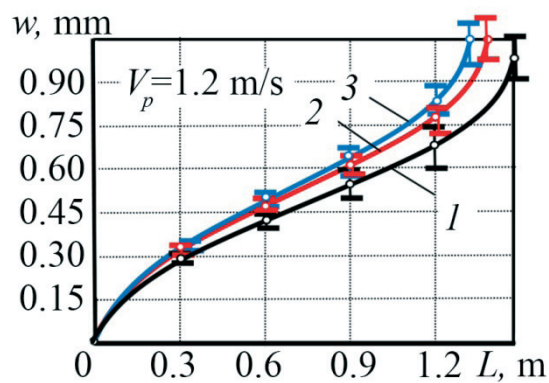
льный пример экспериментального определения эволюции износа при продольном точении вала из стали 10ГН2МФА инструментом, снабженным твёрдосплавными пластинами T15K6. Геометрия инструмента: передний угол $\gamma = 6^\circ$, задний угол $\alpha = 6^\circ$, главный угол в плане $\varphi = 95^\circ$, радиус при вершине пластины $r = 0,5$ мм (рис. 6).

Выше показано, что эволюция зависит от вариаций параметра $\rho(0)$. В экспериментах удобнее рассматривать изменения $t_p^{(0)}$, который наряду с $\rho(0)$ влияет на коэффициент усиления ДСР. Правда, $t_p^{(0)}$ в ходе эволюции остается неизменным, а изменяются лишь параметры динамической связи, начальные значения которых остаются неизменными. Каждой экспериментальной точке на графиках рис. 6 соответствует не менее пяти измерений, круглыми точками показаны математические ожидания, для математических ожиданий также приведены оценки дисперсии. На левых иллюстрациях приведены кривые износа по мере увеличения глубины $t_p^{(0)}$, на правых – графики, раскрывающие зависимость пути резания L при достижении износом своего критического значения.

Обращает на себя внимание прежде всего немонокотонная зависимость изнашивания при возрастании глубины, а также ее зависимость от скорости резания. При скорости резания 0,8 м/с вариации глубины в пределах (0,5...2,5) мм практически не вызывают изменения диаграммы износа, но достаточно небольшого дальнейшего увеличения глубины, чтобы приращение износа при одном и том же приращении работы возросло в несколько раз. Уже этот пример показывает, что на основе согласования глубины резания с параметрами ДСР можно увеличить стойкость инструмента при его предельном значении 0,6 мм почти в три раза. Возрастание глубины при скорости резания 1,2 м/с вызывает незначительное изменение интенсивности изнашивания, но при этом несколько снижается интенсивность изнашивания. Такая же немонотонная зависимость изнашивания наблюдается и при вариациях матриц жесткости инструмента, а также при точении инструментами, имеющими различный вылет из зажимного приспособле-



a



b

Рис. 6. Наложение эволюционных траекторий параметров системы на область устойчивости в плоскости этих параметров

Fig. 6. Superposition of the evolutionary trajectories of the system parameters onto the stability region in the plane of these parameters

ния. Эти данные подтверждают, что параметры формируемой резанием динамической связи, как и матрицы жесткости, диссипации и инерционных коэффициентов подсистем инструмента и заготовки, непосредственно влияют на изнашиваемость.

Напомним, например, в работе [39, стр. 211–219] указано, что вариации глубины резания не влияют на интенсивность изнашивания. В примере на рис. 6 точение с глубиной резания 2,5 мм приводит к потере устойчивости равновесия упругих деформаций, бифуркации их притягивающих множеств по мере совершения работы по сценарию, аналогичному рис. 4, в. Как следствие, даже малое увеличение глубины резания с 2,2 до 2,7 мм приводит к увеличению интенсивности изнашивания почти в три раза. Подчеркнем, что для динамической подсистемы заготовки с другими параметрами матриц жесткости и диссипации ситуация может быть другой. Малые влияния вариаций глубины резания на эво-

люционную траекторию при скорости резания 1,2 м/с связаны также с уменьшением постоянной времени стружкообразования при возрастании скорости. Обратим внимание еще на эффекты, связанные с изменением добротности некоторых колебательных контуров, образуемых совместно взаимодействующими подсистемами с динамической связью, формируемой процессом резания. Как правило, корни характеристического полинома линейризованного уравнения в вариациях относительно равновесия по мере развития износа двигаются в сторону мнимой оси. Тогда добротность колебательного контура, соответствующего этим корням, возрастает, т. е. в колебаниях усиливается силовой шум, всегда сопутствующий обработке [31–35]. При этом, как правило, при потере устойчивости по мере приближении износа инструмента к своему критическому значению в ДСР развивается хаотическая динамика. Все указанные эффекты хорошо заметны при анализе эволюционных траекторий

деформаций при цифровом моделировании системы (см. рис. 3–5).

Разработанная математическая модель и приведенная методика идентификации ее параметров позволяет изучать эволюцию износа режущего инструмента как единой системы, в которую включены все подсистемы, определяющие динамику процесса резания в целом. Приведенные результаты цифрового моделирования показывают, что вдоль траектории работы необратимых преобразований энергии за счет изменения параметров ДСР наблюдаются как медленные изменения свойств системы, так и бифуркации формируемых в окрестности траектории притягивающих множеств деформаций и соответствующих им сил, а следовательно, мощности. В отдельных случаях имеют место бифуркации типа вилки, и тогда после точки бифуркаций наблюдаются ветвления эволюционных траекторий. В таких случаях точное предсказание эволюции износа невозможно.

Зависимость эволюции ДСР от вариаций параметров и возмущений позволяет не только согласовать эволюцию износа с параметрами ДСР, но и обосновать требования к проведению экспериментальных исследований износостойкости. Эти исследования необходимо выполнять на множестве параметров ДСР, удовлетворяющем малой чувствительности эволюции к вариациям этих параметров. Строго говоря, в экспериментах необходимо обеспечивать идентичность динамических свойств экспериментального оборудования, на котором выполняются исследования, и того оборудования, на котором будет выполняться обработка. Разработанный математический инструментарий позволяет на стадии технологической подготовки производства анализировать на ЭВМ различные сценарии изготовления деталей с учетом эволюционных изменений свойств обработки. Полученные математические модели также могут стать основой для создания подсистемы эволюционных изменений процесса резания в виртуальных цифровых двойниках обработки.

Заключение

Предложенный математический инструментарий, методика анализа и параметризации эволюционной ДСР позволил выяснить основные

особенности изменений свойств процесса резания в ходе эволюции, обусловленной необратимыми преобразованиями энергии в зоне обработки. На примере эволюции износа режущего инструмента показано, что на его изнашиваемость оказывают влияние как неизменные параметры ДСР, так и эволюционно изменяющиеся параметры формируемой процессом резания динамической связи. Сама же траектория износа, как правило, обладает высокой чувствительностью к малым вариациям исходных параметров ДСР. В связи с этим одной из важных характеристик процесса обработки является чувствительность эволюции к вариациям начальных параметров ДСР и возмущений. На основе этого сформулировано направление повышения износостойкости инструмента, заключающееся в синергетическом согласовании начальных параметров ДСР с ее эволюционными свойствами.

Принципиальное влияние на изнашиваемость оказывает функциональная связанность сил, мощности, траекторий и параметров формируемой резанием динамической связи, которые образуют единую взаимосвязанную самоорганизующуюся систему резания, где управляющими параметрами являются технологические режимы. Поэтому разработанный математический инструментарий в совокупности с методиками параметризации уравнений эволюционной динамики характеризует виртуальную цифровую модель эволюции. Ее применение перспективно как на стадии программирования траекторий ЧПУ, так и при создании систем оценивания и прогнозирования развития износа инструмента непосредственно в процессе резания с помощью систем динамического мониторинга.

Именно это взаимовлияние и зависящая от него мощность необратимых преобразований энергии приводит к тому, что оптимальные (например, по износостойкости инструмента) условия определяются не замороженными значениями технологических режимов, а их траекториями, изменяющимися вдоль пройденного инструментом пути. Функциональная взаимосвязанность всех траекторий системы резания приводит к взаимной зависимости эволюции износа и траекторий формообразующих движений, ответственных за формируемую процессом резания геометрическую топологию поверхности.

Разработанные методики параметризации и математические модели эволюционной системы проиллюстрированы на примере точения стали 10ГН2МФА. Разработанные методики и созданный математический инструментариум внедрены на предприятии АО «АЭМ-технологии “Атомаш”» при разработке программ для систем ЧПУ.

Список литературы

1. *Hahn R.S.* On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation // Transactions of American Society of Mechanical Engineers. – 1954. – Vol. 76 (4). – P. 593–597. – DOI: 10.1115/1.4014908.
2. *Tobias S.A., Fishwick W.* Theory of regenerative machine tool chatter // The Engineer. – 1958. – Vol. 205 (7). – P. 199–203.
3. *Merrit H.E.* Theory of self-excited machine-tool chatter: Contribution to machine tool chatter research – 1 // Journal of Engineering for Industry. – 1965. – Vol. 87 (4). – P. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.
4. *Кудинов В.А.* Динамика станков. – М.: Машиностроение, 1967. – 359 с.
5. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen* / J. Tlustý, A. Poláček, C. Danek, J. Spacek. – Berlin: Verlag Technik, 1962. – 320 p.
6. *Городецкий Ю.И.* Теория нелинейных колебаний и динамика станков // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Серия: Математическое моделирование и оптимальное управление. – 2001. – № 2. – С. 69–88.
7. *Hanna N.H., Tobias S.A.* A theory of nonlinear regenerative chatter // Journal of Engineering for Industry. – 1974. – Vol. 96 (1). – P. 247–255. – DOI: 10.1115/1.3438305.
8. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays / A.M. Gouskov, S.A. Voronov, H. Paris, S.A. Batzer // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. – 2002. – Vol. 7 (4). – P. 207–221. – DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.
9. *Litak G.* Chaotic vibrations in a regenerative cutting process // Chaos, Solitons & Fractals. – 2002. – Vol. 13 (7). – P. 1531–1535. – DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-x.
10. *Grabec I.* Chaos generated by the cutting process // Physics Letters A. – 1986. – Vol. 117 (8). – P. 384–386.
11. *Tlustý J., Ismail F.* Basic non-linearity in machining chatter // CIRP Annals. – 1981. – Vol. 30 (1). – P. 299–304. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60946-9.
12. *Воронов С.А., Киселев И.А.* Нелинейные задачи динамики процессов резания // Машиностроение и инженерное образование. – 2017. – № 2 (51). – С. 9–23.
13. *Максаров В.В., Васин С.А., Ефимов А.Е.* Динамическая стабилизация процесса растачивания внутренних поверхностей сварных изделий // СТИН. – 2021. – № 7. – С. 6–10.
14. *Zakovorotny V.L.* Bifurcations in the dynamic system of the mechanic processing in metal-cutting tools // WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics. – 2015. – Vol. 10. – P. 102–116.
15. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting / V.L. Zakovorotny, A.D. Lukyanov, A.A. Gubanov, V.V. Hristoforova // Journal of Sound and Vibration. – 2016. – Vol. 368. – P. 174–190. – DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
16. *Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P.* Influence of tool flank forces on complex dynamics of cutting process // International Journal of Bifurcation and Chaos. – 2014. – Vol. 24 (9). – P. 1450115. – DOI: 10.1142/S0218127414501156.
17. *Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P.* Modelling of frictional chatter in metal cutting // International Journal of Mechanical Sciences. – 2014. – Vol. 89. – P. 167–176. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2014.08.020.
18. *Insperger T., Stepan G.* Semi-discretization method for delayed systems // International Journal for Numerical Methods in Engineering. – 2002. – Vol. 55 (5). – P. 503–518. – DOI: 10.1002/nme.505.
19. *Wiercigroch M., Budak E.* Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting // Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1779). – P. 663–693. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0750.
20. *Stepan G., Szalai R., Insperger T.* Nonlinear dynamics of high-speed milling subjected to regenerative effect // Nonlinear dynamics of production systems / ed. by G. Radons, R. Neugebauer. – Weinheim: Wiley, 2004. – P. 111–127. – DOI: 10.1002/3527602585.ch7.
21. *Reith M.J., Bachrathy D., Stepan G.* Improving the stability of multi-cutter turning with detuned dynamics // Machining Science and Technology. – 2016. – Vol. 20 (3). – P. 440–459. – DOI: 10.1080/10910344.2016.1191029.
22. Influence of the ploughing effect on the dynamic behavior of the self-vibratory drilling head / H. Paris, D. Brissaud, A. Gouskov, N. Guibert, J. Rech // CIRP Annals. – 2008. – Vol. 57 (1). – P. 385–388.
23. *Altintas Y., Budak E.* Analytical prediction of stability lobes in milling // CIRP Annals. – 1995. – Vol. 44 (1). – P. 357–362. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62342-7.
24. Influence of the clearance face on the condition of chatter self-excitation during turning / A. Gouskov, M. Gouskov, Ph. Lorong, G. Panovko // International Journal of Machining and Machinability of Materials. –



2017. – Vol. 19 (1). – P. 17–39. – DOI: 10.1504/IJM-MM.2017.081186.

25. Altintas Y., Weck M. Chatter stability of metal cutting and grinding // CIRP Annals. – 2004. – Vol. 53 (2). – P. 619–642. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60032-8.

26. Altintas Y. Manufacturing automation: Metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design. – 2nd ed. – Cambridge: Cambridge University Press, 2012. – 310 p. – ISBN 978-0-521-76289-8.

27. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Influence of speeds of forming movements on the properties of geometric topology of the part in longitudinal turning // Journal of Manufacturing Processes. – 2024. – Vol. 112. – P. 202–213. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.037.

28. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Влияние вибраций на траектории формообразующих движений инструмента при точении // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 42–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-42-58.

29. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Dynamic influence of spindle wobble in a lathe on the workpiece geometry // Russian Engineering Research. – 2018. – Vol. 38 (9). – P. 723–725. – DOI: 10.3103/S1068798X18090307.

30. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Зависимость изнашивания инструмента и параметров качества формируемой резанием поверхности от динамических характеристик // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 31–46. – DOI: 10.17212/19946309201921.43146.

31. Dornfeld D., Pan S. Determination of chip formation states using the method of linear discriminant functions with acoustic. Blowout // Proceedings of the 13th North American Manufacturing Research Conference. – Berkeley, California, USA, 1985. – P. 299–303.

32. Application of machine vision for tool condition monitoring and tool performance optimization – a review / T. Banda, A.A. Farid, C. Li, V.L. Jauw, C.S. Lim // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 121 (11–12). – P. 7057–7086. – DOI: 10.1007/s00170-022-09696-x.

33. Munaro R., Attanasio A., Del Prete A. Tool wear monitoring with artificial intelligence methods // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2023. – Vol. 7 (4). – P. 129. – DOI: 10.3390/jmmp7040129.

34. Zhu K., Yu X. The monitoring of micro milling tool wear condition by wear area estimation // Mechanical Systems and Signal Processing. – 2017. – Vol. 93. – P. 80–91. – DOI: 10.1016/j.ymssp.2017.02.004.

35. Козочкин М.П., Сабиров Ф.С., Молодцов В.В. Диагностика состояния станков по вибрационным характеристикам // Materials. Technologies. Design. – 2020. – Т. 2, № 1 (2). – С. 69–77.

36. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V., Dhande S.G. A method for characterization of machine-tools dynamic parameters for diagnostic purposes // Journal of Materials Processing Technology. – 1995. – Vol. 53 (3–4). – P. 588–600.

37. Рыжский А.А. Синергетика изнашивания инструментальных материалов при лезвийной обработке. – Ростов н/Д.: Донской гос. техн. ун-т, 2019. – 289 с. – ISBN 978-5-7890-1669-5.

38. Старков В.К. Физика и оптимизация резания материалов. – М.: Машиностроение, 2009. – 640 с.

39. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.

40. Кожевников Д.В., Кирсанов С.В. Резание материалов: учебник. – М.: Инновационное машиностроение, 2022. – 304 с.

41. Тавстук А.А., Лютов А.Г., Коуров Г.Н. Применение удельных энергетических параметров при оптимизации и управлении процессом резания // СТИН. – 2014. – № 2. – С. 29–34.

42. Мигранов М.Ш. Исследование изнашивания инструментальных материалов и покрытий с позиции термодинамики и самоорганизации // Известия вузов. Машиностроение. – 2006. – № 11. – С. 65–70.

43. Interrelation between tribosystem evolution and parameters of dynamic friction system / V.L. Zakovorotny, M. Marchak, I.V. Usikov, A.D. Lukyanov // Journal of Friction and Wear. – 1998. – Vol. 19 (6). – P. 54–64.

44. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Evolution of the dynamic cutting system with irreversible energy transformation in the machining zone // Russian Engineering Research. – 2019. – Vol. 39 (5). – P. 423–433. – DOI: 10.3103/S1068798X19050204.

45. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Бифуркации притягивающих множеств деформационных смещений режущего инструмента в ходе эволюции свойств процесса обработки // Известия высших учебных заведений. Прикладная нелинейная динамика. – 2018. – Т. 26, № 5. – С. 20–38. – DOI: 10.18500/0869-6632-2018-26-5-20-38.

46. Нейронно-сетевое моделирование процесса изнашивания твердосплавного инструмента / Ю.Г. Кабалдин, А.М. Кузьмишина, Д.А. Шатагин, М.С. Аносов // Автоматизация. Современные технологии. – 2021. – Т. 75, № 9. – С. 398–402. – DOI: 10.36652/0869-4931-2021-75-9-398-402.

47. А. с. 657918 СССР. Способ определения оптимальной скорости резания: № 233161/08: заявл. 03.03.76: опубл. 28.04.79, Бюл. № 15 / А.Д. Макаров, Д.И. Рюков, В.М. Коленченко, А.П. Добrorез. – 5 с.

48. Патент № 2535839 С2 Российская Федерация, МПК8 B23B 1/00 (20.12.2014). Способ определения оптимальной скорости резания: № 2013113474/02: заявл. 26.03.2013: опубл. 20.12.2014 / Е.В. Артамонов, Д.В. Васильев.

49. *Закураев В.В., Хадеев С.И.* Оценка условий оптимального режима резания по энергетическим характеристикам процесса. – Новокузнецк: Межотраслевой НТК, 2007. – 187 с.
50. *Мигранов М.Ш., Шустер Л.Ш.* Интенсификация процесса металлообработки на основе использования эффекта самоорганизации при трении. – М.: Машиностроение, 2005. – 202 с.
51. *Лапшин В.П., Христофорова В.В., Носачев С.В.* Взаимосвязь температуры и силы резания с износом и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 44–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58.
52. *Lapshin V.P.* Turning tool wear estimation based on the calculated parameter values of the thermodynamic subsystem of the cutting system // Materials. – 2021. – Vol. 14 (21). – P. 6492. – DOI: 10.3390/ma14216492.
53. *Каширская Е.Н., Орлов А.В.* Определение износа металлорежущего инструмента на основе анализа температуры резания // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1/1. – С. 120–123.
54. *Пантюхин О.В., Васин С.А.* Цифровой двойник технологического процесса изготовления изделий специального назначения // Станкоинструмент. – 2021. – № 1 (22). – С. 56–59.
55. Sandvik Coromant. – URL: <https://www.sandvik.coromant.com> (дата обращения: 01.06.2021).
56. *Хакен Г.* Тайны природы. Синергетика: учение о взаимодействии. – Ижевск: Ин-т компьютер. исслед., 2003. – 320 с.
57. *Николис Г., Пригожин И.* Самоорганизация в неравновесных системах. – М.: Мир, 1979. – 512 с.
58. *Колесников А.А.* Синергетические методы управления сложными системами: теория системного синтеза. – М.: Либроком, 2019. – 240 с. – ISBN 978-5-397-03010-6.
59. *Колмогоров А.Н., Фомин С.В.* Элементы теории функций и функционального анализа. – М.: Наука, 1976. – 543 с.
60. *Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.* Основы системно-синергетического анализа и синтеза управления процессом обработки на металлорежущих станках: монография. – СПб.: Лань, 2025. – 436 с. – ISBN 978-5-507-53020-5.
61. *Агапов С.И., Ткаченко И.Г.* Определение оптимальной амплитуды и направления ультразвуковых колебаний при зубодолблении мелко модульных зубчатых колес // Вестник машиностроения. – 2010. – № 2. – С. 48–50.
62. *Андронов А.А., Понтрягин Л.С.* Грубые системы // Доклады Академии наук СССР. – 1937. – Т. 14, № 5. – С. 247–250.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Dependence of tool wear on evolutionary changes in parameters of the dynamic cutting system

Valery Gvindjiliya ^{a, *}, Vilor Zakovorotny ^b

Don State Technical University, 1 Gagarin square, Rostov-on-Don, 344000, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  vvgvindjiliya@donstu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  vzakovorotny@dstu.edu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 01 August 2025

Revised: 02 September 2025

Accepted: 27 June 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Evolutionary transformations

Dynamic cutting system

Tool wear

Irreversible energy transformations

Funding

The work was financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. FZNE-2025-0008).

ABSTRACT

Introduction. A fundamental property of a dynamic cutting system (DCS) is its evolutionary change, caused by irreversible energy transformations in the machining zone. Within this process, the progression of tool wear acts as one of the factors influencing the evolution, while simultaneously being dependent on the state of the DCS. Consequently, wear depends on the parameters of the DCS, and the progression of wear alters the parameters of the dynamic coupling formed by cutting. In this interconnected, and therefore self-organizing, system, the intensity of wear becomes dependent on the initial parameters of the DCS, and the wear trajectory becomes dependent on the initial parameters of the system. However, to date, wear has not been considered as part of an interconnected set of subsystems. **Subject.** This study examines tool wear as an integral part of an evolutionarily changing cutting system, characterized by the interplay between its coordinates and wear. In particular, it investigates the patterns of change in wear trajectories as a function of the initial parameters of the cutting system. The aim of this study is to investigate the effect of irreversible energy transformations on tool wear in order to align it with the parameters of the DCS. **Methods.** This paper presents the results of mathematical modelling of the evolutionary changes in the properties of a DCS, which are determined by the phase trajectory of the power of irreversible energy conversions based on the work done. It examines a DCS model in which wear is described using Volterra's equation, discusses the challenges of parameterizing the equations, presents the results of numerical modelling, and provides a practical example. **Results and Discussion.** The results of modelling the relationship between wear and DCS parameters, and control parameters (namely, machining conditions), are presented and discussed. An example is given of how the wear behavior changes during the turning of 0.1 C–1.0 Mn–2.0 Ni–0.3 Cu–0.7 V steel. It is demonstrated that the evolutionary properties of wear can be highly sensitive to small variations in the initial DCS parameters, disturbances, and control parameters. The problem of selecting the optimal cutting speed trajectory based on the work done by the forces is also considered, as well as the use of the developed mathematical tools to create a digital twin of the machining process.

For citation: Gvindjiliya V.E., Zakovorotny V.L. Dependence of tool wear on evolutionary changes in parameters of the dynamic cutting system. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 147–166. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-147-166. (In Russian).

References

1. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision-grinding operations. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, 1954, vol. 76 (4), pp. 593–597. DOI: 10.1115/1.4014908.
2. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter. *The Engineer*, 1958, vol. 205 (5345), pp. 199–203.
3. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: Contribution to machine-tool chatter research – 1. *Journal of Engineering for Industry*, 1965, vol. 87 (4), pp. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.
4. Kudinov V.A. *Dinamika stankov* [Dynamics of machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 359 p.

* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Don State Technical University,
 1 Gagarin square,
 344000, Rostov-on-Don, Russian Federation
 Tel.: +7 918 583-23-33, e-mail: vvgvindjiliya@donstu.ru

5. Tlustý J., Poláček A., Danek C., Spacek J. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen*. Berlin, Verlag Technik, 1962. 320 p.
6. Gorodetsky Yu.I. Teoriya nelineinykh kolebaniy i dinamika stankov [Theory of nonlinear oscillations and machine tool dynamics]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo. Seriya: Matematicheskoe modelirovanie i optimal'noe upravlenie* = *Vestnik of Lobachevsky University of Nizhni Novgorod. Series: Mathematical Modeling and Optimal Control*, 2001, no. 2 (24), pp. 69–88.
7. Hanna N.H., Tobias S.A. A theory of nonlinear regenerative chatter. *Journal of Engineering for Industry*, 1974, vol. 96 (1), pp. 247–255. DOI: 10.1115/1.3438305.
8. Gousskov A.M., Voronov S.A., Paris H., Batzer S.A. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays. *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, 2002, vol. 7 (4), pp. 207–221. DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.
9. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process. *Chaos, Solitons & Fractals*, 2002, vol. 13 (7), pp. 1531–1535. DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-x.
10. Grabec I. Chaos generated by the cutting process. *Physics Letters A*, 1986, vol. 117 (8), pp. 384–386.
11. Tlustý J., Ismail F. Basic non-linearity in machining chatter. *CIRP Annals*, 1981, vol. 30 (1), pp. 299–304. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60946-9.
12. Voronov S.A., Kiselev I.A. Nelineinye zadachi dinamiki protsessov rezaniya [Nonlinear problems of cutting process dynamics]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie* = *Mechanical Engineering and Engineering Education*, 2017, no. 2 (51), pp. 9–23.
13. Maksarov V.V., Vasin S.A., Efimov A.E. Dinamicheskaya stabilizatsiya protsessa rastachivaniya vnutrennikh poverkhnostey svarnykh izdeliy [Dynamic stabilization of the boring process of internal surfaces of welded products]. *STIN: stanki, instrument* = *Russian Engineering Research*, 2021, no. 7, pp. 6–10. (In Russian).
14. Zakovorotny V.L. Bifurcations in the dynamic system of the mechanic processing in metal-cutting tools. *WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics*, 2015, vol. 10, pp. 102–116.
15. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D., Gubanova A.A., Khristoforova V.V. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting. *Journal of Sound and Vibration*, 2016, vol. 368, pp. 174–190. DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
16. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of cutting process. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2014, vol. 24 (9), p. 1450115. DOI: 10.1142/S0218127414501156.
17. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Modelling of frictional chatter in metal cutting. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014, vol. 89, pp. 167–176. DOI: 10.1016/j.jmecs.2014.08.020.
18. Insperger T., Stepan G. Semi-discretization method for delayed systems. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 2002, vol. 55 (5), pp. 503–518. DOI: 10.1002/nme.505.
19. Wiercigroch M., Budak E. Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1779), pp. 663–693. DOI: 10.1098/rsta.2000.0750.
20. Stepan G., Szalai R., Insperger T. Nonlinear dynamics of high-speed milling subjected to regenerative effect. Radons G., Neugebauer R., eds. *Nonlinear dynamics of production systems*. Weinheim, Wiley, 2004, pp. 111–127. DOI: 10.1002/3527602585.ch7.
21. Reith M.J., Bachrathy D., Stepan G. Improving the stability of multi-cutter turning with detuned dynamics. *Machining Science and Technology*, 2016, vol. 20 (3), pp. 440–459. DOI: 10.1080/10910344.2016.1191029.
22. Paris H., Brissaud D., Gousskov A., Guibert N., Rech J. Influence of the ploughing effect on the dynamic behavior of the self-vibratory drilling head. *CIRP Annals*, 2008, vol. 57 (1), pp. 385–388. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.018.
23. Altintas Y., Budak E. Analytical prediction of stability lobes in milling. *CIRP Annals*, 1995, vol. 44 (1), pp. 357–362. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62342-7.
24. Gousskov A., Gousskov M., Lorong Ph., Panovko G. Influence of the clearance face on the condition of chatter self-excitation during turning. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2017, vol. 19 (1), pp. 17–39. DOI: 10.1504/IJMMM.2017.081186.
25. Altintas Y., Weck M. Chatter stability of metal cutting and grinding. *CIRP Annals*, 2004, vol. 53 (2), pp. 619–642. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60032-8.
26. Altintas Y. *Manufacturing automation: Metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design*. 2nd ed. Cambridge, Cambridge University Press, 2012. 368 p. ISBN 978-0-521-76289-8.
27. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Influence of speeds of forming movements on the properties of geometric topology of the part in longitudinal turning. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 112, pp. 202–213. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.037.



28. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Vliyanie vibratsii na traektorii formoobrazuyushchikh dvizhenii instrumenta pri tochenii [The influence of the vibration on the tool shape-generating trajectories when turning]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 42–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-42-58. (In Russian)
29. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Dynamic influence of spindle wobble in a lathe on the workpiece geometry. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38 (9), pp. 723–725. DOI: 10.3103/S1068798X18090307.
30. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Zavisimost' iznashivaniya instrumenta i parametrov kachestva formiruemoi rezaniem poverkhnosti ot dinamicheskikh kharakteristik [The dependence of tool wear and quality parameters of the surface being cut on dynamic characteristics]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 31–46. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-31-46. (In Russian).
31. Dornfeld D., Pan S. Determination of chip formation states using the method of linear discriminant functions with acoustic emission. *Proceedings of the 13th North American Manufacturing Research Conference*, Berkeley, California, USA, May 19–22, 1985, pp. 299–303.
32. Banda T., Farid A.A., Li C., Jauw V.L., Lim C.S. Application of machine vision for tool condition monitoring and tool performance optimization – a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121 (11–12), pp. 7057–7086. DOI: 10.1007/s00170-022-09696-x.
33. Munaro R., Attanasio A., Del Prete A. Tool wear monitoring with artificial intelligence methods. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7 (4), p. 129. DOI: 10.3390/jmmp7040129.
34. Zhu K., Yu X. The monitoring of micro milling tool wear condition by wear area estimation. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2017, vol. 93, pp. 80–91. DOI: 10.1016/j.ymssp.2017.02.004.
35. Kozochkin M.P., Sabirov F.S., Molodtsov V.V. Diagnostika sostoyaniya stankov po vibratsionnym kharakteristikam [Diagnostics of the state of machines by vibration characteristics]. *Materials. Technologies. Design*, 2020, vol. 2, no. 1 (2), pp. 69–77. (In Russian).
36. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V., Dhande S.G. A method for characterization of machine-tools dynamic parameters for diagnostic purposes. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 53 (3–4), pp. 588–600. DOI: 10.1016/0924-0136(95)01786-9.
37. Ryzhkin A.A. *Sinergetika iznashivaniya instrumental'nykh materialov pri lezviinoi obrabotke* [Synergetics of tool wear in cutting edge treatment]. Rostov-on-Don, Don State Technical University Publ., 2019. 289 p. ISBN 978-5-7890-1669-5.
38. Starkov V.K. *Fizika i optimizatsiya rezaniya materialov* [Physics and optimization of cutting of materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009. 640 p.
39. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
40. Kozhevnikov D.V., Kirsanov S.V. *Rezanie materialov* [Material cutting]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2022. 304 p.
41. Tavstyuk A.A., Lyutov A.G., Kourov G.N. Primenenie udel'nykh energeticheskikh parametrov pri optimizatsii i upravlenii protsessom rezaniya [Application of specific energy parameters for optimization and control of the cutting process]. *STIN: stanki, instrument = Russian Engineering Research*, 2014, no. 2, pp. 29–34. (In Russian).
42. Migranov M.Sh. Issledovanie iznashivaniya instrumental'nykh materialov i pokrytii s pozitsii termodinamiki i samoorganizatsii [Study of wear of tool materials and coatings from the standpoint of thermodynamics and self-organization]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2006, no. 11, pp. 65–70. (In Russian).
43. Zakovorotny V.L., Marchak M., Usikov I.V., Lukyanov A.D. Interrelation between tribosystem evolution and parameters of dynamic friction system. *Journal of Friction and Wear*, 1998, vol. 19 (6), pp. 54–64.
44. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Evolution of the dynamic cutting system with irreversible energy transformation in the machining zone. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39 (5), pp. 423–433. DOI: 10.3103/S1068798X19050204.
45. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Bifurkatsii prityagivayushchikh mnozhestv deformatsionnykh smeshchenii rezhushchego instrumenta v khode evolyutsii svoistv protsessa obrabotki [Bifurcations of attracting sets of cutting tool deformation displacements at the evolution of treatment process properties]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Prikladnaya nelineinaya dinamika = Izvestiya VUZ. Applied Nonlinear Dynamics*, 2018, vol. 26, no. 5, pp. 20–38. DOI: 10.18500/0869-6632-2018-26-5-20-38.
46. Kabaldin Yu.G., Kuz'mishina A.M., Shatagin D.A., Anosov M.S. Neironno-setevoe modelirovanie protsessa iznashivaniya tverdosplavnogo instrumenta [Neural network modeling of the wear process of a carbide cutting tool].

Avtomatizatsiya. Sovremennye tekhnologii = Automation. Modern Technologies, 2021, vol. 75, no. 9, pp. 398–402. DOI: 10.36652/0869-4931-2021-75-9-398-402. (In Russian).

47. Makarov A.D., Ryukov D.I., Kolenchenko V.M., Dobrorez A.P. *Sposob opredeleniya optimal'noi skorosti rezaniya* [Method for determining optimal cutting speed]. Inventor's Certificate USSR, no. 657918, 1979.

48. Artamonov E.V., Vasil'ev D.V. *Sposob opredeleniya optimal'noi skorosti rezaniya* [Method for determining optimal cutting speed]. Patent RF, no. 2535839, 2014.

49. Zakuraev V.V., Khadeev S.I. *Otsenka uslovii optimal'nogo rezhima rezaniya po energeticheskim kharakteristikam protsessa* [Assessment of optimal cutting conditions based on energy characteristics of the process]. Novokuznetsk, Mezhotraslevoi NTK Publ., 2007. 187 p.

50. Migranov M.Sh., Shuster L.Sh. *Intensifikatsiya protsessa metalloobrabotki na osnove ispol'zovaniya effekta samoorganizatsii pri trenii* [Intensification of metalworking process based on the use of self-organization effect in friction]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 202 p.

51. Lapshin V.P., Khristoforova V.V., Nosachev S.V. *Vzaimosvyaz' temperatury i sily rezaniya s iznosom i vibratsiyami instrumenta pri tokarnoi obrabotke metallov* [Relationship of temperature and cutting force with tool wear and vibration in metal turning]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 44–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58. (In Russian).

52. Lapshin V.P. Turning tool wear estimation based on the calculated parameter values of the thermodynamic subsystem of the cutting system. *Materials*, 2021, vol. 14 (21), p. 6492. DOI: 10.3390/ma14216492.

53. Kashirskaya E.N., Orlov A.V. *Opredelenie iznosa metallovezhushchego instrumenta na osnove analiza temperatury rezaniya* [Determination of wear of metal-cutting tools based on analysis of cutting temperature]. *Polzunovskii vestnik = Polzunov Bulletin*, 2012, no. 1/1, pp. 120–123.

54. Pantyukhin O.V., Vasin S.A. *Tsifrovoy dvoynik tekhnologicheskogo protsessa izgotovleniya izdelii spetsial'nogo naznacheniya* [Digital double of the technological process of manufacturing special-purpose products]. *Stankoinstrument = Machine Tools and Tools*, 2021, no. 1 (22), pp. 56–59. DOI: 10.22184/2499-9407.2021.22.1.56.58.

55. Sandvik Coromant: metal cutting tools and machining solutions. Sandvik AB, Sweden. Available at: <https://www.sandvik.coromant.com> (accessed 01.06.2021).

56. Haken H. *Tainy prirody. Sinergetika: uchenie o vzaimodeistvii* [Secrets of nature. Synergetics: the science of interaction]. Izhevsk, Institute of Computer Science Publ., 2003. 320 p. (In Russian).

57. Nicolis G., Prigogine I. *Self-organization in nonequilibrium systems: from dissipative structures to order through fluctuations*. New York, Wiley, 1977 (Russ. ed.: Nikolis G., Prigozhin I. *Samoorganizatsiya v neravnovesnykh sistemakh*. Moscow, Mir Publ., 1979. 512 p.).

58. Kolesnikov A.A. *Sinergeticheskie metody upravleniya slozhnymi sistemami: teoriya sistemnogo sinteza* [Synergetic methods for controlling complex systems: theory of system synthesis]. Moscow, Librokom Publ., 2019. 240 p. ISBN 978-5-397-03010-6.

59. Kolmogorov A.N., Fomin S.V. *Elementy teorii funktsii i funktsional'nogo analiza* [Elements of the theory of functions and functional analysis]. Moscow, Nauka Publ., 1976. 543 p.

60. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. *Osnovy sistemno-sinergeticheskogo analiza i sinteza upravleniya protsessom obrabotki na metallovezhushchikh stankakh* [Fundamentals of system-synergetic analysis and synthesis of control of the machining process on metal-cutting machine tools]. St. Petersburg, Lan' Publ., 2025. 436 p. ISBN 978-5-507-53020-5.

61. Agapov S.I., Tkachenko I.G. *Opredelenie optimal'noi amplitudy i napravleniya ul'trazvukovykh kolebaniy pri zubodolblenii melkomodul'nykh zubchatykh kolez* [Determining the optimal amplitudes and directions of ultrasound vibrations in cutting small-module gears]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 2010, no. 2, pp. 48–50. (In Russian).

62. Andronov A.A., Pontryagin L.S. *Grubye sistemy* [Rough systems]. *Doklady Akademii nauk SSSR = Soviet Mathematics. Doklady*, 1937, vol. 14, no. 5, pp. 247–250. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние продолжительности глубокой криогенной обработки на микроструктуру и трибологические свойства режущих инструментов из WC-Co

Киранкумар Джагтап^{a, *}, Равиндра Деשמукх^b

Кафедра машиностроения, Инженерный колледж им. Джавахарлала Неру Университета MGM, кампус MGM, N-6, CIDCO, г. Чхатрапати Самбхаджингар (Аурангабад), штат Махараштра, 431003, Индия

^a <https://orcid.org/0000-0002-4088-3544>, k23.jagtap@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0009-0007-5329-9981>, rdeshmukh1@mgmu.ac.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.025.7:669.018.25

История статьи:

Поступила: 15 июня 2026

Рецензирование: 29 июня 2026

Принята к печати: 11 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Твёрдосплавный режущий инструмент WC-Co
Глубокая криогенная обработка
Продолжительность криогенной выдержки
Карбид вольфрама
Износ инструмента
Коэффициент трения
Трибологические характеристики
СЭМ-ЭДС-анализ
Измельчение микроструктуры

АННОТАЦИЯ

Введение. Обработка титана сопряжена с трудностями, обусловленными его низкой теплопроводностью, высокой химической активностью и склонностью к интенсивному тепловыделению в зоне резания, что ускоряет износ инструмента и приводит к его преждевременному разрушению. Режущие инструменты из WC-Co широко применяются в подобных условиях; при этом микроструктурная стабильность, характер распределения связующего кобальта и его износостойкость в значительной мере определяют эксплуатационные характеристики инструмента. В настоящей работе исследовано влияние продолжительности выдержки при глубокой криогенной обработке (ГКО) на трибологические свойства и микроструктуру концевых фрез из WC-Co. **Материалы и методы.** Инструменты из WC-Co изучались в трех состояниях: без обработки, после ГКО в течение 24 ч и после ГКО в течение 36 ч. Криогенную обработку проводили при -196°C с последующим отпуском при 150°C в течение 2 ч. Микроструктуру оценивали методами оптической микроскопии (ОМ), растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) с акцентом на распределение зерен карбида вольфрама, непрерывность кобальтовой связки и пористость. Трибологические испытания выполняли на трибометре Ducom по стандарту ASTM G133; основными измеряемыми параметрами служили потери материала в процессе изнашивания и коэффициент трения. **Результаты и обсуждение.** Образец после 24-часовой ГКО показал наиболее равномерную мелкозернистую структуру WC, более однородное распределение кобальтовой связки по сравнению с необработанным образцом и меньшую пористость по сравнению с образцом после 36-часовой обработки. Указанные микроструктурные изменения обеспечили минимальные значения коэффициента трения (0,33) и потери материала в процессе изнашивания (0,138 г). Для необработанного образца коэффициент трения составил 0,40, потеря материала – 0,176 г, что выше соответствующих показателей обработанных образцов. Образец после 36-часовой ГКО занял промежуточное положение (коэффициент трения 0,37, потеря материала 0,157 г), это позволяет предположить снижение положительного эффекта криогенной обработки при увеличении продолжительности выдержки вследствие развития дефектов и микроструктурной неоднородности. **Заключение.** Установлено, что выдержка 24 ч является оптимальным режимом глубокой криогенной обработки для повышения микроструктурной стабильности, снижения трения и увеличения износостойкости режущих инструментов из WC-Co. Полученные результаты могут быть использованы для обоснованного выбора параметров криогенной обработки инструментов из WC-Co, применяемых при обработке труднообрабатываемых материалов, в частности титана.

Для цитирования: Джагтап К.Р., Деשמукх Р.Р. Влияние продолжительности глубокой криогенной обработки на микроструктуру и трибологические свойства режущих инструментов из WC-Co // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 167–184. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-167-184.

Введение

Режущие инструменты из карбида вольфрама – кобальта (WC-Co) широко применяются в процессах механической обработки благодаря высокой твердости, прочности на сжатие, теплостойкости и износостойкости [1–3]. При

обработке труднообрабатываемых материалов режущая кромка подвергается интенсивному трибологическому, механическому и тепловому нагружению, что делает эти инструменты критически важными. Микроструктура изделий из WC-Co, в частности распределение зерен WC, непрерывность связующей кобальтовой фазы, пористость и концентрация дефектов, являются важными факторами, влияющими на работоспособность инструментов из WC-Co [2, 3]. Любая нестабильность этих микроструктурных характеристик может усиливать износ инструмента,

* Corresponding author

Джагтап Киранкумар Р., к.т.н., доцент
Инженерный колледж им. Джавахарлала Неру Университета MGM,
кампус MGM, N-6, CIDCO, г. Чхатрапати Самбхаджингар (Аурангабад),
431003, штат Махараштра, Индия
Тел.: +91-9175591931, e-mail: k23.jagtap@gmail.com

увеличивать трение и сокращать срок службы инструмента при обработке.

Превосходное отношение прочности к весу, коррозионная стойкость и биосовместимость титана и его сплавов обеспечивают их широкое применение в аэрокосмической, биомедицинской, морской и химической промышленности [1, 4–6]. Титан является труднообрабатываемым материалом из-за его низкой теплопроводности, высокой химической активности и высокой теплонакопительности в зоне резания [1, 4, 15]. Эти характеристики способствуют повышению температуры на контактных поверхностях, адгезии между инструментом и заготовкой, быстрому износу по задней поверхности и преждевременному выходу режущего инструмента из строя при обработке. Следовательно, для повышения производительности и качества поверхности при обработке титана необходимо улучшать износостойкость инструмента.

Для повышения работоспособности режущих инструментов применяется ряд методов, включая нанесение покрытий, оптимизацию режимов резания, передовые стратегии охлаждения и постобработку [5, 6, 13]. Среди них глубокая криогенная обработка (ГКО) привлекла большое внимание как дополнительный технологический процесс для твердосплавных режущих инструментов [7, 8]. Обычно ГКО выполняется путем охлаждения инструмента до криогенных температур и выдержки при этой температуре в течение определенного времени, после чего его температура медленно повышается до комнатной. Такая обработка может влиять на распределение остаточных напряжений, стабильность карбидной фазы, поведение кобальтовой связки и однородность микроструктуры [2, 9, 10]. Следовательно, правильно подобранные режимы криогенной обработки позволяют повысить твердость, износостойкость, размерную стабильность и трибологические свойства [16, 18–20].

Применение глубокой криогенной обработки зависит от различных технологических параметров, включая скорость охлаждения, температуру выдержки, продолжительность выдержки, скорость нагрева и отпуск после глубокой криогенной обработки [7, 8, 11]. Среди этих параметров продолжительность выдержки является критической [7, 8, 11]. Недостаточное время вы-

держки может привести к неполной модификации микроструктуры, в то время как чрезмерное время выдержки может вызвать микроструктурную неоднородность, нестабильность связующей фазы и (или) усилить образование дефектов. Следовательно, необходимо определить оптимальное время выдержки, обеспечивающее максимальное повышение износостойкости без переобработки [20–23].

Некоторые исследователи обнаружили, что криогенная обработка твердосплавных инструментов для обработки труднообрабатываемых материалов оказывает положительное влияние [1, 5, 12, 17]. Измельчение микроструктуры, улучшение распределения связки и минимизация дефектов, как правило, коррелируют с повышением износостойкости и срока службы инструмента [10, 19, 20]. Однако в литературе отсутствуют достаточные сравнительные данные о влиянии различной продолжительности выдержки при ГКО на микроструктуру и трибологический отклик концевых фрез из WC-Co [7, 8, 11]. В частности, взаимосвязь между данными оптической микроскопии, РЭМ-ЭДС, коэффициентом трения и износом остается ограниченной [10, 19, 20]. Этот пробел сужает выбор соответствующих параметров криогенной обработки на практике при механической обработке.

В настоящем исследовании для концевых фрез из WC-Co применялись две различные продолжительности выдержки при глубокой криогенной обработке – 24 и 36 ч, после чего фрезы сравнивались с необработанными аналогами. Микроструктурные изменения исследовались методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии [1, 12, 20]. Трибологическое поведение изучалось с использованием трибометра в соответствии со стандартом ASTM G133. Настоящее исследование сосредоточено на взаимосвязи между наблюдаемыми микроструктурными особенностями, износом и коэффициентом трения, а также определяет оптимальную продолжительность криогенной выдержки.

Некоторые исследователи сообщили об улучшении износостойкости, твердости и трибологических характеристик режущих инструментов из WC-Co после глубокой криогенной обработки [1, 7, 8, 10, 20]. Однако мало исследований посвящено влиянию продолжительности криоген-

ной выдержки на микроструктурные изменения и трибологические свойства концевых фрез из WC-Co [8, 11, 20]. Кроме того, отсутствуют установленные взаимосвязи между распределением зерен, непрерывностью кобальтовой связующей фазы, характеристиками пористости и трибологическими свойствами [10, 19, 20]. Поэтому необходимо экспериментальное исследование для определения влияния времени выдержки на микроструктурную стабильность и характеристики износостойкости.

Цель настоящего исследования – изучение влияния продолжительности выдержки при глубокой криогенной обработке на микроструктуру и трибологические свойства режущих инструментов.

Конкретные задачи исследования:

- проведение глубокой криогенной обработки концевых фрез из WC-Co с выдержкой в течение 24 и 36 ч;

- изучение микроструктурных изменений в необработанных и криогенно обработанных инструментах из WC-Co с использованием оптической микроскопии, РЭМ и ЭДС;

- исследование влияния продолжительности выдержки при ГКО на потери от износа и коэффициент трения в соответствии со стандартом ASTM G133;

- установление корреляций между распределением зерен WC, поведением кобальтовой связующей фазы, пористостью и трибологическими свойствами;

- определение оптимального времени криогенной выдержки для повышения износостойкости и минимизации сил трения в режущих инструментах из WC-Co.

Материалы и методы

Материал заготовки и режущего инструмента

Заготовкой при оценке обрабатываемости служил технически чистый титан (рис. 1). В настоящем исследовании использовались коммерческие твердосплавные концевые фрезы из карбида вольфрама – кобальта (WC-Co) (рис. 2). Режущие инструменты были изготовлены из твердого сплава, который состоит из мелкозернистой матрицы, содержащей около 10 масс. % связующего кобальта и 90 масс. %



Рис. 1. Заготовки из технически чистого титана, использованные в исследовании

Fig. 1. Commercially pure titanium workpiece material used in the study



Рис. 2. Концевые фрезы из WC-Co, применявшиеся в исследовании

Fig. 2. WC-Co end mill cutters used in the investigation

карбида вольфрама. Средний размер зерна WC составлял примерно 0,8...1,5 мкм. Применявшиеся концевые фрезы имели четыре зуба и диаметр 10 мм. Выбранная марка WC-Co, вероятнее всего, используется для обработки титановых сплавов благодаря высокой твердости, хорошей износостойкости и высокой теплостойкости. Все инструменты были приобретены из одной производственной партии для обеспечения одинакового химического состава и микроструктурных характеристик до глубокой криогенной обработки.

Глубокая криогенная обработка

Влияние продолжительности выдержки на трибологические свойства и микроструктуру

режущих инструментов из WC-Co исследовалось с помощью глубокой криогенной обработки (рис. 3). Необработанные инструменты использовались в качестве эталонных образцов. Инструменты, подвергнутые криогенной обработке, выдерживались в жидком азоте при температуре приблизительно -196°C . Цикл криогенной обработки включал в себя контролируемое охлаждение, выдержку, контролируемый нагрев и отпуск. Условия обработки образцов приведены в табл. 1.

Инструменты охлаждались от комнатной температуры до -196°C со средней скоростью охлаждения около $1^{\circ}\text{C}/\text{мин}$. Затем образцы выдерживались в течение 24 или 36 ч после достижения целевой температуры. После этого образцы нагревались до комнатной температуры с контролируемой скоростью во избежание термического удара. Остаточные напряжения, возникающие в процессе криогенной обработки, впоследствии снимались отпуском при 150°C в течение 2 ч.



Рис. 3. Установка для глубокой криогенной обработки режущего инструмента из WC-Co

Fig. 3. Deep cryogenic treatment setup used for WC-Co cutting tools

Таблица 1

Table 1

Режимы глубокой криогенной обработки режущих инструментов из WC-Co

Deep cryogenic treatment conditions used for WC-Co cutting tools

Обозначение образца / Sample designation	Условие обработки / Treatment condition	Температура выдержки, $^{\circ}\text{C}$ / Soaking temperature ($^{\circ}\text{C}$)	Продолжительность выдержки, ч / Soaking duration (h)	Условие отпуска / Tempering condition
БО / UT	Без обработки / Untreated	—	0	—
24 ч ГКО / 24 h DCT	Глубокая криогенная обработка / Deep cryogenic treatment	-196	24	150°C в течение 2 ч / 150°C for 2 h
36 ч ГКО / 36 h DCT	Глубокая криогенная обработка / Deep cryogenic treatment	-196	36	150°C в течение 2 ч / 150°C for 2 h

Испытания на изнашивание

Трибологические испытания проводились с использованием трибометра Discot в соответствии со стандартом ASTM G133 (рис. 4). Параметры испытаний приведены в табл. 2. Для испытаний на износ из каждой группы обработки были взяты цилиндрические образцы. Диаметр каждого образца составлял 10 мм, длина — 14 мм. Испытания проводились в условиях

сухого трения. Перед испытаниями образцы очищались и взвешивались на электронных весах. После испытаний образцы снова очищались, высушивались и взвешивались. Разность масс использовалась для определения потери от изнашивания. Коэффициент трения регистрировался во время каждого испытания, и для каждого режима обработки определялся средний коэффициент трения.

Рис. 4. Трибومتر Ducom для испытаний на линейно-возвратное трение скольжения

Fig. 4. Ducom tribometer used for linearly reciprocating sliding wear testing



Таблица 2

Table 2

Параметры испытаний на изнашивание
Wear test parameters

Параметр / Parameter	Значение / Value
Стандарт испытаний / Test standard	ASTM G133
Трибومتر / Tribometer	Трибومتر Ducom / Ducom tribometer
Температура испытания / Test temperature	200 °C / 200°C
Нормальная нагрузка / Normal load	30 Н / 30 N
Продолжительность испытания / Test duration	30 мин / 30 min
Длина хода / Stroke length	30 мм / 30 mm
Частота / Frequency	3...5 Гц / 3...5 Hz
Диаметр образца / Sample diameter	10 мм / 10 mm
Длина образца / Sample length	14 мм / 14 mm
Условие испытания / Test condition	Сухое скольжение / Dry sliding

Потери от изнашивания рассчитывались по следующей формуле:

Потери от изнашивания =

= Начальная масса – Конечная масса.

Для более полной трибологической оценки удельная интенсивность изнашивания может быть рассчитана как

Удельная интенсивность изнашивания =

$$= \Delta V / (F \times L),$$

где ΔV – объемный износ (мм^3); F – приложенная нагрузка (Н); L – путь трения (м).

Объемный износ может быть вычислен из потери массы и плотности материала.

Подготовка образцов
для микроструктурных исследований

Образцы инструментов из WC-Co были подготовлены в соответствии с общепринятыми металлографическими методами перед микро-

структурными исследованиями (рис. 5). Каждая концевая фреза была разрезана с помощью прецизионной электроэрозионной резки для получения образца размером около 5 мм от режущей кромки. Образцы заливались в монтажную смолу в холодном состоянии для облегчения шлифовки и полировки.

Залитые образцы шлифовались на абразивных шкурках с последовательно уменьшающейся зернистостью: № 400, 600, 800, 1000 и 1200. После шлифовки образцы полировались алмазной пастой до получения зеркальной поверхности. Затем полированные образцы химически травились реактивом Мураками, состоящим из 10 г феррицианида калия, 10 г гидроксида калия и 100 мл дистиллированной воды. Время травления составляло приблизительно 30 с. После травления образцы очищались в этаноле и затем высушивались в потоке горячего воздуха.

Описанная выше процедура подготовки применялась для выявления зерен карбида вольфрама



а



б



в



г

Рис. 5. Подготовка образцов для микроструктурных исследований:

а – разрезанный образец инструмента WC-Co; б – залитый образец; в – шлифованный и полированный образец; г – протравленный образец, готовый к микроскопическому исследованию

Fig. 5. Sample preparation procedure for microstructural characterization:

а – sectioned WC-Co tool sample; б – cold-mounted sample; в – ground and polished sample; г – etched sample ready for microscopic examination

и кобальтовой связующей фазы. Подготовленные образцы впоследствии исследовались с помощью оптической микроскопии, РЭМ и ЭДС.

Оптическая микроскопия

Оптическая микроскопия использовалась для характеристики общих микроструктурных особенностей необработанных и криогенно обработанных образцов WC-Co. Анализ был сосредоточен на распределении зерен WC, видимой пористости, непрерывности кобальтовой связки и видимых микроструктурных дефектах. Оптические микрофотографии применялись для сравнительной оценки образцов без обработки (БО), 24 ч ГКО и 36 ч ГКО.

Растровая электронная микроскопия и энергодисперсионная спектроскопия

Растровая электронная микроскопия использовалась для изучения микроструктурной морфологии образцов WC-Co при более высоком увеличении. РЭМ-наблюдения выполнялись

для исследования распределения зерен карбида вольфрама, областей кобальтовой связки, микропустот, пористости и образования дефектов. Энергодисперсионная спектроскопия использовалась для подтверждения элементного состава и распределения фаз в образцах.

РЭМ-ЭДС-анализ был выполнен на образцах БО, 24 ч ГКО и 36 ч ГКО. Необработанный образец выступал в качестве базового состояния. Образец 24 ч ГКО исследовался для оценки влияния криогенной выдержки на измельчение микроструктуры и распределение связки. Образец 36 ч ГКО исследовался для выявления возможной микроструктурной неоднородности или эффектов переобработки.

Результаты и их обсуждение

Результаты ЭДС-анализа элементного состава образцов приведены в табл. 3. Содержание основных элементов (W, C, Co, O) во всех трёх состояниях близко, что свидетельствует о сохра-

Элементный состав образцов WC-Co по данным ЭДС
EDS elemental composition of WC-Co samples

Образец / Sample	W, масс. % / W (wt.%)	C, масс. % / C (wt.%)	Co, масс. % / Co (wt.%)	O, масс. % / O (wt.%)
БО / UT	82,5 / 82.5	7,8 / 7.8	9,1 / 9.1	0,6 / 0.6
24 ч ГКО / 24 h DCT	82,8 / 82.8	7,9 / 7.9	8,8 / 8.8	0,5 / 0.5
36 ч ГКО / 36 h DCT	82,3 / 82.3	7,7 / 7.7	9,3 / 9.3	0,7 / 0.7

нении химического состава твердого сплава при криогенной обработке; наблюдаемые различия находятся в пределах погрешности метода и отражают преимущественно перераспределение фаз, а не изменение среднего состава.

Микроструктурные исследования

Микроструктурные исследования проводились для оценки влияния глубокой криогенной обработки (ГКО) на структуру режущих инструментов из карбида вольфрама – кобальта (WC-Co). Были проанализированы три состояния инструментов: необработанное (БО), после 24-часовой ГКО и после 36-часовой ГКО. Основной целью было исследование изменений размера зерен, распределения кобальтовой связки и пористости, которые напрямую влияют на износостойкость и работоспособность инструмента.

Оптическая микроскопия (ОМ)

Микроструктура подготовленных образцов исследовалась с использованием оптической микроскопии. Наблюдения показали явные различия между тремя состояниями. Необработанный образец демонстрировал сравнительно неравномерное распределение зерен карбида вольфрама и видимую пористость. Образец после 24-часовой ГКО, напротив, показал мелкозернистую и хорошо диспергированную структуру со значительно меньшей пористостью и улучшенной связностью кобальтовой связующей фазы. Образец после 36-часовой ГКО показал некоторое укрупнение зерен и неравномерное распределение, что указывает на начало переобработки.

Необработанный образец (рис. 6, а)

В необработанном образце зерна карбида вольфрама (WC) в матрице кобальтовой (Co)

связки были относительно однородными. Однако красные участки указывали на наличие пористости, включений или областей, обогащенных связкой. Зерна WC были мелкими и хорошо диспергированными, при этом не наблюдалось выраженного аномального роста зерен. Кобальтовая связующая фаза была непрерывной, что свидетельствует о хорошо спеченной структуре. Тем не менее наблюдалась некоторая концентрация дефектов, указывающая на наличие исходных микроструктурных несовершенств.

Образец после 24-часовой ГКО (рис. 6, б)

Образец после 24-часовой криогенной обработки показал значительное улучшение микроструктуры. Зерна WC также были хорошо диспергированы и плотно упакованы, что указывает на их измельчение. Количество красных областей уменьшилось, что свидетельствует о снижении пористости и уменьшении числа дефектов. Кобальтовая связующая фаза стала более однородной и равномерно распределенной, что повышает структурную целостность. Кроме того, улучшилась видимость преобладания зерен WC, что свидетельствует о лучшем распределении фаз в результате криогенной обработки.

Образец после 36-часовой ГКО (рис. 6, в)

Образец после 36-часовой ГКО показал признаки переобработки. Хотя присутствие зерен WC наблюдалось, микроструктура была менее однородной, чем у образца после 24-часовой обработки. Наблюдалось большее количество красных участков (дефектов и пористости), что указывает на ухудшение микроструктурного качества. Кобальтовая связующая фаза оказалась более прерывистой, что свидетельствует о возможном укрупнении зерен связующего.

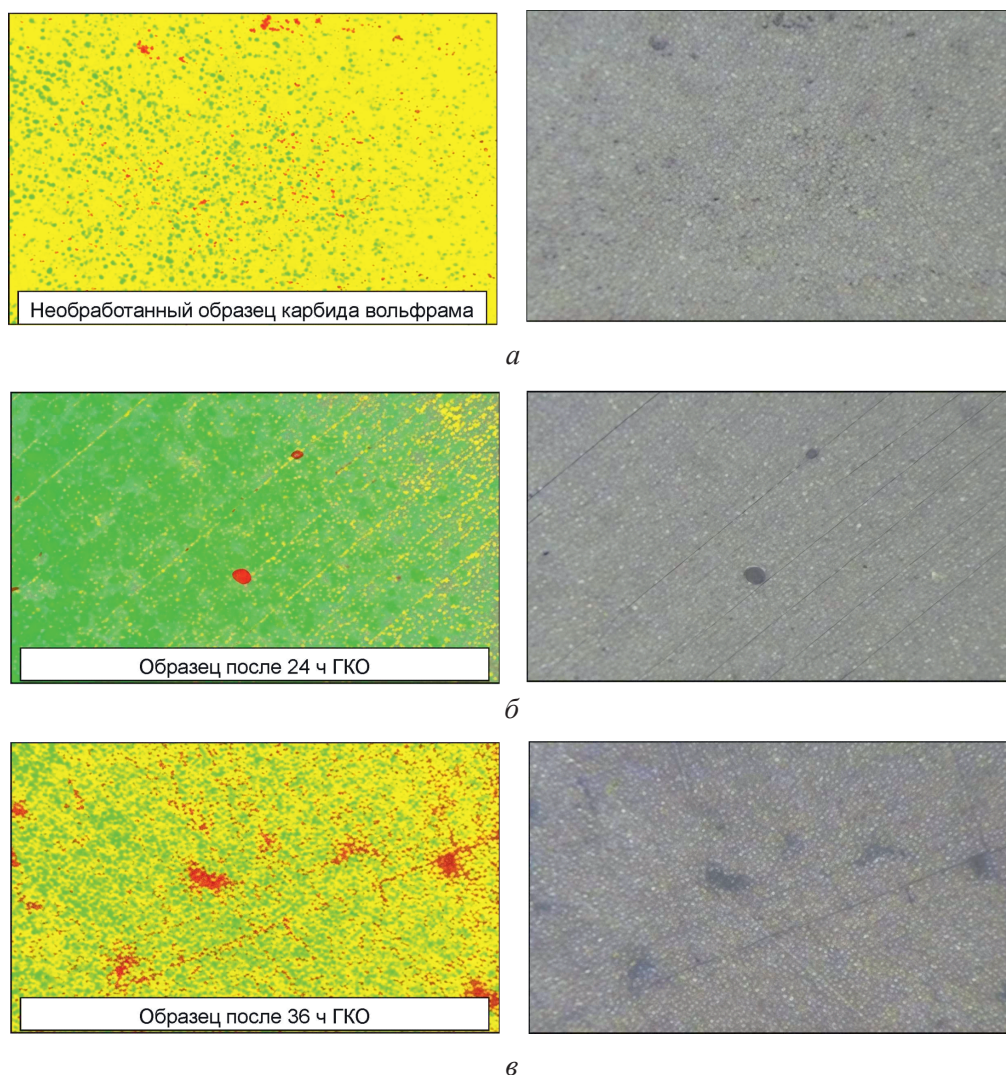


Рис. 6. Оптические микрофотографии режущих инструментов из WC-Co до испытаний:

a – необработанный образец; *б* – образец после 24-часовой ГКО; *в* – образец после 36-часовой ГКО

Fig. 6. Optical microscopy images of WC-Co cutting tools before machining:

a – untreated sample; *б* – 24-hour DCT sample; *в* – 36-hour DCT sample

Растровая электронная микроскопия с энергодисперсионной спектроскопией

Полученные результаты позволяют предположить, что чрезмерная криогенная выдержка приводит к снижению микроструктурной стабильности. Для исследования микроструктурного строения и элементного состава режущих инструментов из карбида вольфрама – кобальта (WC-Co) до механической обработки были выполнены растровая электронная микроскопия (РЭМ) и энергодисперсионная спектроскопия (ЭДС). Были проанализированы три состояния инструментов: необработанное (БО), после 24-часовой ГКО и после 36-часовой ГКО. Рас-

тровая электронная микроскопия использовалась для получения изображений зерен карбида вольфрама, распределения кобальтовой связки и дефектов с высоким разрешением, тогда как энергодисперсионная спектроскопия – для подтверждения элементного состава и фазовой однородности образцов.

РЭМ-ЭДС-анализ необработанного образца (рис. 7, а)

РЭМ-изображения необработанного образца показали неправильные полигональные зерна WC, плотно упакованные с четкими границами. Фаза карбида вольфрама была представлена более темными областями, тогда как фаза связую-

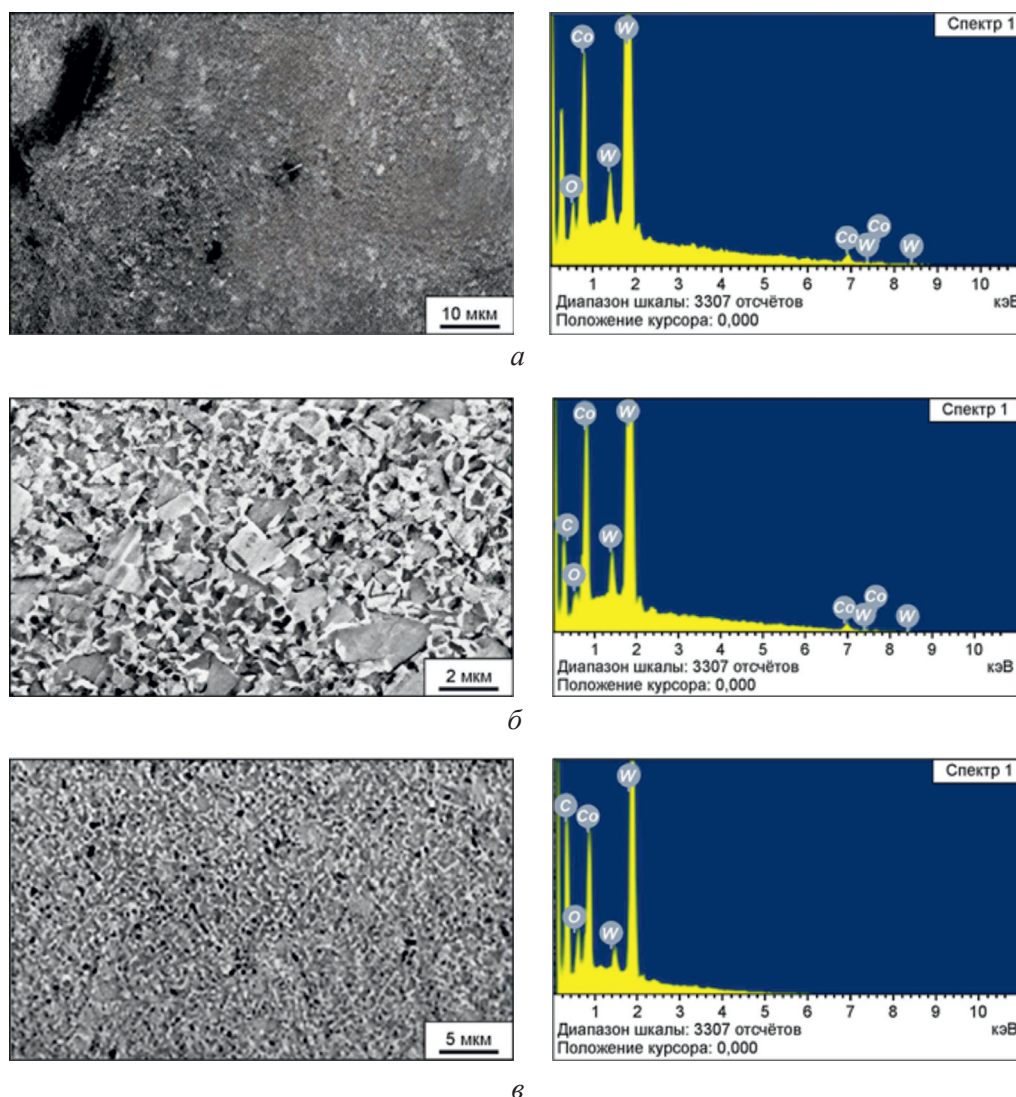


Рис. 7. Микроструктура и результаты РЭМ-ЭДС-анализа образца WC-Co:

а – в необработанном состоянии; б – после 24-часовой ГКО; в – после 36-часовой ГКО

Fig. 7. Microstructure and SEM-EDS analysis results of the WC-Co sample:

а – in the untreated condition; б – after 24 h of DCT treatment; в – after 36 h of DCT treatment

щего кобальта (Co) была представлена светло-серой сеткой вокруг зерен. Связующая фаза была достаточно непрерывной, что свидетельствует о хороших условиях спекания. Однако наблюдались некоторые изолированные темные участки и микропустоты, указывающие на пористость, выкрашивания или области, обедненные связкой. Такие дефекты могут образовываться при полировке или в результате неполного уплотнения при спекании. Общая микроструктура характерна для WC-Co-композиата с мелко-средним зерном и умеренным фазовым контрастом.

Интерпретация

Необработанный образец демонстрирует стабильную и умеренно измельченную микро-

структуру с приемлемым распределением зерен и непрерывностью связующего. Однако пористость и дефекты могут оказывать негативное влияние на износостойкость и механические характеристики, что наблюдалось при механической обработке.

РЭМ-ЭДС-анализ образца после 24-часовой ГКО (рис. 7, б)

РЭМ исследования микроструктуры образца после 24-часовой ГКО показали высокую степень измельчения зерен WC: зерна были мельче, более равномерно распределены и плотнее упакованы, чем в необработанном образце. Границы зерен были более четкими и выраженными, что свидетельствует об усиленном межфазном

взаимодействии и улучшенной микроструктурной стабильности. Кобальтовая связующая фаза демонстрировала более высокую степень однородности и меньшее скопление, что указывает на улучшенное смачивание и перераспределение связи между зернами WC. Кроме того, пористость и дефекты были незначительными, что свидетельствует о снижении внутренних напряжений и повышенной плотности в результате криогенной обработки. ЭДС-анализ подтвердил присутствие вольфрама (W), кобальта (Co) и углерода (C), а также более равномерное распределение элементов, что подтверждает наблюдаемые микроструктурные изменения.

Интерпретация

Образец после 24-часовой ГКО демонстрирует оптимальные микроструктурные характеристики, включая измельчение зерен, равномерное распределение связующего и сниженную пористость. Эти особенности способствуют улучшению структурной целостности, что, как ожидается, повысит износостойкость, снизит трение и увеличит срок службы инструмента.

РЭМ-ЭДС-анализ образца после 36-часовой ГКО (рис. 7, в)

РЭМ-изображения образца после 36-часовой ГКО показали более крупные зерна WC по сравнению с образцом после 24-часовой обработки. Зерна все еще сохраняли свою угловатую морфологию, но некоторые границы зерен были менее четкими в определенных областях, что указывает на начало релаксации границ зерен. Кобальтовая связующая фаза была частично сегрегирована и локализована, что свидетельствует о термически активируемой миграции в течение длительного криогенного воздействия. Кроме того, наблюдалась умеренная пористость и микропустоты, которые были больше, чем в образце после 24-часовой ГКО, но все еще меньше, чем в необработанном состоянии. Элементный состав был подтвержден ЭДС-анализом, выявившим незначительные вариации в распределении фаз, обусловленные сегрегацией связи и микроструктурными дефектами.

Интерпретация

Образец после 36-часовой ГКО демонстрирует признаки переобработки, включая укрупнение зерен, сегрегацию связующей фазы и более высокую плотность дефектов по сравнению с

образцом после 24-часовой ГКО. Хотя он превосходит необработанный образец, ему не хватает оптимального микроструктурного баланса, необходимого для превосходных эксплуатационных характеристик.

РЭМ-ЭДС-анализ наглядно показал, что глубокая криогенная обработка оказывает сильное влияние на микроструктуру режущих инструментов из WC-Co. Образец после 24-часовой ГКО продемонстрировал наиболее желаемое сочетание свойств: измельченная структура зерен, равномерно диспергированная связка и низкая пористость по сравнению с двумя другими состояниями. Образец после 36-часовой ГКО показал снижение положительного эффекта, это указывает на то, что чрезмерное время выдержки приводит к микроструктурной деградации.

Таким образом, по данным оптической (рис. 6) и сканирующей электронной микроскопии (рис. 7) образец, подвергнутый 24-часовой ГКО, характеризуется наиболее однородной и мелкозернистой структурой карбида вольфрама и равномерным распределением кобальтовой связки. Увеличение продолжительности выдержки до 36 ч приводит к менее равномерной микроструктуре и повышению доли дефектов по сравнению с 24-часовой обработкой.

Анализ износа

Режущие инструменты были испытаны с помощью трибометра в условиях сухого трения для оценки износостойкости. До и после испытаний масса каждого образца определялась с использованием прецизионных электронных весов (Kero Laboratory Scale, модель BL-P6D/5003, дискретность 0,001 г). Потери от износа и износостойкость рассчитывались по разности масс. Испытанные образцы имели диаметр 10 мм и длину 14 мм. На рис. 8 показана экспериментальная установка и результаты взвешивания до и после испытания.

Результаты трибологических испытаний показали (табл. 4), что образец после 24-часовой ГКО продемонстрировал наименьшие потери от износа (0,138 г), что соответствует снижению примерно на 21,6 % по сравнению с необработанным образцом. Повышенная износостойкость объясняется измельчением зерен, улучшенным распределением кобальтовой связки и сниженной пористостью. Образец после 36-ча-



Рис. 8. Взвешивание образцов до и после испытаний на изнашивание

Fig. 8. Weighing of specimens before and after wear testing

Таблица 4

Table 4

Результаты испытаний на изнашивание

Wear test results

Образец / Sample	Начальная масса, г / Initial mass (g)	Конечная масса, г / Final mass (g)	Потеря массы, г / Mass loss (g)
Без обработки / Untreated	11,207 / 11.207	11,031 / 11.031	0,176 / 0.176
24 ч ГКО / 24 h DCT	11,000 / 11.000	10,862 / 10.862	0,138 / 0.138
36 ч ГКО / 36 h DCT	11,395 / 11.395	11,238 / 11.238	0,157 / 0.157

совой ГКО показал промежуточные результаты, это позволяет предположить, что более длительные выдержки могут быть нежелательными, так как они снижают положительный эффект, достигаемый при более коротких выдержках.

Улучшенная износостойкость в образце после 24-часовой ГКО объясняется следующими факторами:

- измельченной структурой зерен WC;
- равномерным распределением кобальтовой связки;
- сниженной пористостью и дефектами.

Эти свойства повышают несущую способность и снижают удаление материала при скольжении. Напротив, образец после 36-часовой ГКО показал несколько больший износ, чем образец после 24-часовой обработки, из-за укрупнения зерен и сегрегации связки, что наблюдалось при анализе с помощью растровой электронной микроскопии. Он превосходит необработанный

образец, однако чрезмерное криогенное воздействие приводит к снижению микроструктурной стабильности.

Анализ коэффициента трения (COF)

Данные по коэффициенту трения наглядно показывают (табл. 5), что глубокая криогенная обработка оказала положительное влияние на трибологические характеристики. Состояние после 24-часовой ГКО продемонстрировало наименьший средний коэффициент трения (0,33), что примерно на 17,5 % ниже, чем у необработанного образца (0,40). Это улучшение объясняется микроструктурной гомогенизацией и снижением шероховатости поверхности.

Количественный анализ пористости

Оптические микрофотографии необработанных и криогенно обработанных образцов WC-Co были проанализированы с использованием

Таблица 5

Table 5

Средний коэффициент трения

Average coefficient of friction

Образец / Sample	Средний коэффициент трения / Average coefficient of friction
БО / <i>UT</i>	0,40 / 0,40
24 ч ГКО / 24 h <i>DCT</i>	0,33 / 0,33
36 ч ГКО / 36 h <i>DCT</i>	0,37 / 0,37

программного обеспечения для обработки изображений ImageJ для количественного анализа пористости. Микрофотографии были преобразованы в полутоновые изображения и подвергнуты пороговой сегментации для разделения областей пор и матрицы. Процент пористости определялся как отношение общей площади пор к общей анализируемой площади. Для каждого образца анализировалось несколько микрофотографий, и для повышения достоверности измерений сообщалось среднее значение.

Количественный анализ пористости показал (табл. 6), что глубокая криогенная обработка оказала значительное влияние на снижение пористости. Необработанный образец имел наибольшую пористость – 3,42 %, что указывает на наличие микропустот и несплошностей в матрице WC-Co. Напротив, наименьшее значение пористости – 1,86 % – было зафиксировано для образца после 24-часовой ГКО, что свидетельствует о микроструктурном уплотнении и более равномерном распределении кобальтовой связующей фазы. Промежуточное значение пористости для образца после 36-часовой ГКО (2,47 %) позволяет предположить, что длительная криогенная выдержка может приводить к снижению положительного эффекта по сравнению с 24-часовой выдержкой. Сниженная пористость обе-

спечивает более высокую несущую способность, меньшее количество концентраторов напряжений и лучшую износостойкость, что согласуется с трибологическими результатами настоящего исследования. Таким образом, превосходные характеристики образца после 24-часовой ГКО частично объясняются его меньшей пористостью и лучшей микроструктурной целостностью.

Обсуждение

Наименьшая потеря массы зафиксирована для образца после 24-часовой ГКО (0,138 г), тогда как для необработанного образца она составила 0,176 г, а для образца после 36-часовой ГКО – 0,157 г. Таким образом, криогенная обработка повышает износостойкость инструмента, причём максимальный эффект достигается при выдержке 24 ч.

Средние значения коэффициента трения (табл. 5) согласуются с результатами по износу: наименьший коэффициент трения (0,33) соответствует образцу после 24-часовой ГКО, наибольший (0,40) – необработанному образцу, а образец после 36-часовой ГКО занимает промежуточное положение (0,37). Зависимости коэффициента трения от времени испытания приведены на рис. 9.

Пористость образцов (табл. 6) минимальна после 24-часовой ГКО (1,86 %) и максимальна в необработанном состоянии (3,42 %); при 36-часовой выдержке пористость возрастает до 2,47 %. Это подтверждает, что чрезмерно длительная криогенная выдержка сопровождается развитием дефектов и частичной утратой достигнутого при 24 ч эффекта уплотнения структуры.

Анализ фрикционных характеристик показал, что наименьшее среднее значение коэффициента трения зафиксировано для образца после 24-часовой ГКО (0,33), при этом его трибологи-

Таблица 6

Table 6

Пористость образцов WC-Co

Porosity of WC-Co samples

Образец / Sample	Пористость, % / Porosity (%)
БО / <i>UT</i>	3,42 / 3.42
24 ч ГКО / 24 h <i>DCT</i>	1,86 / 1.86
36 ч ГКО / 36 h <i>DCT</i>	2,47 / 2.47

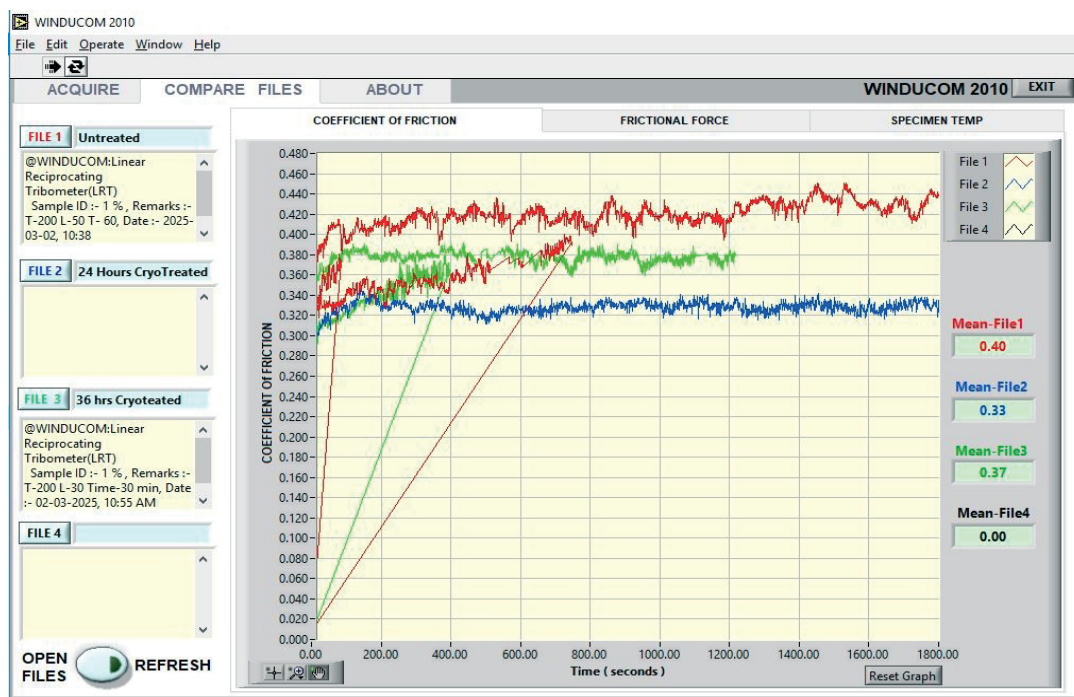


Рис. 9. Зависимость коэффициента трения от времени для необработанного образца, а также образцов после 24- и 36-часовой глубокой криогенной обработки (ГКО)

Fig. 9. Coefficient of friction vs. time for untreated, 24 h DCT, and 36 h DCT samples

ческое поведение отличалось наибольшей стабильностью на протяжении всего испытания. В противоположность этому необработанный образец продемонстрировал максимальный коэффициент трения (0,40) с выраженными колебаниями, что свидетельствует о нестабильных условиях контактного взаимодействия. Образец после 36-часовой ГКО занял промежуточное положение по фрикционным свойствам (0,37), превосходя необработанный, но уступая образцу с 24-часовой выдержкой. Столь высокие показатели последнего объясняются формированием гладкой и однородной микроструктуры, что согласуется с данными оптической микроскопии и РЭМ.

Улучшенное распределение зёрен карбида вольфрама и кобальтовой связующей фазы способствует минимизации поверхностных неровностей и более равномерному распределению контактных нагрузок, что в совокупности приводит к снижению трения. Напротив, необработанный образец характеризуется повышенным коэффициентом трения вследствие наличия микроструктурных дефектов, пористости и неоднородного распределения зёрен, увеличивающих сопротивление при скольжении. Сегрегация связующей фазы и укрупнение зёрен, наблюдае-

мые после 36-часовой обработки, обуславливают незначительное увеличение коэффициента трения по сравнению с 24-часовым режимом, что указывает на начало процессов переобработки. Кроме того, образец после 24-часовой ГКО демонстрирует стабильность фрикционных свойств во времени, что является критическим фактором для высокопроизводительной механической обработки и снижения тепловыделения в зоне резания.

Уменьшение трения напрямую способствует снижению силового взаимодействия инструмента с обрабатываемой заготовкой и, как следствие, увеличению стойкости режущего инструмента. Полученные результаты однозначно свидетельствуют о том, что глубокая криогенная обработка представляет собой эффективный метод повышения износостойкости и трибологических свойств режущих инструментов из WC-Co, однако её результативность критически зависит от продолжительности выдержки. Оптимальным признан режим 24-часовой ГКО, обеспечивающий наилучший компромисс между измельчением зёрен и структурной стабильностью, тогда как избыточная обработка (36 ч) приводит к снижению положительного эффекта вследствие микроструктурной деградации.

Заключение

В рамках настоящего исследования проведена систематическая оценка влияния продолжительности выдержки при глубокой криогенной обработке (ГКО) на эволюцию микроструктуры и трибологические характеристики концевых фрез из твердого сплава WC-Co.

1. Установлено, что криогенное воздействие приводит к выраженным структурным перестройкам в материале режущих инструментов из WC-Co, проявляющимся в гомогенизации распределения зерен карбида вольфрама, повышении сплошности кобальтовой связующей фазы и уменьшении объемной доли пор.

2. Согласно данным оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии (РЭМ), наиболее равномерная и дисперсная микроструктура зафиксирована для образца, подвергнутого 24-часовой выдержке.

3. Количественные трибологические испытания показали, что образец после 24-часовой выдержки характеризуется минимальными потерями массы от износа (0,138 г), тогда как для необработанного состояния и состояния после 36-часовой ГКО эти значения составили 0,176 г и 0,157 г соответственно, что подтверждает его преимущество в износостойкости.

4. Образец после 24-часовой ГКО продемонстрировал также наименьший коэффициент трения (0,33), что свидетельствует о существенном улучшении трибологических свойств при указанной продолжительности обработки.

5. Увеличение выдержки до 36 часов сопровождается возникновением микроструктурной неоднородности, выраженной в виде локальной сегрегации кобальтовой связки и повышенной плотности дефектов по сравнению с 24-часовым режимом.

6. Полученные данные подтверждают наличие прямой корреляции между степенью структурной измельченности и трибологическими свойствами криогенно обработанного материала режущих инструментов на основе WC-Co.

7. Режим 24-часовой ГКО обеспечивает оптимальный баланс между износостойкостью, антифрикционными свойствами и микроструктурной стабильностью среди всех исследованных вариантов обработки.

Список литературы

1. Effect of cryogenic treatment on the microstructure and the wear behavior of WC-Co end mills for machining of Ti6Al4V titanium alloy / O.N. Celik, A. Sert, H. Gasan, M. Ulutan // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 95 (5–8). – P. 2989–2999. – DOI: 10.1007/S00170-017-1444-1.

2. Effect of deep cryogenic treatment on microstructure, mechanical properties and machining performances of coated carbide tool / B. Li, S. Zhang, T. Zhang, J. Zhang // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2019. – Vol. 41 (1). – DOI: 10.1007/S40430-018-1533-6.

3. Effects of deep cryogenic treatment on microstructure and properties of WC-11Co cemented carbides with various carbon contents / C.H. Xie, J.W. Huang, Y.F. Tang, L.N. Gu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2015. – Vol. 25 (9). – P. 3023–3028. – DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63929-2.

4. Experimental investigation of tool wear in cryogenically treated insert during end milling of hard Ti alloy / V. Sivalingam, J. Sun, B. Selvam, P.K. Murugasen, B. Yang, S. Waqar // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2019. – Vol. 41 (2). – DOI: 10.1007/S40430-019-1612-3.

5. Bhople N., Mastud S., Mittal R.K. Metallurgical and machining performance aspects of cryotreated tungsten carbide micro end mill cutters // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2022. – Vol. 237 (3). – P. 492–502. – DOI: 10.1177/09544054221101765.

6. Mastud S., Bhople N., Mittal R.K. Performance analysis of uncoated, TiN coated and cryotreated micro tungsten carbide tools while micromilling of Ti-6Al-4V // International Journal of Machining and Machinability of Materials. – 2022. – Vol. 24 (1–2). – P. 110–131. – DOI: 10.1504/IJMMM.2022.10044694.

7. Kursuncu B. Influence of cryogenic heat treatment soaking period and temperature on performance of sintered carbide cutting tools in milling of Inconel 718 // International Journal of Refractory Metals & Hard Materials. – 2020. – Vol. 92. – DOI: 10.1016/j.jrmhm.2020.105323.

8. Arunkarthikeyan K., Balamurugan K., Rao P.M.V. Studies on cryogenically treated WC-Co insert at different soaking conditions // Materials and Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 35 (5). – P. 545–555. – DOI: 10.1080/10426914.2020.1726945.

9. Varghese V., Ramesh M., Chakradhar D. Influence of deep cryogenic treatment on performance of cemented carbide (WC-Co) inserts during dry end milling of maraging steel // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 37. – P. 242–250. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.11.030.

10. An insight into microstructure and machining performance of deep cryogenically treated cemented carbide inserts / B.N. Sahoo, A. Mohanty, S. Gangopadhyay, K. Vipindas // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 58. – P. 819–831. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.001.

11. *Arunkarthikeyan K., Balamurugan K.* Studies on the impact of soaking time on a cryogenic processed and post-tempered WC–Co insert // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 44. – P. 1692–1699. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.11.869.

12. Microstructural transformation analysis of cryogenic treated conical rock cutting bits for mining applications / M. Chinnasamy, R. Rathanasamy, S.K. Palaniappan, S.K. Pal // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2022. – Vol. 110. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2022.105995.

13. *Ozbek N.* Effects of cryogenic treatment types on the performance of coated tungsten tools in the turning of AISI H11 steel // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9. – P. 9442–9456. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.03.038.

14. *Mukkoti V.V., Sankaraiah G., Yohan M.* Effect of cryogenic treatment of tungsten carbide tools on cutting force and power consumption in CNC milling process // *Production & Manufacturing Research*. – 2018. – Vol. 6. – P. 149–170. – DOI: 10.1080/21693277.2018.1436011.

15. *Akincioglu S., Gökkaya H., Uygur İ.* The effects of cryogenic-treated carbide tools on tool wear and surface roughness of turning of Hastelloy C22 based on Taguchi method // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 82. – P. 303–314. – DOI: 10.1007/s00170-015-7356-z.

16. Wear behaviour of deep cryogenically treated coated tool during end milling / J.C. Sasi, J. Mathew, A. George, B. Kuriachen, P.B. Dhanish // *SSRN*. – 2024. – DOI: 10.2139/ssrn.4703707.

17. Next-generation tungsten carbide cutting bits through cryogenic treatment technique for superior

rock cutting performance: An experimental study / M.P. Chinnasamy, B. Samanta, R. Kumar, R. Rathanasamy // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2024. – Vol. 125. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2024.106923.

18. Impact of cryogenic treatment on the performance of coated tungsten carbide inserts during machining of EN24 grade alloy steel / R. Prem Chand, T.V.S. Reddy, C. Anjinappa, B. Omprakash, A. Razak, A.W. Wodajo // *Engineering Reports*. – 2024. – Vol. 6. – P. e12839. – DOI: 10.1002/eng2.12839.

19. Dentin bond strength of dental adhesives functionalized with polyhedral oligomeric silsesquioxanes / J. Biermann, C.E. Bieñ, C. Lechte, P. Kanzow, A. Wiegand // *Materials*. – 2024. – Vol. 17 (6). – P. 1321. – DOI: 10.3390/ma17061321.

20. *Premjarunan S., Chindaprasirt P., Chaysuwan D.* Study on the effects of cryogenic treatment on WC–Co cemented carbides // *Metals*. – 2025. – Vol. 15 (3). – P. 297. – DOI: 10.3390/met15030297.

21. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of ultrafine WC–Co composite / P. Mao, J. Peng, K. Chen, C. Zhou, J. Gao, X. Zhang, X. Xiao, X. Wu, R. Peng // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2026. – Vol. 134. – P. 107429. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2025.107429.

22. *Gao Y., Wang Y., Chen Z.* The effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of coated cemented carbide tools // *Materials Today Communications*. – 2025. – Vol. 42. – P. 110245. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.110245.

23. Microstructural and tribological characterization of cryogenic treated WC–Co cutting bits under different holding times for rock cutting applications / M. Chinnasamy, R. Rathanasamy, S.K. Palaniappan, S.K. Pal, P. Muthuswamy, R.R. Korrayi, M.E. Uddin // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2024. – Vol. 33. – P. 4933–4950. – DOI: 10.1007/s11665-023-08291-9.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of deep cryogenic treatment duration on microstructure and tribological behaviour of WC-Co cutting tools

Kirankumar Jagtap^{a, *}, Ravindra Deshmukh^b

Department of Mechanical Engineering, Jawaharlal Nehru Engineering College, MGM University, MGM Campus, N-6, CIDCO, Chhatrapati Sambhajanagar (Aurangabad), Maharashtra, 431003, India.

^a <https://orcid.org/0000-0002-4088-3544>, k23.jagtap@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0009-0007-5329-9981>, rdeshmukh1@mgmu.ac.in

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 June 2026

Revised: 29 June 2026

Accepted: 11 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

WC-Co cutting tools

Deep cryogenic treatment

Cryogenic soaking duration

Tungsten carbide

Tool wear

Coefficient of friction

Tribological performance

SEM-EDS analysis

Microstructural refinement

ABSTRACT

Introduction. Titanium machining is difficult because of its low thermal conductivity, high chemical affinity, and tendency to generate high cutting-zone temperatures, which accelerate tool wear and premature tool failure. WC-Co cutting tools are common to these applications; however, the degree of microstructural stability, the distribution and wear resistance of the cobalt binder play an important role in the performance. The effect of deep cryogenic treatment (DCT) soaking time on the tribological properties and the microstructure of WC-Co end mill cutting tools is investigated in the present study. **Materials and methods.** WC-Co tools were examined under three conditions: untreated (UT), 24 h DCT, and 36 h DCT. The cryogenic treatment was carried out at -196°C with subsequent slow temperature increase and tempering at 150°C for 2 h. To assess tungsten carbide grain distribution, cobalt binder phase continuity and porosity, the microstructural characteristics were studied by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive spectroscopy (EDS). Tribological performance was evaluated using a Ducom tribometer in accordance with ASTM G133, with wear loss and coefficient of friction as the primary measurement parameters. **Results and discussion.** The 24 h DCT sample exhibited the most uniform and fine-grained WC structure, a more uniform distribution of the cobalt binder than the untreated sample, and lower porosity than the 36 h DCT sample. This microstructural enhancement led to the lowest COF of 0.33 and minimum wear loss of 0.138 g. The coefficient of friction for the untreated sample was 0.40, which was higher than that of the treated samples, while the wear loss for the untreated sample was 0.176 g. The 36 h DCT sample exhibited intermediate values of the coefficient of friction (0.37) and wear loss (0.157 g); thus, the beneficial effect of cryogenic treatment may be lessened with prolonged soaking time because of the development of defects and microstructural non-uniformity. **Conclusions.** The 24 h DCT soaking time was determined to be the optimal condition to improve the microstructural stability, friction reduction, and wear resistance of WC-Co cutting tools. The results are helpful for determining the parameters for the cryogenic treatment of WC-Co cutting tools for use in difficult-to-machine materials like titanium.

For citation: Jagtap K.R., Deshmukh R.R. Effect of deep cryogenic treatment duration on microstructure and tribological behaviour of WC-Co cutting tools. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 167–184. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-167-184. (In Russian).

References

1. Celik O.N., Sert A., Gasan H., Ulutan M. Effect of cryogenic treatment on the microstructure and the wear behavior of WC-Co end mills for machining of Ti6Al4V titanium alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95 (5–8), p. 2989–2999. DOI: 10.1007/S00170-017-1444-1.
2. Li B., Zhang S., Zhang T., Zhang J. Effect of deep cryogenic treatment on microstructure, mechanical properties and machining performances of coated carbide tool. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2019, vol. 41 (1). DOI: 10.1007/S40430-018-1533-6.
3. Xie C.H., Huang J.W., Tang Y.F., Gu L.N. Effects of deep cryogenic treatment on microstructure and properties of WC-11Co cemented carbides with various carbon contents. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, vol. 25 (9), pp. 3023–3028. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63929-2.

* Corresponding author

Jagtap Kirankumar R., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Jawaharlal Nehru Engineering College, MGM University,
MGM Campus, N-6, CIDCO, Chhatrapati Sambhajanagar (Aurangabad),
431003, Maharashtra, India
Tel: +91-9175591931, e-mail: k23.jagtap@gmail.com



4. Sivalingam V., Sun J., Selvam B., Murugasen P.K., Yang B. Experimental investigation of tool wear in cryogenically treated insert during end milling of hard Ti alloy. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2019, vol. 41 (2). DOI: 10.1007/S40430-019-1612-3.
5. Bhople N., Mastud S., Mittal R.K. Metallurgical and machining performance aspects of cryotreated tungsten carbide micro end mill cutters. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2022, vol. 237 (3), pp. 492–502. DOI: 10.1177/09544054221101765.
6. Mastud S., Bhople N., Mittal R.K. Performance analysis of uncoated, TiN coated and cryotreated micro tungsten carbide tools while micromilling of Ti–6Al–4V. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2022, vol. 24 (1–2), pp. 110–131. DOI: 10.1504/IJMMM.2022.10044694.
7. Kursuncu B. Influence of cryogenic heat treatment soaking period and temperature on performance of sintered carbide cutting tools in milling of Inconel 718. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2020, vol. 92. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105323.
8. Arunkarthikeyan K., Balamurugan K., Rao P.M.V. Studies on cryogenically treated WC–Co insert at different soaking conditions. *Materials and Manufacturing Processes*, 2020, vol. 35 (5), pp. 545–555. DOI: 10.1080/10426914.2020.1726945.
9. Varghese V., Ramesh M., Chakradhar D. Influence of deep cryogenic treatment on performance of cemented carbide (WC–Co) inserts during dry end milling of maraging steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 37, pp. 242–250. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.11.030.
10. Sahoo B.N., Mohanty A., Gangopadhyay S., Vipindas K. An insight into microstructure and machining performance of deep cryogenically treated cemented carbide inserts. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 819–831. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.001.
11. Arunkarthikeyan K., Balamurugan K. Studies on the impact of soaking time on a cryogenic processed and post-tempered WC–Co insert. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 1692–1699. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.11.869.
12. Chinnasamy M., Rathanasamy R., Palaniappan N., Pal S.K. Microstructural transformation analysis of cryogenic treated conical rock cutting bits for mining applications. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2022, vol. 110. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2022.105995.
13. Ozbek N. Effects of cryogenic treatment types on the performance of coated tungsten tools in the turning of AISI H11 steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, pp. 9442–9456. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.03.038.
14. Mukkoti V.V., Sankaraiah G., Yohan M. Effect of cryogenic treatment of tungsten carbide tools on cutting force and power consumption in CNC milling process. *Production & Manufacturing Research*, 2018, vol. 6, pp. 149–170. DOI: 10.1080/21693277.2018.1436011.
15. Akıncioğlu S., Gökkaya H., Uygur İ. The effects of cryogenic-treated carbide tools on tool wear and surface roughness of turning of Hastelloy C22 based on Taguchi method. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 82, pp. 303–314. DOI: 10.1007/s00170-015-7356-z.
16. Sasi J.C., Mathew J., George A., Kuriachen B., Dhanish P.B. Wear behaviour of deep cryogenically treated coated tool during end milling. *SSRN*, 2024. DOI: 10.2139/ssrn.4703707.
17. Chinnasamy M., Samanta B., Kumar R., Rathanasamy R. Next-generation tungsten carbide cutting bits through cryogenic treatment technique for superior rock cutting performance: An experimental study. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2024, vol. 125. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2024.106923.
18. Prem Chand R., Reddy T.V.S., Anjinappa C., Omprakash B., Razak A., Wodajo A.W. Impact of cryogenic treatment on the performance of coated tungsten carbide inserts during machining of EN24 grade alloy steel. *Engineering Reports*, 2024, vol. 6, p. e12839. DOI: 10.1002/eng2.12839.
19. Biermann J., Bieñ C.E., Lechte C., Kanzow P., Wiegand A. Dentin bond strength of dental adhesives functionalized with polyhedral oligomeric silsesquioxanes. *Materials*, 2024, vol. 17 (6), p. 1321. DOI: 10.3390/ma17061321.
20. Premjarunan S., Chindaprasirt P., Chaysuwan D. Study on the effects of cryogenic treatment on WC–Co cemented carbides. *Metals*, 2025, vol. 15 (3), p. 297. DOI: 10.3390/met15030297.
21. Mao P., Peng J., Chen K., Zhou C., Gao J., Zhang X., Xiao X., Wu X., Peng R. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of ultrafine WC–Co composite. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2026, vol. 134, p. 107429. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2025.107429.

22. Gao Y., Wang Y., Chen Z. The effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of coated cemented carbide tools. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 42, p. 110245. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.110245.

23. Chinnasamy M., Rathanasamy R., Palaniappan S.K., Pal S.K., Muthuswamy P., Korrayi R.R., Uddin M.E. Microstructural and tribological characterization of cryogenic treated WC–Co cutting bits under different holding times for rock cutting applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, vol. 33, pp. 4933–4950. DOI: 10.1007/s11665-023-08291-9.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Структурные исследования графенового покрытия на медной подложке, полученного методом масштабируемого распыления из ксилольной дисперсии

Судхакар Виттхалпрао Гири^{1, 2, а, *}, Арун Аути^{3, b}, Абхиджит Кадам^{4, c}, Раджендра Шинде^{2, d}

¹ Университет им. доктора Бабасахеба Амбедкара в Маратхваде, г. Чхатрапати Самбхаджинагар, штат Махараштра, 431004, Индия

² Кафедра машиностроения, Инженерный колледж им. Чхатрапати Шаху Махараджа Образовательного фонда CSMSS, район Канчанвади, г. Чхатрапати Самбхаджинагар, штат Махараштра, 431011, Индия

³ Кафедра машиностроения, Махараштринский технологический институт, обходная дорога Бид, район Сатара Парисар, ворота № 5, г. Чхатрапати Самбхаджинагар, штат Махараштра, 431010, Индия

⁴ Кафедра физики, Инженерный колледж им. Чхатрапати Шаху Махараджа Образовательного фонда CSMSS, район Канчанвади, г. Чхатрапати Самбхаджинагар, штат Махараштра, 431011, Индия

^a  <https://orcid.org/0009-0009-0230-2030>,  sudhavgiri@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-2132-0532>,  arun.autee@mit.asia;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-0593-6145>,  arkadam6@gmail.com; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-5329-1118>,  rajendrashinde2222@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.18; 544.7

История статьи:

Поступила: 24 мая 2026

Рецензирование: 30 мая 2026

Принята к печати: 13 июня 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Графеновое покрытие
 Теплообменник
 Напыленное покрытие
 Ксилольная дисперсия
 Медная подложка
 Рамановская спектроскопия
 ИК-Фурье-анализ
 РФА-исследования
 Малослойный графен
 Терморегулирование

АННОТАЦИЯ

Введение. Графен обладает исключительной теплопроводностью, гидрофобностью, механической прочностью и высокой подвижностью носителей заряда, что делает его перспективным материалом для систем терморегулирования и теплообмена. Однако традиционные методы нанесения, такие как химическое осаждение из газовой фазы (CVD), часто являются дорогостоящими, технологически сложными и трудно масштабируемыми для крупногабаритных инженерных приложений. Настоящее исследование направлено на разработку простого, экономически эффективного и масштабируемого метода *in situ* напыления для нанесения графенового покрытия на медные подложки с применением ксилольной дисперсионной системы. **Материалы и методы.** Для получения стабильной распыляемой дисперсии графена использовали графен, синтезированный по модифицированному методу Хаммера и диспергированный в смеси ксилола, изопропанола, эпоксидного связующего и суспендирующих агентов. Покрытие наносили на медные подложки в контролируемых условиях. Структурные и поверхностные характеристики графенового покрытия на медной подложке исследовали с помощью рентгенофазового анализа (РФА), рамановской спектроскопии, инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). Толщина слоя графена и межплоскостное расстояние оценивались с использованием закона Брэгга и уравнения Шеррера. **Результаты и обсуждение.** Рентгенофазовый анализ (РФА) подтвердил формирование малослойного графена с межплоскостным расстоянием 3,37 Å и расчетной толщиной, соответствующей приблизительно 5–6 слоям графена. Рамановская спектроскопия выявила характерные D-, G- и 2D-полосы, подтверждающие успешное нанесение графенового покрытия на медную подложку. Отношение I_D/I_G снизилось с 2,1 для исходного графенового порошка до 0,85 после нанесения покрытия, что указывает на преимущественное осаждение лучше диспергированных графеновых листов. ИК-Фурье-анализ показал наличие межфазных взаимодействий Cu–O–C между графеном и медью. Данные РЭМ выявили равномерно распределенные морщинистые графеновые листы, образующие взаимосвязанные проводящие пути по поверхности подложки. Кристаллографическая структура меди осталась неизменной после нанесения покрытия, вторичные фазы не обнаружены. **Заключение.** Разработанный метод напыления с использованием ксилольной дисперсии представляет собой практичный и масштабируемый способ нанесения графенового покрытия на медные подложки. Полученное покрытие продемонстрировало межплоскостное расстояние 3,37 Å, приблизительно 5–6 графеновых слоев, характерные рамановские сигнатуры графена и однородную морфологию поверхности. Результаты настоящей работы подтверждают потенциал графеновых покрытий на медных подложках для применения в системах терморегулирования, включая конденсаторы, испарители, теплообменники с фазовым переходом и высокоэффективные теплообменные поверхности.

Для цитирования: Структурные исследования графенового покрытия на медной подложке, полученного методом масштабируемого распыления из ксилольной дисперсии / С.В. Гири, А. Аути, А. Кадам, Р. Шинде // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 185–204. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-185-204.

Введение

Эффективное использование энергии в промышленных системах в значительной степени определяется эффективностью теплообмена между нагретыми и охлажденными теплоносителями. Теплообменники являются ключевыми элементами для реализации этого процесса; повышение их тепловой эффективности позволяет

*Адрес для переписки

Гири Судхакар Виттхалпрао, к.т.н., научный сотрудник
 Университет им. доктора Бабасахеба Амбедкара в Маратхваде,
 г. Чхатрапати Самбхаджинагар,
 431004, штат Махараштра, Индия
 Тел.: +91 9850884540, e-mail: sudhavgiri@gmail.com

улучшить общую производительность оборудования и снизить эксплуатационные затраты. Для интенсификации теплообмена исследованы различные подходы – от добавления высокотеплопроводных частиц в рабочие жидкости [1, 2] до нанесения функциональных покрытий на поверхности теплообменников. Среди них графеновые наночастицы [3–7] и содержащие их покрытия вызывают наибольший интерес благодаря уникальному сочетанию свойств графена – высокой теплопроводности и гидрофобности. Эти характеристики позволяют уменьшить габариты теплообменников без потери тепловой мощности и делают графен особенно перспективным для покрытий в аппаратах с фазовым переходом, где он способен существенно повысить интенсивность теплообмена.

Новаторская работа Гейма (Geim) и Новоселова (Novoselov) [4] в 2004 году ознаменовала появление монослойного графена, отличающегося исключительной жесткостью, электро- и теплопроводностью. Высокая теплопроводность графена привлекла значительное внимание в области теплотехники. В этой области исследователи все чаще обращают внимание на монослойный графен вместо традиционных материалов, таких как золото, медь и углеродные нанотрубки, благодаря его исключительной теплопроводности. Это делает графен весьма эффективным для отвода тепла в компактных электронных устройствах. Баладин (Balandin) и соавторы [8] установили, что свободно лежащий графен может превосходить известную теплопроводность любого материала со значением в диапазоне от 2000 до 4000 Вт/(м·К), что также значительно выше, чем у алмаза. Графеновые покрытия на подложках SiO₂ показали теплопроводность около 600 Вт/(м·К), что примерно на 50 % выше, чем у меди. Кроме того, тепловые свойства графеновых материалов исследовались с помощью моделирования [9–11] и экспериментов [12–14]. Перссон (Persson) и соавторы [15] изучали механизм теплообмена при поверхностном контакте между слоями графена и подложками SiO₂, подчеркивая важность частичного поверхностного контакта в теплообмене. Их результаты показали критическую роль реальных контактных поверхностей в повышении эффективности теплообмена.

Концепция фазового перехода нашла применение в технологии теплообмена, вызвав боль-

шой интерес в этой области благодаря широкому промышленному использованию таких процессов. Потенциальным решением для улучшения теплопередачи является добавление наночастиц в рабочую жидкость. Ким (Kim) и соавторы [16] отметили, что частицы в жидкости могут собираться на внутренней поверхности стенки и формировать пористые отложения, которые увеличивают шероховатость поверхности и гидрофильность. Эти изменения усиливают скорость испарения и, следовательно, улучшают общую эффективность теплопередачи. В термосифоне Тонг (Tong) и соавторы [17] исследовали и сравнили эффективность рабочей жидкости с добавлением порошка оксида графена (GO) и рабочей жидкости с наночастицами оксида серебра (Ag₂O). Они обнаружили, что хотя оксид графена является гидрофобным, он обладает отличной проникающей способностью, поскольку располагается слоями с промежутками между ними и позволяет жидкостям проникать туда. Дальнейшие исследования Ан (Ahn) и соавторов [18, 19] показали, что критический тепловой поток увеличился на 70 % после использования восстановленного оксида графена (RGO), это важный параметр кипящего теплообмена. Данное улучшение подчеркивает потенциал материала в повышении эффективности теплопередачи.

Графеновые покрытия, способствующие капельной конденсации (drop-wise condensation, DWC), привлекли внимание благодаря их применению в системах конденсации водяного пара и др. [20, 21]. В традиционных системах конденсация осуществляется в пленочном режиме [21–23], при котором жидкая пленка покрывает более холодную поверхность, и этот режим является предпочтительным для гидрофобных поверхностей металлов, преимущественно используемых в теплообменниках [24]. Однако при снижении смачиваемости поверхности (например, путем нанесения гидрофобного покрытия, такого как графен) могут образовываться дискретные жидкие капли, которые растут до максимального размера, допустимого силами тяжести и другими факторами, а затем скользят по поверхности [25]. Это способствует капельной конденсации вместо пленочной конденсации (film-wise condensation, FWC), что дает существенные преимущества – снижает сопротивление теплопроводности жидкостной

пленки и приводит к значительному увеличению коэффициента теплоотдачи (heat transfer coefficient, НТС). Коэффициент теплоотдачи при капельной конденсации значительно выше – как правило, на порядок по сравнению с пленочной конденсацией, особенно при конденсации пара. Это улучшение коэффициента теплоотдачи при капельной конденсации имеет глубокие последствия для эффективности и производительности многих промышленных процессов конденсации с точки зрения более эффективного теплообмена и использования энергии.

Функционализация поверхности для достижения гидрофобности обычно необходима для получения капельной конденсации [26, 27]. Благодаря своим гидрофобным свойствам графен был признан потенциальным кандидатом для таких покрытий. Экспериментальные измерения и моделирования оценивают краевой угол смачивания графена водой в диапазоне от 95 до 100 градусов [28]. Рафии (Rafiee) и соавторы также обнаружили, что графеновые пленки на различных подложках являются «смачивающе прозрачными» (wetting transparent) и не изменяют смачиваемость нижележащей подложки [29]. Однако с увеличением числа слоев графена это поведение меняется и в конечном счете сходится к краевому углу смачивания объемного графита. Кроме того, возможно улучшение гидрофобных свойств путем наноструктурирования поверхности подложки или использования методов структурирования [30]. Эта модификация поверхности способствует увеличению краевого угла смачивания, что содействует капельной конденсации. Кроме того, было обнаружено, что слои графена, выращенные на медных подложках, снижают гистерезис краевого угла, это приводит к меньшему закреплению водяных капель. Данное свойство важно для обеспечения движения капель и максимальной эффективности капельной конденсации (DWC).

Однородные графеновые покрытия обычно изготавливаются с использованием методов химического осаждения из газовой фазы (chemical vapour deposition, CVD). Альтернативно хлопья могут быть получены путем отслаивания графита с последующим осаждением на подходящие подложки [31, 32]. Эти методы обеспечивают точный контроль над толщиной и однородностью слоя графена, что делает их выгодными

для различных применений. Однако такие процессы могут быть трудоемкими, энергоемкими и дорогостоящими. Оксид графена (GO) имеет ряд преимуществ, включая хорошую совместимость с органическими и водными растворителями и простоту технологической обработки [33]. С помощью различных процессов смачиваемость покрытий GO может быть изменена на гидрофобную [34]. Хотя имеется значительный объем литературы [28, 35] по смачиваемости графеновых пленок, но исследования, специально рассматривающие расчеты теплообмена при капельной конденсации пара, остаются относительно редкими. Тем не менее графен и оксид графена уже были исследованы в приложениях кипения в критических электрических устройствах [36, 37]. Покрытия из графена и GO показали перспективность в повышении эффективности теплообмена в различных контекстах. Например, Рафии и соавторы [29] наблюдали увеличение теплообмена на 30 % на графеновых покрытиях на медных подложках по сравнению с чистой медью при конденсации влажного воздуха. Хак (Haque) и соавторы [38, 39] исследовали рост водяных капель на покрытых GO медных подложках и событие замерзания, подчеркивая потенциал графеновых покрытий в управлении процессами, связанными с водой. Однако конкретное применение графеновых покрытий для усиления теплообмена при конденсации пара остается ограниченным.

Используя подходящие методы нанесения графеновых покрытий на медь и другие металлические трубы и подложки в сочетании с различными наножидкостями, исследователи показали многообещающие улучшения в тепловых характеристиках и механизмах теплообмена. Замечательные свойства и универсальность графена делают его востребованным материалом в различных передовых технологиях и промышленных областях. Однако в значительной части опубликованных исследований авторы использовали растворы GO, из-за чего полученные пленки часто имели неравномерную толщину, что указывает на необходимость дальнейшего изучения методов изготовления или нанесения покрытий. Из-за ограничений метода CVD-нанесения для массового производства выбор других подходящих методов нанесения остается сложной задачей для рассматриваемого при-

менения. Требуется дальнейшее исследование изменений теплофизических свойств, таких как теплопроводность, температуропроводность и удельная теплоемкость, с точки зрения проектирования для расширения применения графенового покрытия в механизмах теплообмена. Эти исследования в совокупности способствуют пониманию динамики испарения и конденсации одиночной капли, давая представление о влиянии свойств поверхности и морфологии на процессы теплообмена с фазовым переходом.

Модифицированный метод Хаммерса является широко признанным и принятым методом химического вторичного отслаивания графена и его производных [40]. Этот метод позволяет получить GO, который после восстановления превращается в RGO. Дальнейшее восстановление и химическая обработка дают графен в одном или нескольких слоях в зависимости от степени восстановления. Однако графен, полученный модифицированным методом Хаммерса, содержит различные дефекты и функциональные группы в разных местах. Хотя он дает дефектный графен, метод можно считать превосходным для изготовления большого количества графена и его производных непосредственно из графита.

Три изомера диметилбензола объединены в группу ксилолов. Этилбензол и изомеры ксилола важны в нефтехимической промышленности как основа для синтеза многих органических соединений [41]. Структура ксилола представляет собой бензольное кольцо с двумя метильными группами (CH₃), что дает три изомера – орто-, мета- и параксилон. Эти изомеры имеют одинаковую химическую формулу C₈H₁₀ или C₆H₄(CH₃)₂, но различаются положениями метильных групп в кольце [42]. Хотя графен обладает присущими ему отличными физическими свойствами, его анизотропная природа создает множество проблем на практике. Нанесение покрытия из графена или его производных на подходящую подложку является одним из методов использования этих превосходных свойств. Хотя большинство применений не предполагают дисперсии графена напрямую, многие из них требуют диспергирования графена на некотором этапе процесса (например, осаждение тонких пленок графена), поэтому стабильность, концентрация и общее качество дисперсии остаются чрезвычайно важными [43].

При приготовлении дисперсий графена для различных применений используются различные методы с разными растворителями. Метод физической дисперсии является предпочтительным по сравнению с химическим окислительным прививанием для защиты и сохранения превосходных свойств графена [44]. В методе физической дисперсии связывание графена с полимером возможно через два слабых связующих взаимодействия: C–H...π и π–π; однако π–π-связывание обеспечивает более прочную адсорбционную связь между графеном и полимером [45–48]. Интеркаляция полимерного растворителя между слоями графена через эти слабые связующие силы может создавать стерическое препятствие через π–π-адсорбцию для диспергирования графена. Однако для связывания графена с полимером через π–π-связывание полимер также должен иметь гексатомную кольцевую структуру [49].

Лю (Liu) и соавторы [49] впервые сообщили о ксилольной дисперсии графена в ароматической нефтяной смоле методом смешивания растворов и исследовали влияние содержания ксилола на качество дисперсии. Полученный раствор дисперсии графена затем использовали для покрытия пластин из алюминиевого сплава 2024 для изучения их защитных свойств от коррозии. Это исследование проводилось с помощью различных методов, таких как РФА, рамановская спектроскопия и РЭМ, для подтверждения присутствия графена в нанесенных покрытиях на подложках из алюминиевого сплава. Их исследование подтвердило успешное диспергирование графена в ароматических нефтяных смолах для защиты от коррозии, но гидрофобная характеристика не рассматривалась. Несмотря на многообещающие результаты, сообщенные о дисперсии графена в ксилольных системах, остается ограниченное понимание масштабируемых методов распыления для получения графеновых покрытий на медных подложках, предназначенных для применения в системах терморегулирования. Большинство опубликованных исследований сосредоточены либо на защите от коррозии, либо на покрытиях на основе оксида графена, в то время как исследования, посвященные прямому осаждению графена, структурным исследованиям и взаимодействиям покрытия с подложкой с помощью простого и промышленно масштаби-

руемого процесса распыления, остаются редкими. Этот пробел в исследованиях послужил мотивацией для настоящей работы.

Графен с эпоксидными связующими для покрытий описан в доступной литературе. Однако при добавлении отвердителя агломерация графена в базовом растворителе со смолой является одним из основных препятствий при приготовлении устойчивого раствора для распыления на металлические подложки для механических применений. Метод напыления, идеальный для получения однородного тонкого покрытия, требует сравнительно более жидкого раствора для распыления, чем другие методы.

Цель настоящего исследования – разработать масштабируемый процесс напыления с использованием ксилольной дисперсии для осаждения графена на медные подложки и исследовать структурные характеристики полученной системы графенового покрытия на меди.

Для достижения этой цели были поставлены следующие **задачи**:

- приготовить стабильную дисперсию графена с использованием ксилольной растворительной системы;
- нанести графен на медные подложки методом *in situ* напыления;
- исследовать кристаллографические характеристики графена с помощью рентгенофазового анализа (РФА);
- оценить структурные дефекты и характеристики слоев с помощью рамановской спектроскопии;
- исследовать межфазные взаимодействия между графеном и медью с помощью инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье);
- исследовать морфологию покрытия с помощью РЭМ;
- оценить пригодность разработанного процесса нанесения покрытия для применения в системах терморегулирования.

Материалы и методы

Материалы

В настоящем исследовании использовался коммерческий графеновый порошок, синтезированный методом усиленного окислительного отслаивания (модифицированный метод Хам-

мерса) и приобретенный у KNV Incorporation, Нагпур, Индия. Модифицированный метод Хаммерса широко признан эффективным и масштабируемым способом получения графеновых материалов, хотя он может вносить структурные дефекты и остаточные кислородсодержащие функциональные группы в процессе окисления и отслаивания. Перед приготовлением покрытия исходный графеновый порошок был всесторонне охарактеризован с использованием рентгенофазового анализа (РФА), рамановской спектроскопии, инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье) и растровой электронной микроскопии (РЭМ). РФА-исследования подтвердили графитоподобную структуру с межплоскостным расстоянием 3,37 Å и расчетной толщиной стопки графеновых слоев, соответствующей приблизительно 5-6 слоям. Рамановская спектроскопия показала характерные D-, G- и 2D-полосы графена с отношением $I_D/I_G = 2,1$, что указывает на наличие структурных дефектов, характерных для химически отслоенного графена. Данные РЭМ выявили характерную морщинистую и слоистую морфологию отслоенных графеновых листов. Результаты характеристики подтвердили пригодность графенового порошка для приготовления стабильных дисперсий и последующего нанесения покрытий методом распыления.

Выбор графена, синтезированного модифицированным методом Хаммерса, был основан на его масштабируемости, коммерческой доступности и пригодности для крупноформатных покрытий. Хотя альтернативные методы синтеза, такие как химическое осаждение из газовой фазы, могут производить графен более высокого качества с меньшим количеством дефектов, эти методы, как правило, связаны с более высокими производственными затратами и меньшей масштабируемостью. Поэтому химически отслоенный графен был признан более подходящим для настоящего исследования, которое сосредоточено на разработке практичного и масштабируемого процесса нанесения покрытия методом распыления.

Методы исследования

Структурные, морфологические и химические характеристики графенового порошка и графеновых покрытий на медных подложках

исследовали с применением комплекса методов: рентгенофазового анализа (РФА), рамановской спектроскопии, инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье) и растровой электронной микроскопии с автоэмиссионным катодом (РЭМ-ПЭ). Методы исследования и рабочие параметры, использованные в настоящем исследовании, обобщены в табл. 1.

Кристаллическая структура, фазовый состав и межплоскостное расстояние образцов графена и графеновых покрытий на меди анализировали с помощью рентгеновского дифрактометра (Bruker D8 Advance, Германия) с Cu-K α -излучением ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$) в выбранном диапазоне углов дифракции. Толщина кристаллитов и расчетное количество слоев графена определялись с использованием уравнения Шеррера и закона Брэгга.

Для оценки структурного качества, плотности дефектов и слоевых характеристик графена применяли Раман-спектрометр (Xplora Plus, Horiba Scientific, Франция), оснащенный лазером с длиной волны возбуждения 532 нм и дифракционной решеткой с плотностью штрихов 1200 штр/мм. Мощность лазера тщательно контролировалась для предотвращения локального

термического повреждения нанесенного графена. Для улучшения спектрального разрешения и оценки однородности покрытия на стеклянных подложках методами капельного осаждения и растекания с раскруткой были приготовлены дополнительные графеновые пленки.

Функциональные группы и межфазные химические взаимодействия между графеном и медью исследовали с помощью инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье, Shimadzu, Япония) в спектральном диапазоне 400...4000 см⁻¹.

Морфологию поверхности исследовали с использованием растровой электронной микроскопии с автоэмиссионным катодом (РЭМ-ПЭ, JEOL, Япония). Перед проведением РЭМ-исследований образцы покрывали тонким токопроводящим слоем для минимизации зарядки поверхности и улучшения качества изображения. РЭМ-съемку выполняли при соответствующих ускоряющих напряжениях и рабочих расстояниях для наблюдения морфологии графеновых листов, степени покрытия поверхности и однородности покрытия. Энергодисперсионную рентгеновскую спектроскопию (ЭДС) использовали совместно с РЭМ-ПЭ для опре-

Таблица 1

Table 1

Методы исследования, используемое оборудование, рабочие параметры и цели анализа в настоящем исследовании

Characterization techniques, instrumentation, operating parameters, and purpose of analysis used in the present study

Метод / Technique	Оборудование / Equipment	Рабочие параметры / Operating parameters	Цель анализа / Purpose
РФА / <i>XRD</i>	Bruker D8 Advance	Cu-K α , $\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$ / Cu-K α , $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$	Кристаллическая структура и оценка числа слоев / Crystal structure and layer estimation
Рамановская спектроскопия / <i>Raman</i>	Horiba Xplora Plus	Лазер 532 нм, 1200 штр/мм / 532 nm laser, 1,200 grooves mm ⁻¹	Плотность дефектов и исследование слоев / Defect density and layer characterization
ИК-Фурье / <i>FTIR</i>	Shimadzu FTIR	400...4000 см ⁻¹ / 400–4,000 cm ⁻¹	Анализ функциональных групп / Functional group analysis
РЭМ-ПЭ / <i>FESEM</i>	JEOL FESEM	Соответствующее ускоряющее напряжение / Appropriate accelerating voltage	Анализ морфологии поверхности / Surface morphology analysis
ЭДС* / <i>EDS*</i>	Oxford Inca	Совмещена с РЭМ-ПЭ / Coupled with <i>FESEM</i>	Элементный анализ / Elemental analysis

деления элементного состава покрытых поверхностей и подтверждения наличия богатых углеродом графеновых отложений на медной подложке.

Среднюю толщину покрытия измеряли в нескольких местах с помощью микроскопического анализа изображений и сообщали среднее значение для оценки однородности покрытия и воспроизводимости осаждения.

Результаты и их обсуждение

РФА-исследования

Рентгенофазовый анализ (РФА) был проведен для исследования структурных свойств синтезированного графенового порошка и напыленного покрытия на медной подложке. Как показано на рис. 1, дифрактограмма графенового порошка демонстрирует широкий дифракционный пик с центром приблизительно при $2\theta \approx 26^\circ$, соответствующий плоскости (002) графитового углерода, что хорошо согласуется со стандартной картой ICSD № 00-001-0640. Широкий характер этого пика указывает на присутствие малослойного графена с частичным нарушением упорядоченности в упаковке графеновых листов, что свидетельствует о турбостратной структуре [50, 51].

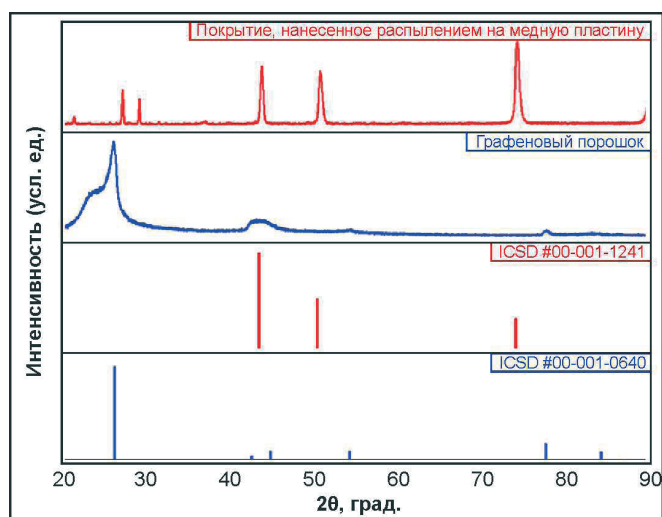


Рис. 1. Дифрактограммы порошка графена и напыленного покрытия на медной подложке, представленные с эталонной дифрактограммой по базе данных ICSD

Fig. 1. XRD patterns of the graphene powder and the spray-coated film on the copper substrate, shown with the standard ICSD reference pattern

Такие широкие рефлексы обычно объясняются снижением кристаллического порядка вдоль оси c и наноразмерной толщиной отслоенных графеновых листов [52]. Отсутствие дополнительных пиков на дифрактограмме подтверждает высокую фазовую чистоту синтезированного графена и указывает на отсутствие значимых кристаллических примесей, таких как оксид графита или аморфный углерод [53].

РФА-исследования также использовали для оценки числа слоев графена с применением закона Брэгга и уравнения Шеррера. Полученные данные РФА были аппроксимированы нелинейной гауссовой функцией, что дало значение полной ширины на половине максимума (ПШПМ) $4,43^\circ$ при положении пика $2\theta = 25,3^\circ$. Рефлекс (002) при $2\theta = 26,4^\circ$ был использован для расчета межплоскостного расстояния $d = 3,37 \text{ \AA}$. Затем было записано уравнение Шеррера для определения толщины кристаллитов (L_c) = $1,84 \text{ нм}$ с константой Шеррера $K = 0,9$, которая обычно применяется для графитовых углеродных материалов. По результатам гауссовой аппроксимации ПШПМ составила $4,43 \pm 0,10^\circ$, межплоскостное расстояние – $3,37 \pm 0,02 \text{ \AA}$, а толщина кристаллитов – $1,84 \pm 0,08 \text{ нм}$.

Расчетное число слоев, полученное из РФА-исследований, представляет собой среднюю кристаллографическую толщину графеновых стопок и поэтому должно интерпретироваться как объемный структурный параметр. Число слоев N рассчитывалось по формуле $N = L_c/d$, где d – межплоскостное расстояние, а L_c – толщина стопки кристаллитов.

Хотя рамановская спектроскопия напыленного покрытия показала относительно низкое отношение I_{2D}/I_G ($\sim 0,1$), что указывает на поведение, характерное для многослойного графена, это не противоречит оценке числа слоев по данным РФА. Рамановская спектроскопия исследует локальные поверхностные области, тогда как РФА дает усредненную структурную оценку по большему объему. Поэтому локальная агрегация и неоднородная упаковка графеновых листов в процессе напыления могут приводить к рамановским сигнатурам, характерным для более толстых многослойных областей, при сохранении средней толщины кристаллитов, соответствующей приблизительно 5-6 слоям графена.

Дифрактограмма напыленной графеновой пленки на медной подложке демонстрирует три доминирующих и острых пика при $2\theta = 43,3^\circ$, $50,4^\circ$ и $74,1^\circ$, соответствующих плоскостям (111), (200) и (220) гранецентрированной кубической (ГЦК) меди, что согласуется с картой ICSD № 00-001-1241. Эти острые и интенсивные пики подтверждают высокую кристалличность и металлическую природу медной подложки [54].

Однако крайне малая толщина нанесенного графенового слоя в сочетании со значительно более высокой интенсивностью рассеяния медной подложки ограничивает обнаруживаемость рефлекса графена (002) в обычных РФА-измерениях по схеме θ – 2θ . Скользящая рентгеновская дифрактометрия (grazing-incidence X-ray diffraction, GIXRD) могла бы обеспечить повышенную поверхностную чувствительность и облегчить более прямое наблюдение дифракционного пика графена. Тем не менее в настоящем исследовании для подтверждения успешного нанесения графена на медную подложку использовались дополнительные методы рамановской спектроскопии и ИК-Фурье-анализа, которые позволяют идентифицировать слабый сигнал, возникающий от тонкого слоя графена [55]. Кроме того, поскольку атомный фактор рассеяния углерода меньше, чем у меди, графеновый пик не так заметен, как в дифракционной картине меди. Отсутствие дополнительных дифракционных пиков или смещений означает, что кристаллическая структура медной подложки остается неизменной в процессе напыления. Это свидетельствует о том, что процесс осаждения не повреждает подложку, что согласуется с ранее опубликованными результатами для графеновых или углеродных покрытий на металлических подложках, полученных растворительными или термическими методами.

Таким образом, результаты РФА подтверждают наличие малослойных графитовых структур в синтезированном графеновом порошке и демонстрируют, что процесс напыления обеспечивает успешное осаждение графена на медную подложку без вызываемых детектируемых структурных изменений, вторичных фаз или кристаллографических искажений в нижележащей медной подложке.

Спектроскопический анализ

ИК-Фурье-анализ

ИК-Фурье-спектры образцов Cu, Gr и Gr@Cu представлены на рис. 2 и содержат информацию о функциональных группах, межфазных взаимодействиях и химических связях, ассоциированных с нанесенным графеновым покрытием.

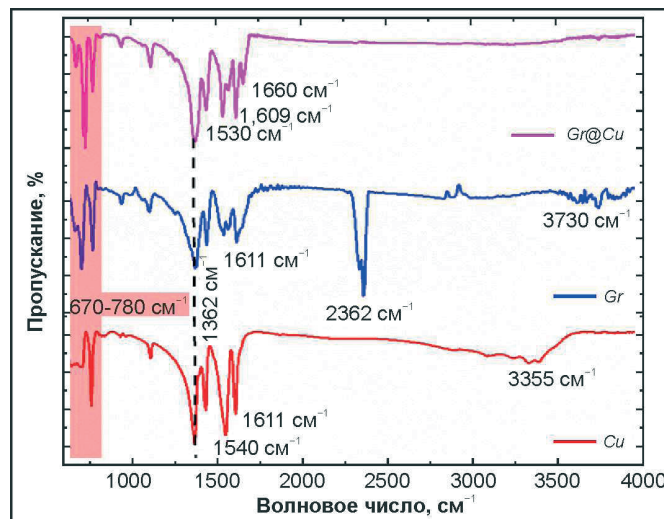


Рис. 2. ИК-Фурье-спектры образцов Cu, Gr и Gr@Cu

Fig. 2. FTIR spectra of the Cu, Gr, and Gr@Cu samples

Для чистой медной подложки наблюдались две полосы поглощения при приблизительно 1540 и 3355 см^{-1} . Широкая полоса с центром при 3355 см^{-1} относится к валентным колебаниям О–Н поверхностных гидроксильных групп и адсорбированной влаги вследствие атмосферного воздействия. Пик при 1540 см^{-1} связан с поверхностными кислородсодержащими частицами и адсорбированными молекулярными группами, а не с прямыми валентными колебаниями Cu–O, которые обычно регистрируются ниже 700 см^{-1} , или с деформационными колебаниями адсорбированной воды.

Наличие тонкого слоя природного оксида на поверхности меди, образующегося при атмосферном воздействии, отражается в широкой полосе при 3355 см^{-1} , отнесенной к валентным колебаниям О–Н поверхностных гидроксильных групп.

Для образца графена (Gr) характерные пики наблюдаются при 1362 см^{-1} (валентные колебания C–O, эпоксидные или гидроксильные группы) и 1611 см^{-1} (валентные колебания C=C sp^2 -гибридизованных атомов углерода).

Слабый пик вблизи 2362 см^{-1} также обнаружен; однако эта полоса, скорее всего, является инструментальным артефактом от атмосферного CO_2 в оптическом тракте ИК-Фурье. Широкая полоса вблизи 3730 см^{-1} относится к остаточным гидроксильным группам. В целом перечисленные спектральные признаки указывают на присутствие малослойного графена с ограниченным содержанием кислородсодержащих функциональных групп, что характерно для химически отслоенного графена, полученного по модифицированному методу Хаммерса.

Композит Gr@Cu показывает новые пики при 1530 , 1609 и 1660 см^{-1} , отнесенные к валентным колебаниям C-C и C=O графитовых и карбоксильных доменов соответственно. Дополнительные низкочастотные полосы в диапазоне $670\ldots 780\text{ см}^{-1}$ отнесены к связям Cu-O-C и (или) Cu-O , что указывает на межфазное химическое связывание между графеном и медной подложкой. Широкая ОН-полоса, наблюдаемая на чистой меди, ослаблена или отсутствует, что свидетельствует о полном покрытии поверхности и ее защите от дальнейшего окисления. Полоса при 1610 см^{-1} для Cu и Gr@Cu перекрывается, это указывает на сильную химическую связь между двумя фазами.

Появление полос валентных колебаний Cu-O-C в диапазоне $670\ldots 780\text{ см}^{-1}$ и уменьшение содержания кислородсодержащих групп по сравнению с Gr указывают на успешное межфазное взаимодействие в процессе нанесения покрытия и частичное восстановление графена. Спектральные изменения, наблюдаемые для Gr@Cu , подтверждают успешное осаждение графена и формирование прочных межфазных взаимодействий. Полосы в области $670\ldots 780\text{ см}^{-1}$ указывают на образование межфазных связей Cu-O-C , а уменьшение содержания кислородсодержащих функциональных групп по сравнению с графеновым порошком свидетельствует о частичном восстановлении и стабилизации нанесенного графенового слоя. Эти наблюдения указывают на химически стабильное и непрерывное графеновое покрытие на медной поверхности.

Такие межфазные взаимодействия, как ожидается, улучшают стабильность покрытия и облегчают перенос энергии через границу раздела «графен – медь», что благоприятно для применения

в системах терморегулирования. Однако прямые измерения теплопроводности выходили за рамки настоящего исследования и будут рассмотрены в будущих работах.

Эффективный перенос фононов через границу раздела Gr-Cu достигается за счет снижения межфазного термического сопротивления, чему способствуют связи Cu-O-C и улучшенное графитовое связывание. Это улучшенное фонон-электронное взаимодействие усиливает теплопроводность, а также обеспечивает защиту от окисления и коррозии. В целом ИК-Фурье подтверждает успешное формирование химически связанной гибридной структуры Gr@Cu со структурными и термическими преимуществами для эффективных и долговечных теплообменных применений. Данные по связыванию и валентным колебаниям для образцов Cu , Gr и Gr@Cu обобщены в табл. 2–4.

Рамановский спектроскопический анализ

Рамановская спектроскопия является неразрушающим, универсальным и широко используемым методом исследования углеродных материалов [56]. Она обычно применяется совместно с другими методами для идентификации аллотропных форм углерода и позволяет проводить как количественный, так и качественный анализ графитовых углеродных материалов. Характерные положения D-, G- и 2D-полос служат отличительными признаками графита, оксида графена (GO), восстановленного оксида графена (RGO) и графена. Графен характеризуется наличием трех характерных полос: D-полоса в области 1350 см^{-1} обусловлена дефектами; G-полоса в интервале $1550\ldots 1600\text{ см}^{-1}$ соответствует плоскостным валентным колебаниям sp^2 -гибридизованных атомов углерода в гексагональной решетке; 2D-полоса, являющаяся обертоном D-полосы при $2650\ldots 2750\text{ см}^{-1}$, считается характерным признаком графена.

В зависимости от степени восстановления и способа синтеза D-полоса может присутствовать или отсутствовать, однако 2D-полоса вместе с G-полосой обязательны для подтверждения наличия графена на подложке [56]. Бездефектный однослойный графен (single-layer graphene, SLG) демонстрирует острый интенсивный 2D-пик в районе 2700 см^{-1} по отношению к другим полосам (рис. 3). Интенсивность 2D-полосы уменьшается с увеличением числа слоев. Несмотря на

Таблица 2

Table 2

Отнесение полос ИК-Фурье-спектра для образца меди (Cu)

FTIR band assignment for Cu sample

Волновое число, cm^{-1} / Wavenumber (cm^{-1})	Колебание / Функциональная группа / Vibration / Functional group	Связь / Мода / Assigned bond / Mode	Интерпретация / Interpretation
1540 / 1,540	Поверхностные кислородсодержащие частицы / Surface-associated oxygen species	Адсорбированные кислородсодержащие группы / Adsorbed oxygen-containing groups	Указывает на продукты поверхностного окисления и адсорбированные молекулярные частицы / Indicates surface oxidation products and adsorbed molecular species
1611 / 1,611	Деформационное колебание Н–О–Н / <i>H–O–H</i> bending vibration	Адсорбированная влага / Adsorbed moisture	Поверхностная влага от атмосферного воздействия / Surface moisture from atmospheric exposure
3355 / 3,355	Валентное колебание О–Н / <i>O–H</i> stretching	Гидроксильные группы / Hydroxyl groups	Присутствие поверхностных гидроксильных групп и адсорбированных молекул воды / Presence of surface hydroxyl species and adsorbed water molecules

Таблица 3

Table 3

Отнесение полос ИК-Фурье-спектра для образца графена (Gr)

FTIR band assignment for graphene (Gr) sample

Волновое число, cm^{-1} / Wavenumber (cm^{-1})	Колебание / Функциональная группа / Vibration / Functional group	Связь / Мода / Assigned bond / Mode	Интерпретация / Interpretation
1362 / 1,362	Валентное колебание С–О / <i>C–O</i> stretching	Остаточные кислородсодержащие группы / Residual oxygen-containing groups	Указывает на неполное удаление кислородных функциональных групп / Indicates incomplete removal of oxygen functionalities
1611 / 1,611	Валентное колебание С=C / <i>C=C</i> stretching	Колебание графитового скелета / Graphitic backbone vibration	Подтверждает графитовую углеродную сеть / Confirms the graphitic carbon network
2362 / 2,362	Атмосферный CO_2 / Atmospheric CO_2	Инструментальный артефакт / Instrumental artefact	Связан с CO_2 в оптическом тракте ИК-Фурье / Associated with CO_2 in FTIR optical path
3730 / 3,730	Валентное колебание О–Н / <i>O–H</i> stretching	Остаточные гидроксильные группы / Residual hydroxyl groups	Свидетельство наличия остаточных кислородсодержащих частиц / Evidence of remaining oxygen-containing species

Отнесение полос ИК-Фурье-спектра для графенового покрытия на меди (Gr@Cu)

FTIR band assignment for graphene-coated copper (Gr@Cu)

Волновое число, см ⁻¹ / Wavenumber (cm ⁻¹)	Колебание / Функциональная группа / Vibration / Functional group	Связь / Мода / Assigned bond / Mode	Интерпретация / Interpretation
1530 / 1,530	Валентное колебание C=C / C=C stretching	Колебание графитового домена / Graphitic domain vibration	Подтверждает наличие графенового слоя на поверхности Cu / Confirms graphene layer on the Cu surface
1609 / 1,609	Валентное колебание C=C / перекрытие с Cu–O / C=C stretching / Cu–O overlap	π-связь (растяжение) / π-bond stretching	Указывает на сильное межфазное взаимодействие между Cu и графе- ном / Indicates strong interfacial cou- pling between Cu and graphene
1660 / 1,660	Валентное колебание C=O / C=O stretching	Карбонильные / карбоксильные группы / Carbonyl / carboxylic groups	Предполагает частичное окисление или межфазную функционализа- цию / Suggests partial oxidation or in- terfacial functionalization
670...780 / 670–780	Валентное колебание Cu–O–C / Cu–O / Cu–O–C / Cu–O stretching	Межфазная связывающая мода / Interfacial bonding mode	Свидетельство образования связи Cu–O–C между металлом и графено- выми слоями / Evidence of Cu–O–C linkage between the metal and graphene layers

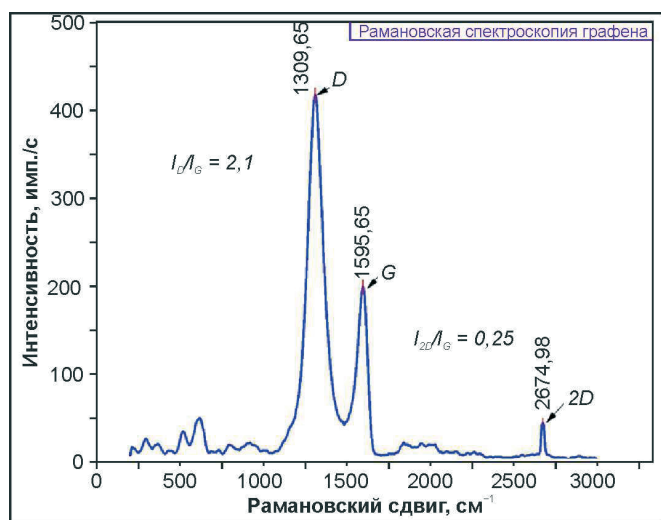


Рис. 3. Рамановский спектр порошка графена, полученный при формировании тонкой пленки на стеклянных подложках

Fig. 3. Raman spectroscopy of graphene powder obtained by making a thin film on glass substrates

меньшую интенсивность, наличие 2D-полосы указывает на присутствие графена даже в многослойных образцах.

Графеновый порошок, использованный в настоящем исследовании, был получен по модифицированному методу Хаммера с последующим восстановлением. При рамановском спектроскопическом анализе все три вышеупомянутые полосы проявляются при своих характерных положениях. Как показано на рис. 3, D-, G- и 2D-полосы наблюдаются при 1310 см⁻¹, 1596 см⁻¹ и 2675 см⁻¹ соответственно. Отношение I_D/I_G составляет 2,1, тогда как отношение I_{2D}/I_G равно 0,25, это указывает на то, что образец состоит из малослойного графена, что согласуется с результатами РФА. Количество слоев, рассчитанное по пику (002) при $2\theta \approx 26^\circ$, было оценено как 5-6, что хорошо согласуется с данными из литературы.

Тот же графеновый порошок был использован для приготовления ксилольного графенового раствора для распыления. Как показано на рис. 4, рамановский спектр напыленного покрытия на медной подложке указывает на то, что графен был хорошо диспергирован в растворе для распыления и равномерно осажден на под-

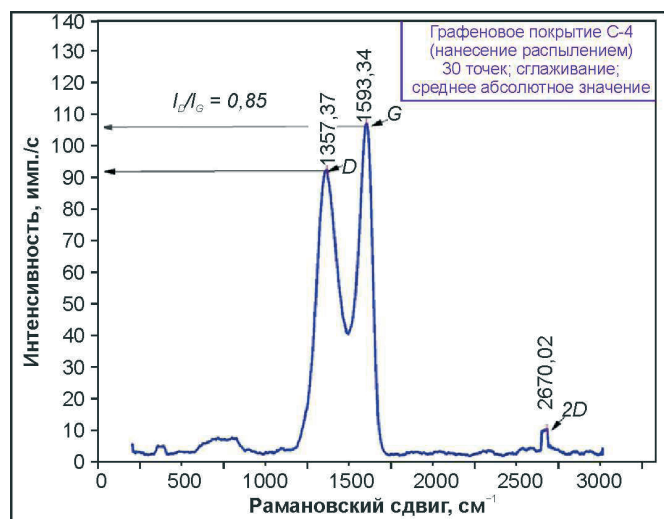


Рис. 4. Рамановский спектр напыленного графенового покрытия, нанесенного из ксилольной дисперсии на медную подложку

Fig. 4. Raman spectrum of the xylene-based graphene spray coating on the copper substrate

ложке. Все характерные полосы графена проявляются при своих ожидаемых волновых числах. На рис. 4 D-, G- и 2D-полосы наблюдаются при 1357 см^{-1} , 1593 см^{-1} и 2670 см^{-1} соответственно. Отношение I_D/I_G составляет 0,85, тогда как отношение I_{2D}/I_G равно 0,1, что указывает на снижение плотности дефектов.

Уменьшение отношения I_D/I_G с 2,1 до 0,85 не следует интерпретировать как структурное восстановление графена под действием ксилола. Скорее, снижение, вероятно, связано с преимущественным диспергированием и осаждением менее дефектных графеновых листов в процессе напыления, в то время как сильно дефектные агрегаты остаются в осадке при приготовлении дисперсии. Это подтверждается сравнительно менее интенсивным D-пиком относительно G-пика. Данные наблюдения указывают на то, что ксилол может быть использован в качестве эффективного диспергирующего агента для приготовления стабильной, пригодной для распыления графеновой суспензии. Это открытие может способствовать крупномасштабным процессам нанесения графеновых покрытий на материалы теплообменников для эффективного управления энергией.

Хотя РФА-исследования указывают на приблизительно 5-6 слоев графена, низкое отношение I_{2D}/I_G ($\sim 0,1$), наблюдаемое в рамановской спектроскопии, предполагает поведение,

характерное для многослойного графена. Это кажущееся расхождение может возникать из-за локальной агломерации и неоднородной упаковки графеновых листов в процессе напыления. В то время как РФА дает усредненную объемную структурную оценку, рамановская спектроскопия исследует локальные поверхностные области. Поэтому более толстые графеновые агрегаты в определенных местах могут вносить вклад в наблюдаемый рамановский отклик.

Исследование морфологии

РЭМ-анализ

РЭМ-микрофотографии на рис. 5 дают детальное представление о морфологии поверхности и микроструктурных особенностях исследованных образцов. Изображения рис. 5, а и б показывают гибридный Gr@Cu, в котором графеновые листы равномерно распределены и выглядят компактными с некоторой агломерацией на медной подложке. Графеновые слои демонстрируют типичное сморщивание и складывание, образуя взаимосвязанные сети, способные перекрывать промежутки между медными зернами.

Обе особенности усиливают теплоперенос и электронную проводимость в системах теплообменников, поскольку конформное покрытие создает непрерывные проводящие пути. Наблюдаемая агрегированная морфология свидетельствует о прочной межфазной связи между медью и графеном, что приводит к улучшению механической целостности и снижению межфазного термического сопротивления.

Напротив, изображения рис. 5, в и г показывают поверхность чистой меди с более гладкой зеренной морфологией, металлическим блеском и четко выраженными границами зерен. Поверхность меди компактна, но не имеет взаимосвязанной наносетчатой структуры, наблюдаемой в гибридном образце. Без графенового покрытия фоновое взаимодействие снижается, а межфазное рассеяние увеличивается, что приводит к более низкой эффективности теплопереноса по сравнению с Gr@Cu.

Морфология графенового порошка, полученного по модифицированному методу Хаммерса, показана на изображениях рис. 5, д и е и демонстрирует тонкие, морщинистые и слоистые листы, характерные для отслоенного графена, часто в виде стопок или частично скомканных

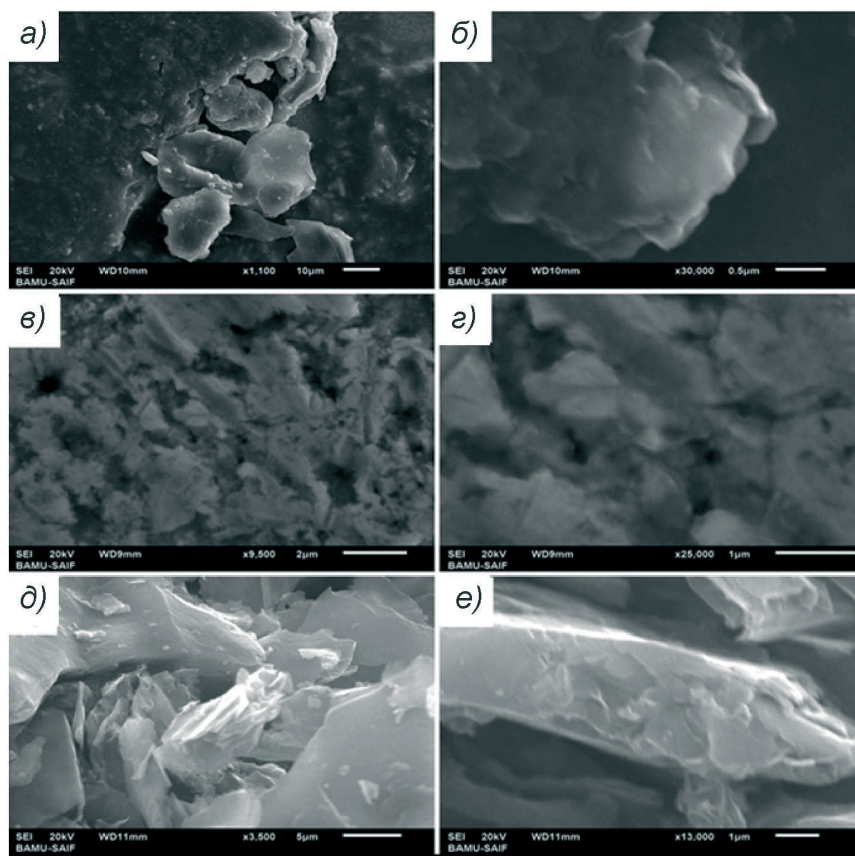


Рис. 5. РЭМ-изображения:

a, б – Gr@Cu (графеновое покрытие на меди); *в, г* – медная подложка (Cu);
д, е – порошок графена (Gr)

Fig. 5. SEM images of:

a, б – Gr@Cu; *в, г* – Cu and *д, е* – Gr

форм. Такая морфология обеспечивает большую площадь поверхности и высокую собственную теплопроводность, что дополнительно подтверждает пригодность графена в качестве покрытия для металлических подложек.

Таким образом, непрерывный, но агломерированный характер Gr@Cu указывает на его потенциал для применения в системах теплообмена и терморегулирования, открывая перспективное направление для дальнейших разработок.

РЭМ-съемка выполнялась при ускоряющем напряжении 15 кВ и рабочем расстоянии приблизительно 10 мм. Масштабные метки расположены на всех микрофотографиях.

Заключение

1. Разработан масштабируемый процесс нанесения графенового покрытия методом распыления с использованием ксилольной дисперсии на медные подложки.

2. РФА-исследования подтвердили формирование малослойного графена с межплоскостным расстоянием $3,37 \pm 0,02 \text{ \AA}$ и количеством слоев приблизительно 5-6.

3. Рамановская спектроскопия выявила характерные D-, G- и 2D-полосы со снижением отношения I_D/I_G с 2,1 до 0,85 после нанесения покрытия.

4. ИК-Фурье-анализ подтвердил межфазные взаимодействия между графеном и медью через связи Cu–O–C.

5. РЭМ-анализ показал наличие взаимосвязанных морщинистых графеновых сетей, распределенных по поверхности медной подложки.

6. Разработанная система покрытия демонстрирует потенциал для применения в системах терморегулирования, включая испарители, конденсаторы и теплообменники с фазовым переходом.

7. В будущих исследованиях планируется сосредоточиться на оптимизации толщины покрытия, испытаниях на адгезию, измерении краевого угла смачивания и оценке теплопроводности.

Список литературы

1. A comprehensive review of methods of heat transfer enhancement in shell and tube heat exchangers / S.A. Marzouk, M.M. Abou Al-Sood, E.M.S. El-Said, M.M. Younes, M.K. El-Fakharany // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2023. – Vol. 148. – P. 7539–7578.
2. *Pungaiya S., Kailasanathan C.* A review of surface coating technology to increase the heat transfer // *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*. – 2018. – Vol. 7 (5). – P. 458–465.
3. Recent advance on graphene in heat transfer enhancement of composites / C. Liu, M. Chen, W. Yu, Y. He // *ES Energy & Environment*. – 2018. – Vol. 2. – P. 31–42. – URL: <http://www.espublisher.com/journals/articledetails/72/> (accessed: 11.08.2026).
4. Electric field effect in atomically thin carbon films / K.S. Novoselov, A.K. Geim, S.V. Morozov, D. Jiang, Y. Zhang, S.V. Dubonos, I.V. Grigorieva, A.A. Firsov // *Science*. – 2004. – Vol. 306 (5696). – P. 666–669.
5. Superior thermal conductivity of single-layer grapheme / A.A. Balandin, S. Ghosh, W. Bao, I. Calizo, D. Teweldebrhan, F. Miao, C.N. Lau // *Nano Letters*. – 2008. – Vol. 8 (3). – P. 902–907.
6. Structural evolution and thermal conductivity of flexible graphite films prepared by carboxylic graphene/polyimide / L. Ma, Y. Wang, X. Xu, Y. Wang, C. Wang // *Ceramics International*. – 2021. – Vol. 47 (1). – P. 1076–1085.
7. Polyacrylonitrile coupled graphite oxide film with improved heat dissipation ability / K. Wang, M. Li, J. Zhang, H. Lu // *Carbon*. – 2019. – Vol. 144. – P. 249–258.
8. Dimensional crossover of thermal transport in few-layer grapheme / S. Ghosh, W. Bao, D.L. Nika, S. Subrina, E.P. Pokatilov, C.N. Lau, A.A. Balandin // *Nature Materials*. – 2010. – Vol. 9 (7). – P. 555–558.
9. The unexpected thermal conductivity from graphene disk, carbon nanocone to carbon nanotube / D. Ma, H. Ding, X. Wang, N. Yang, X. Zhang // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2017. – Vol. 108. – P. 940–944.
10. *Ghasemi H., Rajabpour A., Akbarzadeh A.H.* Tuning thermal conductivity of porous graphene by pore topology engineering: Comparison of non-equilibrium molecular dynamics and finite element study // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2018. – Vol. 123. – P. 261–271.
11. *Subrina S., Kotchetkov D., Balandin A.A.* Heat removal in silicon-on-insulator integrated circuits with graphene lateral heat spreaders // *IEEE Electron Device Letters*. – 2009. – Vol. 30 (12). – P. 1281–1283.
12. Graphene quilts for thermal management of high-power GaN transistors / Z. Yan, G. Liu, J.M. Khan, A.A. Balandin // *Nature Communications*. – 2012. – Vol. 3. – P. 827.
13. Thermal conductivity of graphene laminate / H. Malekpour, K.-H. Chang, J.-C. Chen, C.-Y. Lu, D.L. Nika, K.S. Novoselov, A.A. Balandin // *Nano Letters*. – 2014. – Vol. 14 (9). – P. 5155–5161.
14. *Shahil K.M.F., Balandin A.A.* Thermal properties of graphene and multilayer graphene: Applications in thermal interface materials // *Solid State Communications*. – 2012. – Vol. 152 (15). – P. 1331–1340.
15. *Persson B.N.J., Ueba H.* Heat transfer between graphene and amorphous SiO₂ // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2010. – Vol. 22 (46). – DOI: 10.1088/0953-8984/22/46/462201.
16. Effects of nanoparticle deposition on surface wettability influencing boiling heat transfer in nanofluids / S.J. Kim, I.C. Bang, J. Buongiorno, L.W. Hu // *Applied Physics Letters*. – 2006. – Vol. 89 (15).
17. Enhanced evaporation strength through fast water permeation in graphene-oxide deposition / W. Li Tong, W.-J. Ong, S.-P. Chai, M.K. Tan, Y. Mun Hung // *Scientific Reports*. – 2015. – Vol. 5 (1).
18. A novel role of three-dimensional graphene foam to prevent heater failure during boiling / H.S. Ahn, J.M. Kim, C. Park, J.-W. Jang, J.S. Lee, H. Kim, M. Kaviani, M.H. Kim // *Scientific Reports*. – 2013. – Vol. 3. – P. 1960.
19. Boiling characteristics on the reduced graphene oxide films / H.S. Ahn, J.M. Kim, J.M. Kim, S.C. Park, K. Hwang, H.J. Jo, T. Kim, D.W. Jerng, M. Kaviani, M.H. Kim // *Experimental Thermal and Fluid Science*. – 2015. – Vol. 60. – P. 361–366.
20. *Chang H., Wu H.* Graphene-based nanomaterials: Synthesis, properties, and optical and optoelectronic applications // *Advanced Functional Materials*. – 2013. – Vol. 23 (16). – P. 1984–1997.
21. Graphene-based smart materials / X. Yu, H. Cheng, M. Zhang, Y. Zhao, L. Qu, G. Shi // *Nature Reviews Materials*. – 2017. – Vol. 2 (9). – P. 17046.
22. *Sun Z., Chang H.* Graphene and graphene-like two-dimensional materials in photodetection: Mechanisms and methodology // *ACS Nano*. – 2014. – Vol. 8 (5). – P. 4133–4156.
23. *Renteria J.D., Nika D.L., Balandin A.A.* Graphene thermal properties: Applications in thermal management and energy storage // *Applied Sciences*. – 2014. – Vol. 4. – P. 525–547.
24. *Schrader M.E.* Wettability of clean metal surfaces // *Journal of Colloid and Interface Science*. – 1984. – Vol. 100 (2). – P. 372–380.
25. Dropwise condensation studies on multiple scales / B.S. Sikarwar, S. Khandekar, S. Agrawal, S. Kumar, K. Muralidhar // *Heat Transfer Engineering*. – 2012. – Vol. 33 (4–5). – P. 301–341.



26. Stable dropwise condensation for enhancing heat transfer via the initiated chemical vapor deposition (iCVD) of grafted polymer films / A.T. Paxson, J.L. Yagüe, K.K. Gleason, K.K. Varanasi // *Advanced Materials*. – 2014. – Vol. 26. – P. 418–423.
27. Dropwise condensation over superhydrophobic aluminium surfaces / R. Parin, D. Del Col, S. Bortolin, A. Martucci // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2016. – Vol. 745. – P. 032134.
28. *Raj R., Maroo S.C., Wang E.N.* Wettability of grapheme // *Nano Letters*. – 2013. – Vol. 13. – P. 1509–1515.
29. Wetting transparency of grapheme / J. Rafiee, X. Mi, H. Gullapalli, A.V. Thomas, F. Yavari, Y. Shi, P.M. Ajayan, N.A. Koratkar // *Nature Materials*. – 2012. – Vol. 11. – P. 217–222.
30. Graphene drape minimizes the pinning and hysteresis of water drops on nanotextured rough surfaces / E. Singh, A.V. Thomas, R. Mukherjee, X. Mi, F. Houshmand, Y. Peles, Y. Shi, N. Koratkar // *ACS Nano*. – 2013. – Vol. 7 (4). – P. 3512–3521.
31. Synthesis and characterization of graphene thin films by chemical reduction of exfoliated and intercalated graphite oxide / F.T. Thema, M.J. Moloto, E.D. Dikio, N.N. Nyangiwe, L. Kotsedi, M. Maaza, M. Khenfouch // *Journal of Chemistry*. – 2013. – Vol. 1. – P. 150536.
32. *Edwards R.S., Coleman K.S.* Graphene synthesis: Relationship to applications // *Nanoscale*. – 2013. – Vol. 5. – P. 38–51.
33. Graphene and graphene oxide: Synthesis, properties, and applications / Y. Zhu, S. Murali, W. Cai, X. Li, J.W. Suk, J.R. Potts, R.S. Ruoff // *Advanced Materials*. – 2010. – Vol. 22. – P. 3906–3924.
34. *Perrozzi F., Prezioso S., Ottaviano L.* Graphene oxide: From fundamentals to applications // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2015. – Vol. 27.
35. Highly hydrophobic and adhesive performance of graphene films / X. Zhang, S. Wan, J. Pu, L. Wang, X. Liu // *Journal of Materials Chemistry*. – 2011. – Vol. 21. – P. 12251–12258.
36. *Jaikumar A., Kandlikar S.G., Gupta A.* Pool boiling enhancement through graphene and graphene oxide coatings // *Heat Transfer Engineering*. – 2017. – Vol. 38. – P. 1274–1284.
37. A multiscale morphological insight into graphene-based coatings for pool boiling applications / A. Gupta, A. Jaikumar, S.G. Kandlikar, A. Rishi, A. Layman // *Heat Transfer Engineering*. – 2018. – Vol. 39. – P. 1331–1342.
38. *Haque M.R., Betz A.R.* Frost formation on aluminum and hydrophobic surfaces // *Proceedings of the ASME 16th International Conference on Nanochannels, Microchannels, and Minichannels*. – 2018. – DOI: 10.1115/ICNMM2018-7609.
39. *Haque M.R., Das S.R., Betz A.R.* Experimental investigation of condensation and freezing phenomena on hydrophilic and hydrophobic graphene coating // *Applied Thermal Engineering*. – 2019. – Vol. 160. – P. 113987.
40. Comparison on graphite, graphene oxide and reduced graphene oxide: Synthesis and characterization / N.M.S. Hidayah, W.-W. Liu, C.-W. Lai, N.Z. Noriman, C.-S. Khe, U. Hashim, H.C. Lee // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1892. – DOI: 10.1063/1.5005764.
41. *Rodrigues W.L., Mattedi S., Abreu J.C.N.* Vapor-liquid equilibria data for binary systems of ethylbenzene + xylene isomers at 100.65 kPa // *Journal of Chemical and Engineering Data*. – 2005. – Vol. 50 (4). – P. 1134–1138.
42. *Zhou Y., Wu J., Lemmon E.W.* Thermodynamic properties of o-xylene, m-xylene, p-xylene, and ethylbenzene // *Journal of Physical and Chemical Reference Data*. – 2012. – Vol. 41 (2).
43. *Johnson D.W., Dobson B.P., Coleman K.S.* A manufacturing perspective on graphene dispersions // *Current Opinion in Colloid and Interface Science*. – 2015. – Vol. 20. – P. 367–382.
44. Dispersions of non-covalently functionalized graphene with minimal stabilizer / D. Parviz, S. Das, H.S.T. Ahmed, F. Irin, S. Bhattacharia, M.J. Green // *ACS Nano*. – 2012. – Vol. 6 (10). – P. 8857–8867. – DOI: 10.1021/nn302784m.
45. *Umadevi D., Panigrahi S., Sastry G.N.* Noncovalent interaction of carbon nanostructures // *Accounts of Chemical Research*. – 2014. – Vol. 47 (8). – P. 2574–2581.
46. The role of non-covalent interactions and matrix viscosity on the dispersion and properties of LLDPE/MWCNT nanocomposites / A.A. Vasileiou, A. Docoslis, M. Kontopoulou, P. Xiang, Z. Ye // *Polymer*. – 2013. – Vol. 54 (19). – P. 5230–5240.
47. *Nishio M.* The CH/ π hydrogen bond in chemistry // *Physical Chemistry Chemical Physics*. – 2011. – Vol. 13 (31). – P. 13873–13900.
48. Hybrid density functional theory for π -stacking interactions: Application to benzenes, pyridines, and DNA bases / M.P. Waller, A. Robertazzi, J.A. Platts, D.E. Hibbs, P.A. Williams // *Journal of Computational Chemistry*. – 2006. – Vol. 27 (4). – P. 491–504.
49. The influence of xylene content on the dispersion of graphene in aromatic petroleum resin by solution mixing / Z. Liu, H. Gao, S. Wen, H. Lin, X. Chen, G. Chen // *Applied Surface Science*. – 2021. – Vol. 567. – P. 150718.
50. The chemical and structural analysis of graphene oxide with different degrees of oxidation / K. Krishnamoorthy, M. Veerapandian, K. Yun, S. Kim // *Carbon*. – 2012. – Vol. 53. – P. 38–49.
51. Graphene and graphene oxide: Synthesis, properties, and applications / Y. Zhu, S. Murali, W. Cai, X. Li,

J.W. Suk, J.R. Potts, R.S. Ruoff // *Advanced Materials*. – 2010. – Vol. 22. – P. 3906–3924.

52. *Chen D., Feng H., Li J.* Graphene oxide: Preparation, functionalization, and electrochemical applications // *Chemical Reviews*. – 2012. – Vol. 112 (11). – P. 6027–6053.

53. *Pei S., Cheng H.M.* The reduction of graphene oxide // *Carbon*. – 2011. – Vol. 50 (9). – P. 3210–3228.

54. *Narayan J., Bezborah K.* Recent advances in the functionalization, substitutional doping and applications of graphene/graphene composite nanomaterials // *RSC Advances*. – 2024. – Vol. 14. – P. 13413–13444.

55. Laser-induced porous graphene films from commercial polymers / J. Lin, Z. Peng, Y. Liu, F. Ruiz-Zepeda, R. Ye, E.L.G. Samuel, M.J. Yacaman, B.I. Yakobson, J.M. Tour // *Nature Communications*. – 2014. – Vol. 5. – P. 1–12.

56. *Ott A.K., Ferrari A.C.* Raman spectroscopy of graphene and related materials // *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*. – Elsevier, 2024. – P. V2:233–V2:247.

57. Scalable graphene coatings for enhanced condensation heat transfer / D.J. Preston, D.L. Mafra, N. Miljkovic, J. Kong, E.N. Wang // *Nano Letters*. – 2015. – Vol. 15 (5). – P. 2902–2909.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Structural characterization of graphene-coated copper substrate prepared by scalable In-Situ spray coating using xylene dispersion

Sudhakar Vitthalrao Giri^{1, 2, a, *}, Arun Autee^{3, b}, Abhijeet Kadam^{4, c}, Rajendra Shinde^{2, d}

¹ Dr. Babasaheb Ambedkar Marathwada University, Chhatrapati Sambhajnagar, Maharashtra, 431004, India

² Department of Mechanical Engineering, CSMSS Chhatrapati Shahu College of Engineering, Kanchanwadi, Chhatrapati Sambhajnagar, Maharashtra, 431011, India

³ Department of Mechanical Engineering, Maharashtra Institute of Technology, Beed Bypass Road, Satara Parisar, Gate No. 5, Chhatrapati Sambhajnagar, Maharashtra, 431010, India

⁴ Department of Physics, CSMSS Chhatrapati Shahu College of Engineering, Kanchanwadi, Chhatrapati Sambhajnagar, Maharashtra, 431011, India

^a <https://orcid.org/0009-0009-0230-2030>, sudhavgiri@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0003-2132-0532>, arun.autee@mit.asia;

^c <https://orcid.org/0000-0002-0593-6145>, arkadam6@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0002-5329-1118>, rajendrashinde2222@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 24 May 2026

Revised: 30 May 2026

Accepted: 13 June 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Graphene coating
Heat exchanger
Spray coating
Xylene dispersion
Copper substrate
Raman spectroscopy
FTIR analysis
XRD characterization
Few-layer graphene
Thermal management

ABSTRACT

Introduction. Graphene exhibits exceptional thermal conductivity, hydrophobicity, mechanical strength, and electron transport properties, which render it a candidate material for advanced thermal management and heat transfer applications. However, conventional deposition techniques, such as chemical vapor deposition (CVD), are often expensive, technologically complex, and difficult to scale for large-area engineering applications. The present study is focused on the development of a simple, cost-effective, and scalable in-situ spray-coating technique for depositing graphene onto copper substrates using a xylene-based dispersion system. **Materials and methods.** A stable sprayable graphene dispersion was prepared from graphene synthesized using the modified Hummers method and dispersed in a mixture of xylene, isopropanol, epoxy binder, and suspension agents. The coating was deposited onto copper substrates under controlled conditions. Structural and surface characterization of the graphene-coated copper substrate was performed using X-ray diffraction (XRD), Raman spectroscopy, Fourier-transform infrared spectroscopy (FTIR), and scanning electron microscopy (SEM). The graphene layer thickness and interlayer spacing were estimated using Bragg's law and the Scherrer equation. **Results and Discussion.** XRD analysis confirmed the formation of few-layer graphene with an interlayer spacing of 3.37 Å and an estimated thickness corresponding to approximately 5–6 graphene layers. Raman spectroscopy revealed the characteristic D, G, and 2D bands, confirming successful graphene deposition on the copper substrate. The I_D/I_G ratio decreased from 2.1 for the as-received graphene powder to 0.85 after coating deposition, indicating preferential deposition of better-dispersed graphene sheets. FTIR analysis suggested Cu–O–C interfacial interactions between graphene and copper. SEM observations revealed uniformly distributed wrinkled graphene sheets forming interconnected conductive pathways across the substrate surface. The crystallographic structure of copper remained unchanged after coating, and no secondary phases were detected. **Conclusions.** The developed xylene-assisted spray-coating process provides a practical and scalable route for depositing graphene on copper substrates. The resulting coating exhibited an interlayer spacing of 3.37 Å, approximately 5–6 graphene layers, characteristic graphene Raman signatures, and a uniform surface morphology. These findings demonstrate the potential of graphene-coated copper substrates for advanced thermal management systems, including condensers, evaporators, phase-change heat exchangers, and high-performance heat-transfer surfaces.

For citation: Giri S.V., Autee A., Kadam A., Shinde R. Structural characterization of graphene-coated copper substrate prepared by scalable In-Situ spray coating using xylene dispersion. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 185–204. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-185-204. (In Russian).

References

1. Marzouk S.A., Abou Al-Sood M.M., El-Said E.M.S., Younes M.M., El-Fakharany M.K. A comprehensive review of methods of heat transfer enhancement in shell and tube heat exchangers. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2023, vol. 148, pp. 7539–7578.
2. Pungaiya S., Kailasanathan C. A review of surface coating technology to increase the heat transfer. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 2018, vol. 7 (5), pp. 458–465.

* Corresponding author

Giri Sudhakar Vitthalrao, Ph.D. (Engineering), Research Scholar
 Dr. Babasaheb Ambedkar Marathwada University,
 Chhatrapati Sambhajnagar,
 431004, Maharashtra, India
 Tel.: +91 9850884540, e-mail: sudhavgiri@gmail.com

3. Liu C., Chen M., Yu W., He Y. Recent advance on graphene in heat transfer enhancement of composites. *ES Energy & Environment*, 2018, vol. 2, pp. 31–42. Available at: <http://www.espublisher.com/journals/articledetails/72/> (accessed 11.08.2026).
4. Novoselov K.S., Geim A.K., Morozov S.V., Jiang D., Zhang Y., Dubonos S.V., Grigorieva I.V., Firsov A.A. Electric field effect in atomically thin carbon films. *Science*, 2004, vol. 306 (5696), pp. 666–669.
5. Balandin A.A., Ghosh S., Bao W., Calizo I., Teweldebrhan D., Miao F., Lau C.N. Superior thermal conductivity of single-layer graphene. *Nano Letters*, 2008, vol. 8 (3), pp. 902–907.
6. Ma L., Wang Y., Xu X., Wang Y., Wang C. Structural evolution and thermal conductivity of flexible graphite films prepared by carboxylic graphene/polyimide. *Ceramics International*, 2021, vol. 47 (1), pp. 1076–1085.
7. Wang K., Li M., Zhang J., Lu H. Polyacrylonitrile coupled graphite oxide film with improved heat dissipation ability. *Carbon*, 2019, vol. 144, pp. 249–258.
8. Ghosh S., Bao W., Nika D.L., Subrina S., Pokatilov E.P., Lau C.N., Balandin A.A. Dimensional crossover of thermal transport in few-layer graphene. *Nature Materials*, 2010, vol. 9 (7), pp. 555–558.
9. Ma D., Ding H., Wang X., Yang N., Zhang X. The unexpected thermal conductivity from graphene disk, carbon nanocone to carbon nanotube. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2017, vol. 108, pp. 940–944.
10. Ghasemi H., Rajabpour A., Akbarzadeh A.H. Tuning thermal conductivity of porous graphene by pore topology engineering: Comparison of non-equilibrium molecular dynamics and finite element study. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 123, pp. 261–271.
11. Subrina S., Kotchetkov D., Balandin A.A. Heat removal in silicon-on-insulator integrated circuits with graphene lateral heat spreaders. *IEEE Electron Device Letters*, 2009, vol. 30 (12), pp. 1281–1283.
12. Yan Z., Liu G., Khan J.M., Balandin A.A. Graphene quilts for thermal management of high-power GaN transistors. *Nature Communications*, 2012, vol. 3, p. 827.
13. Malekpour H., Chang K.H., Chen J.C., Lu C.Y., Nika D.L., Novoselov K.S., Balandin A.A. Thermal conductivity of graphene laminate. *Nano Letters*, 2014, vol. 14 (9), pp. 5155–5161.
14. Shahil K.M.F., Balandin A.A. Thermal properties of graphene and multilayer graphene: Applications in thermal interface materials. *Solid State Communications*, 2012, vol. 152 (15), pp. 1331–1340.
15. Persson B.N.J., Ueba H. Heat transfer between graphene and amorphous SiO₂. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2010, vol. 22 (46). DOI: 10.1088/0953-8984/22/46/462201.
16. Kim S.J., Bang I.C., Buongiorno J., Hu L.W. Effects of nanoparticle deposition on surface wettability influencing boiling heat transfer in nanofluids. *Applied Physics Letters*, 2006, vol. 89 (15).
17. Li Tong W., Ong W.J., Chai S.P., Tan M.K., Mun Hung Y. Enhanced evaporation strength through fast water permeation in graphene-oxide deposition. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5 (1).
18. Ahn H.S., Kim J.M., Park C., Jang J.-W., Lee J.S., Kim H., Kaviani M., Kim M.H. A novel role of three-dimensional graphene foam to prevent heater failure during boiling. *Scientific Reports*, 2013, vol. 3, p. 1960.
19. Ahn H.S., Kim J.M., Kim J.M., Park S.C., Hwang K., Jo H.J., Kim T., Jerng D.W., Kaviani M., Kim M.H. Boiling characteristics on the reduced graphene oxide films. *Experimental Thermal and Fluid Science*, 2015, vol. 60, pp. 361–366.
20. Chang H., Wu H. Graphene-based nanomaterials: Synthesis, properties, and optical and optoelectronic applications. *Advanced Functional Materials*, 2013, vol. 23 (16), pp. 1984–1997.
21. Yu X., Cheng H., Zhang M., Zhao Y., Qu L., Shi G. Graphene-based smart materials. *Nature Reviews Materials*, 2017, vol. 2 (9), p. 17046.
22. Sun Z., Chang H. Graphene and graphene-like two-dimensional materials in photodetection: Mechanisms and methodology. *ACS Nano*, 2014, vol. 8 (5), pp. 4133–4156.
23. Renteria J.D., Nika D.L., Balandin A.A. Graphene thermal properties: Applications in thermal management and energy storage. *Applied Sciences*, 2014, vol. 4, pp. 525–547.
24. Schrader M.E. Wettability of clean metal surfaces. *Journal of Colloid and Interface Science*, 1984, vol. 100 (2), pp. 372–380.
25. Sikarwar B.S., Khandekar S., Agrawal S., Kumar S., Muralidhar K. Dropwise condensation studies on multiple scales. *Heat Transfer Engineering*, 2012, vol. 33 (4–5), pp. 301–341.
26. Paxson A.T., Yagüe J.L., Gleason K.K., Varanasi K.K. Stable dropwise condensation for enhancing heat transfer via the initiated chemical vapor deposition (iCVD) of grafted polymer films. *Advanced Materials*, 2014, vol. 26, pp. 418–423.
27. Parin R., Del Col D., Bortolin S., Martucci A. Dropwise condensation over superhydrophobic aluminium surfaces. *Journal of Physics: Conference Series*, 2016, vol. 745, p. 032134.



28. Raj R., Maroo S.C., Wang E.N. Wettability of graphene. *Nano Letters*, 2013, vol. 13, pp. 1509–1515.
29. Rafiee J., Mi X., Gullapalli H., Thomas A.V., Yavari F., Shi Y., Ajayan P.M., Koratkar N.A. Wetting transparency of graphene. *Nature Materials*, 2012, vol. 11, pp. 217–222.
30. Singh E., Thomas A.V., Mukherjee R., Mi X., Houshmand F., Peles Y., Peles Y., Shi Y., Koratkar N.. Graphene drape minimizes the pinning and hysteresis of water drops on nanotextured rough surfaces. *ACS Nano*, 2013, vol. 7 (4), pp. 3512–3521.
31. Thema F.T., Moloto M.J., Dikio E.D., Nyangiwe N.N., Kotsedi L., Maaza M., Khenfouch M. Synthesis and characterization of graphene thin films by chemical reduction of exfoliated and intercalated graphite oxide. *Journal of Chemistry*, 2013, vol. 1, p. 150536.
32. Edwards R.S., Coleman K.S. Graphene synthesis: Relationship to applications. *Nanoscale*, 2013, vol. 5, pp. 38–51.
33. Zhu Y., Murali S., Cai W., Li X., Suk J.W., Potts J.R., Ruoff R.S. Graphene and graphene oxide: Synthesis, properties, and applications. *Advanced Materials*, 2010, vol. 22, pp. 3906–3924.
34. Perrozzi F., Prezioso S., Ottaviano L. Graphene oxide: From fundamentals to applications. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2015, vol. 27.
35. Zhang X., Wan S., Pu J., Wang L., Liu X. Highly hydrophobic and adhesive performance of graphene films. *Journal of Materials Chemistry*, 2011, vol. 21, pp. 12251–12258.
36. Jaikumar A., Kandlikar S.G., Gupta A. Pool boiling enhancement through graphene and graphene oxide coatings. *Heat Transfer Engineering*, 2017, vol. 38, pp. 1274–1284.
37. Gupta A., Jaikumar A., Kandlikar S.G., Rishi A., Layman A. A multiscale morphological insight into graphene-based coatings for pool boiling applications. *Heat Transfer Engineering*, 2018, vol. 39, pp. 1331–1342.
38. Haque M.R., Betz A.R. Frost formation on aluminum and hydrophobic surfaces. *Proceedings of the ASME 16th International Conference on Nanochannels, Microchannels, and Minichannels*, 2018. DOI: 10.1115/ICNMM2018-7609.
39. Haque M.R., Das S.R., Betz A.R. Experimental investigation of condensation and freezing phenomena on hydrophilic and hydrophobic graphene coating. *Applied Thermal Engineering*, 2019, vol. 160, p. 113987.
40. Hidayah N.M.S., Liu W.W., Lai C.W., Noriman N.Z., Khe C.S., Hashim U., Lee H.C. Comparison on graphite, graphene oxide and reduced graphene oxide: Synthesis and characterization. In: *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1892. DOI: 10.1063/1.5005764.
41. Rodrigues W.L., Mattedi S., Abreu J.C.N. Vapor-liquid equilibria data for binary systems of ethylbenzene + xylene isomers at 100.65 kPa. *Journal of Chemical and Engineering Data*, 2005, vol. 50 (4), pp. 1134–1138.
42. Zhou Y., Wu J., Lemmon E.W. Thermodynamic properties of o-xylene, m-xylene, p-xylene, and ethylbenzene. *Journal of Physical and Chemical Reference Data*, 2012, vol. 41 (2).
43. Johnson D.W., Dobson B.P., Coleman K.S. A manufacturing perspective on graphene dispersions. *Current Opinion in Colloid and Interface Science*, 2015, vol. 20, pp. 367–382.
44. Parviz D., Das S., Ahmed H.S.T., Irin F., Bhattacharia S., Green M.J. Dispersions of non-covalently functionalized graphene with minimal stabilizer. *ACS Nano*, 2012, vol. 6 (10), pp. 8857–8867. DOI: 10.1021/nn302784m.
45. Umadevi D., Panigrahi S., Sastry G.N. Noncovalent interaction of carbon nanostructures. *Accounts of Chemical Research*, 2014, vol. 47 (8), pp. 2574–2581.
46. Vasileiou A.A., Docoslis A., Kontopoulou M., Xiang P., Ye Z. The role of non-covalent interactions and matrix viscosity on the dispersion and properties of LLDPE/MWCNT nanocomposites. *Polymer*, 2013, vol. 54 (19), pp. 5230–5240.
47. Nishio M. The CH/ π hydrogen bond in chemistry. *Physical Chemistry Chemical Physics*, 2011, vol. 13 (31), pp. 13873–13900.
48. Waller M.P., Robertazzi A., Platts J.A., Hibbs D.E., Williams P.A. Hybrid density functional theory for π -stacking interactions: Application to benzenes, pyridines, and DNA bases. *Journal of Computational Chemistry*, 2006, vol. 27 (4), pp. 491–504.
49. Liu Z., Gao H., Wen S., Lin H., Chen X., Chen G. The influence of xylene content on the dispersion of graphene in aromatic petroleum resin by solution mixing. *Applied Surface Science*, 2021, vol. 567, p. 150718.
50. Krishnamoorthy K., Veerapandian M., Yun K., Kim S. The chemical and structural analysis of graphene oxide with different degrees of oxidation. *Carbon*, 2012, vol. 53, pp. 38–49.
51. Zhu B.Y., Murali S., Cai W., Li X., Suk J.W., Potts J.R., Ruoff R.S. Graphene and graphene oxide: Synthesis, properties, and applications. *Advanced Materials*, 2010, vol. 22, pp. 3906–3924.

52. Chen D., Feng H., Li J. Graphene oxide: Preparation, functionalization, and electrochemical applications. *Chemical Reviews*, 2012, vol. 112 (11), pp. 6027–6053.
53. Pei S., Cheng H.M. The reduction of graphene oxide. *Carbon*, 2011, vol. 50 (9), pp. 3210–3228.
54. Narayan J., Bezborah K. Recent advances in the functionalization, substitutional doping and applications of graphene/graphene composite nanomaterials. *RSC Advances*, 2024, vol. 14, pp. 13413–13444.
55. Lin J., Peng Z., Liu Y., Ruiz-Zepeda F., Ye R., Samuel E.L.G., Yacaman M.J., Yakobson B.I., Tour J.M. Laser-induced porous graphene films from commercial polymers. *Nature Communications*, 2014, vol. 5, pp. 1–12.
56. Ott A.K., Ferrari A.C. Raman spectroscopy of graphene and related materials. *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*. Elsevier, 2024, pp. V2:233–V2:247.
57. Preston D.J., Mafra D.L., Miljkovic N., Kong J., Wang E.N. Scalable graphene coatings for enhanced condensation heat transfer. *Nano Letters*, 2015, vol. 15 (5), pp. 2902–2909.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Определение взаимосвязи между структурой, свойствами и деформированным состоянием при растяжении стали 09Г2С

Юлия Худорожкова^{1, а, *}, Сергей Буров^{1, б}, Анна Поволоцкая^{1, 2, в}, Дмитрий Вичужанин^{1, д}

¹ Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>,  khjv@mail.ru; ^б  <https://orcid.org/0000-0002-0413-1054>,  burchitai@mail.ru;

^в  <https://orcid.org/0000-0002-8301-5069>,  anna.povolotskaya.68@mail.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>,  [mmm@imach.uran.ru](mailto:mmmm@imach.uran.ru)

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.14.017:539.382

История статьи:

Поступила: 14 июня 2026

Рецензирование: 23 июня 2026

Принята к печати: 11 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Пластическая деформация
Одноосное растяжение
Очаг разрушения
Деформационный рельеф
Степень деформации
Моделирование деформации
Шероховатость поверхности

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России для ИМАШ УрО РАН (по теме № 124020700063-3) и ИФМ УрО РАН (по теме «Диагностика» № 122021000030-1).

Благодарности

При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН и ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» при НГТУ. Для оценки напряженно-деформированного состояния в процессе деформации в пакете конечно-элементного анализа ANSYS построена модель образца и выполнено моделирование испытания на растяжение. Расчеты выполнены на суперкомпьютере «Уран» в ИММ УрО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Несмотря на высокую степень изученности, структурные превращения при пластической деформации остаются приоритетным направлением научных исследований в области материаловедения. Разные подходы сходятся в том, что деформация металла развивается от микро- к макромасштабам, а смена стадий – это скачкообразная потеря устойчивости структуры, которая неизбежно завершается локализацией сдвига и разрушением в шейке образца. **Цель работы.** Определение соотношения стадий пластической деформации со структурой, топографией поверхности и микромеханическими характеристиками подвергнутого одноосному растяжению распространенного конструкционного материала – стали 09Г2С. **Методы исследования.** В работе исследованы гантелеобразные плоские образцы конструкционной стали 09Г2С до и после одноосного растяжения. Выполнено моделирование процесса растяжения образца методом конечных элементов, получено распределение параметров напряженно-деформированного состояния. Структуру изучали методами оптической и растровой электронной металлографии. Параметры шероховатости поверхности определяли методом оптической профилометрии. Для определения микромеханических характеристик проведено кинетическое микроиндентирование. **Результаты и обсуждение.** Установлено однозначное соответствие между параметрами шероховатости, стадий и степенью деформации стали 09Г2С. Установлено, что около трети находятся самые большие степени деформации, структура не имеет выраженных колоний перлита и присутствуют вытянутые ферритные зерна, границы между которыми кое-где декорированы фрагментированными пластинками цементита. Четко прослеживаются несплошности, вытянутые поры деформационной природы. Поверхностный рельеф обусловлен скольжением мезо- и макрополос. Проанализирована взаимосвязь механических свойств стали со структурами, полученными на различных стадиях – от начала пластического деформирования и вплоть до образования макротрещины. Показано, что применение оптической профилометрии, структурных методов исследования, а также микромеханических испытаний при инструментальном индентировании позволяет достоверно регистрировать изменения структуры на различных участках образцов стали 09Г2С после статического нагружения.

Для цитирования: Определение взаимосвязи между структурой, свойствами и деформированным состоянием при растяжении стали 09Г2С / Ю.В. Худорожкова, С.В. Буров, А.М. Поволоцкая, Д.И. Вичужанин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 205–228. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-205-228.

*Адрес для переписки

Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н.

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова
Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34,
620049, г. Екатеринбург, Россия
Тел.: +7 904 387-50-59, e-mail: khjv@mail.ru

Введение

Высокая степень изученности деформационного упрочнения металлов подтверждается обилием профильных публикаций как в России, так и за рубежом [1–14]. В этих работах авторы

детально анализируют кинетику структурной эволюции, сопровождающей пластическое течение материалов на всех его этапах. Металлические материалы, находящиеся в однофазном состоянии, часто используют как модельные, хотя в ряде работ рассматривается поведение материалов с гетерофазной структурой в процессе статического и усталостного нагружения [15–20]. Основной объем составляют исследования структурных изменений, протекающих в металлах при статическом или квазистатическом нагружении при комнатной температуре. Разрушение в рассматриваемых условиях предопределено дислокационным скольжением. Именно этот механизм активирует пластическое течение и последующее повреждение структуры. Разрушение рассматривается как заключительная стадия пластического течения материала, обусловленная потерей сдвиговой устойчивости на макроскопическом уровне [21–23]. При этом на каждом масштабном уровне пластическое течение в нагруженном материале развивается локализовано [24, 25].

Начальным этапом процесса на микромасштабном уровне служит блокирование деформационных дефектов и генерация дислокационных скоплений в плоскостях скольжения. Дальнейшее развитие деформации приводит к ее локализации на мезоуровне. В работах [26, 27] авторы связывают этот этап с развитием полос сдвига и формированием некристаллографических зон скольжения, которые генерируются межзеренными концентраторами напряжений. В то же время в исследовании [28] показана роль двойных спиралей локализованного пластического течения, характерных для деформирования наноструктурированных поверхностных слоев. На макромасштабном уровне формируются макрополосы локализованного пластического течения. Поскольку средний уровень прикладываемых нагрузок не приводит к мгновенной перестройке всего объема материала, то пластический сдвиг протекает как сумма дискретных сдвигов, принимая форму локальных структурных трансформаций. Каждому пространственному масштабу деформационной локализации отвечает строго эквивалентный класс концентраторов напряжений. Сами же структурные метаморфозы строго ограничены пространством деформирования: они зажаты либо в пределах микроскопических

ядер дислокаций, либо в границах мезоскопических полос локализованного течения.

Статьи трех групп авторов [1–5, 7–10, 29] содержат масштабирование кривой «напряжение – деформация». В статьях академика В.Е. Панина и соавторов выделяется три стадии деформации, обусловленных тремя типами сдвигов. В работах Н.А. Коневой с соавторами выделяется пять стадий деформирования, обусловленных сменой деформационной структуры. В работе Л.Б. Зуева и Ю.А. Хона деформация делится на четыре стадии с упоминанием о том, что деформация идет за счёт локализации в отдельных зонах. Авторы описывают один и тот же физический процесс, но используют разные физические подходы. Называя стадии деформирования по-разному и обращая внимание на разные изменения, происходящие в структуре, все авторы согласны, что деформация не происходит на одном уровне, процесс развивается от микромасштабов к макромасштабам. Эти подходы сходятся в том, что структуры, возникающие на разных стадиях деформации, подчиняются законам масштабной инвариантности, а смена стадий на кривой «напряжение – деформация» – это всегда момент перестройки геометрии локализации: смена типа дислокационной структуры, смена типа автоволны или смена масштабного уровня. Переход от одной стадии упрочнения к другой на кривой деформации трактуется всеми авторами как потеря устойчивости текущей структуры. Когда дислокационная структура, мезообъем или автоволна исчерпывают свою способность накапливать энергию без изменения формы, система скачком переходит на новый энергетический и масштабный уровень, что отражается изменением наклона кривой деформирования. Все три модели трактуют макроразрушение образца одинаково: как глобальную, критическую локализацию сдвига в одной неподвижной зоне (шейке). Разрушение трактуется как неизбежный финал эволюции структуры, когда пластическое течение теряет способность распределяться по объему материала.

Как считают авторы [29], недостатком большинства существующих работ является отсутствие внимания к макромасштабным эффектам пластического течения, возникающим из-за неравновесности и нелинейности деформируемой среды. Внимание в основном уделяется эволю-

ции структуры материалов на мезоуровне в процессе деформирования [30–34].

Таким образом, когда инженеру или исследователю приходится иметь дело с реальным материалом, историю деформирования которого нужно диагностировать на основании механических, микромеханических и структурных исследований, то ему нужно четко соотнести стадии деформирования со структурными, топографическими и прочностными характеристиками материала. В этой связи актуальным остается вопрос рассмотрения макроскопических эффектов деформации на разных стадиях процесса пластической деформации стали 09Г2С и их связи с характеристиками деформируемой структуры. Авторы настоящей работы предприняли попытку добиться соотношения стадий деформирования во взаимосвязи со структурой, топографией поверхности образцов и микромеханическими характеристиками подвергнутого одноосному растяжению распространенного конструкционного материала – стали 09Г2С. Сталь 09Г2С является самым распространенным в России материалом для ответственных сварных конструкций; это классическая низколегированная сталь с выраженной ферритно-перлитной структурой, где процессы локализации деформации на мезо- и макроуровнях выражены наиболее ярко, но их стадийность в рамках трех рассмотренных концепций ранее системно не изучалась.

Для исследования структуры и микромеханических свойств в работе использовался комплекс методов, включающий в себя оптическую и растровую электронную микроскопию, метод дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), профилометрию и инструментальное микроиндентирование. Эти методы выбраны как взаимодополняющие для фиксации стадий локализации деформации: профилометрия оценивает макро- и мезорельеф, инструментальное микроиндентирование фиксирует эволюцию микротвердости и деградацию свойств, а EBSD-анализ выявляет субструктурные изменения и разориентировки.

Цель настоящей работы – определение соотношения стадий пластической деформации со структурой, топографией поверхности и микромеханическими характеристиками подвергнутого одноосному растяжению распространенного конструкционного материала – стали 09Г2С.

Для достижения поставленной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение методом конечно-элементного анализа распределения эквивалентных напряжений и деформаций для деформированных образцов;
- исследование структуры на участках образцов с разной степенью деформации методами оптической, растровой электронной микроскопии и методом дифракции обратно рассеянных электронов;
- определение микромеханических свойств на участках образцов с разной степенью деформации;
- изучение деформационного микрорельефа методом оптической профилометрии на участках образцов с разной степенью деформации.

Методика исследований

Исследования проводили на плоских образцах с размерами поперечного сечения 20×4 мм и длиной рабочей части 100 мм, вырезанных из листа низкоуглеродистой конструкционной стали марки 09Г2С (хим. состав в масс. %: 0,073 С; 0,680 Si; 1,11 Mn; 0,066 Cr; 0,061 Ni; 0,125 Cu; 0,039 Al; Fe – остальное). Элементный состав образцов исследовался методом оптико-эмиссионной спектроскопии, реализованным на аналитическом комплексе SPECTROMAXx. После вырезки и шлифовки для снятия остаточных макро- и микронапряжений образцы подвергали докритическому отжигу в вакууме. Отжиг был необходим в связи с тем, что до деформации проводился EBSD-анализ, чувствительный к остаточным напряжениям. Отжиг проводили в вакуумной печи при температуре выдержки 580 °С, время выдержки составляло 40 минут после выхода печи на режим. Это является достаточным для завершения процессов релаксации напряжений без инициации процессов собирательной рекристаллизации и роста зерна феррита, что исказило бы последующие результаты EBSD-анализа. Остаточное давление в печи составляло 10^{-5} мм. рт. ст. для предотвращения окисления и обезуглероживания образцов. Охлаждение образцов проводили с печью.

На рис. 1 представлено схематическое изображение образцов до и после растяжения на разрывной машине INSTRON 8801. Скорость

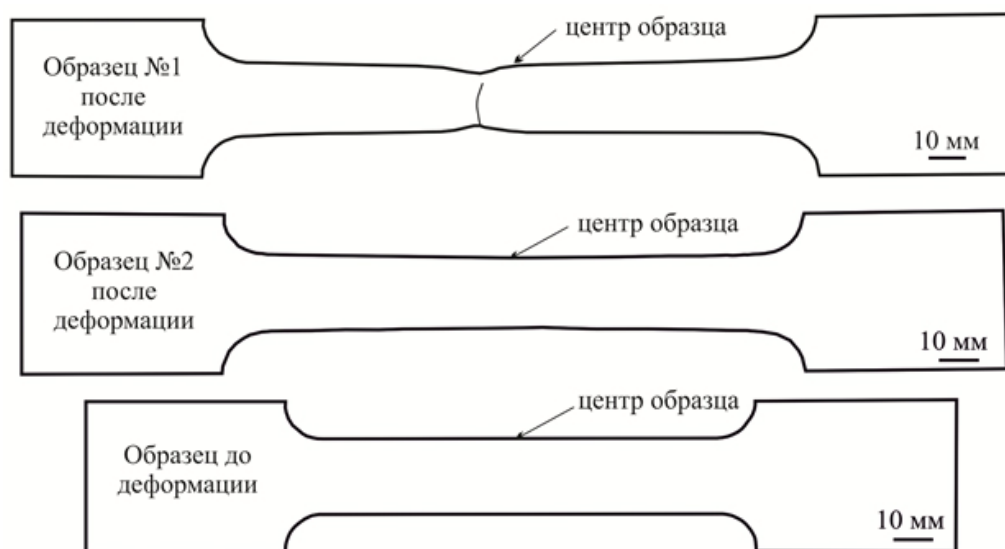


Рис. 1. Эскиз образцов до и после деформации

Fig. 1. Schematic of specimens before and after deformation

перемещения подвижной траверсы составляла 1 мм/мин. Два образца (1 и 3) растягивали до образования очага разрушения, а один – до момента локализации деформации в виде шейки.

Максимальное раскрытие трещины на образцах 1 и 3 длиной около 10 мм составило примерно 0,5 мм.

По результатам испытания определены стандартные механические свойства стали: предел текучести физический $\sigma_T = 350$ МПа и временное сопротивление $\sigma_B = 500$ МПа. Построена также диаграмма инженерных напряжений – деформаций (рис. 2), в которой σ и ε рассчитывали по формулам

$$\sigma = \frac{P}{F_0}; \quad (1)$$

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} 100 \%, \quad (2)$$

где P – текущее усилие растяжения; F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца; l_0 – начальная длина рабочей части образца; l – текущая длина рабочей части образца.

Истинные напряжения и деформации до момента начала образования шейки из диаграммы инженерных напряжений – деформаций рассчитывали по формулам

$$\sigma_S = \sigma \left(1 + \frac{\varepsilon}{100} \right); \quad (3)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(1 + \frac{\varepsilon}{100} \right),$$

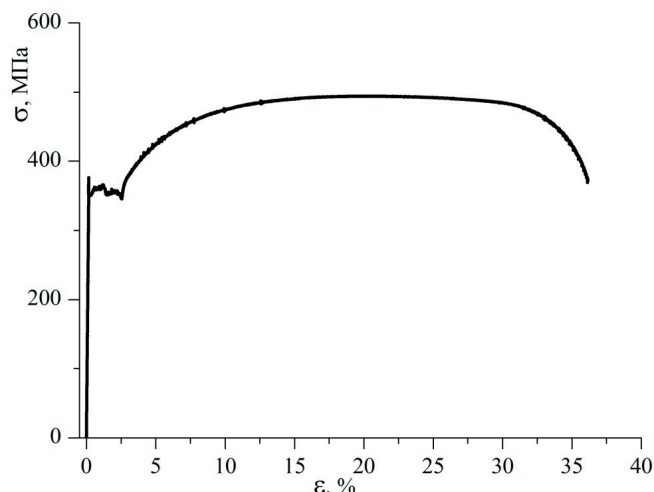


Рис. 2. Диаграмма «напряжение – деформация»

Fig. 2. Stress-strain diagram

После образования шейки истинное напряжение и деформацию можно определить в момент разрушения по формулам

$$\sigma_S = \frac{P_p}{F_p};$$

$$\varepsilon_{eq} = \quad (4)$$

$$= \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\left(\ln \frac{t_0}{t_p} \right)^2 + \ln \frac{t_0}{t_p} \ln \frac{a_0}{a_p} + \left(\ln \frac{a_0}{a_p} \right)^2},$$

где t_0 – начальная толщина рабочей части образца; t_p – толщина образца в шейке в момент разрушения; a_0 – начальная ширина рабочей части образца; a_p – ширина образца в шейке в момент

разрушения; P_p – усилие нагружения, соответствующее моменту разрушения; F_p – площадь поперечного сечения в шейке образца после испытания.

Затем начальный участок диаграммы истинных напряжений – деформаций (до образования шейки) можно соединить с точкой, соответствующей моменту разрушения.

Моделирование выполняли с помощью программы конечно-элементного анализа ANSYS. Для материала деформируемого образца принимали изотропную упругопластическую модель с деформационным упрочнением. Использовали конечные элементы SOLID185. Чтобы исключить влияние размера конечно-элементной сетки на результаты решения, было выполнено исследование сеточной сходимости. Размеры сетки варьировали в интервале 1,8...0,8 мм, при этом сравнивали значения полученной максимальной эквивалентной деформации в области шейки. Установлено (рис. 3), что разница в значениях в моделях с размерами сетки 0,8 и 1 мм не превышает 2 %. Поэтому для дальнейших расчетов приняты размеры конечных элементов, равные 0,8 мм. Конечно-элементная модель содержит 46 598 элементов. Кривая истинных напряжений – деформаций, использованная при моделировании, была определена ранее [35] пересчетом диаграммы инженерных напряжений – деформаций по формулам (3) и (4). Применяли ассо-

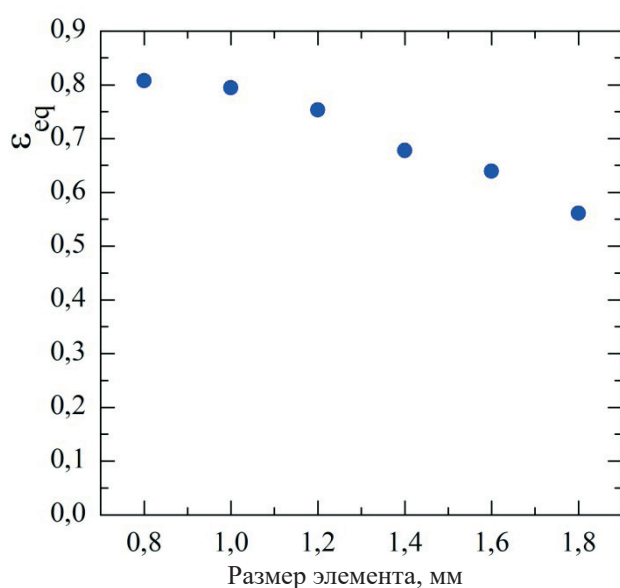


Рис. 3. Результаты исследования сеточной сходимости

Fig. 3. Results of the mesh convergence study

цированный закон пластического течения и условие текучести Мизеса. Граничные условия задавали в перемещениях. Так как образец имеет плоскость симметрии, то моделировали только одну четверть образца (рис. 4, а). По результатам моделирования определяли распределение деформаций по длине образца (рис. 4, б, в).

Для проверки адекватности моделирования проведено сравнение усилия деформирования, полученного в испытании и рассчитанного в процессе моделирования. Отклонение расчетных данных от экспериментальных не превышает 7,2 %.

По результатам моделирования установлено (рис. 4, б), что локализация деформации на образце происходит на расстоянии 20 мм от минимального сечения шейки. На остальной части рабочей длины образца деформация распределена равномерно и примерно равна 0,2. Далее, на расстоянии 60 мм от центра шейки, деформация начинает уменьшаться и снижается до нуля, так как это расстояние соответствует участку, который зажимается в захваты и не деформируется в процессе испытания. Использование эквивалентной деформации позволяет определять деформационное состояние на различных участках исследуемых образцов, включая зону шейки, и переходить от пространственных координат к физическим стадиям пластического течения.

Деформация образцов сопровождалась изменением рельефа поверхности. В этой связи проводились исследования изменения параметров шероховатости в поле зрения $1,2 \times 0,88$ мм с помощью оптического профилометра Optical profiling system Veeco WYKO NT1100. Определяли параметры Rq – среднеквадратичную шероховатость и Ra – среднюю шероховатость, параметры рассчитывались для всей измеренной матрицы.

Микроструктуру изучали с применением сканирующих электронных микроскопов Tescan VEGA II XMU, Carl Zeiss EVO 50 и тринокулярного инвертированного металлографического микроскопа AmScope.

Для исследования микроструктуры, микромеханических свойств и структурного анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) образец 1 был разделен на части с помощью электроэрозионной резки согласно рис. 5, а. Структурные и микромеханические

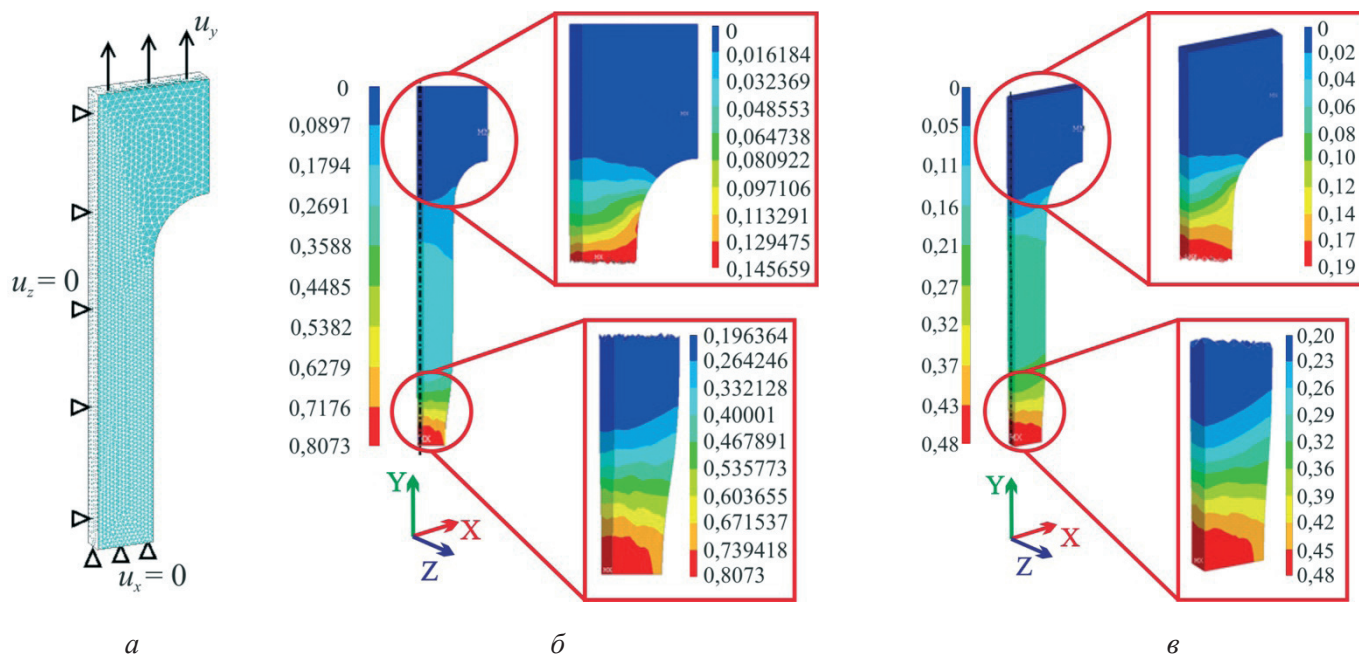


Рис. 4. Конечно-элементная модель процесса испытаний (а) и распределение деформаций по длине образца, образец 1 (б), образец 2 (в)

Fig. 4. Finite-element model of the test process (a) and strain distribution along the specimen length for specimen 1 (b) and specimen 2 (v)

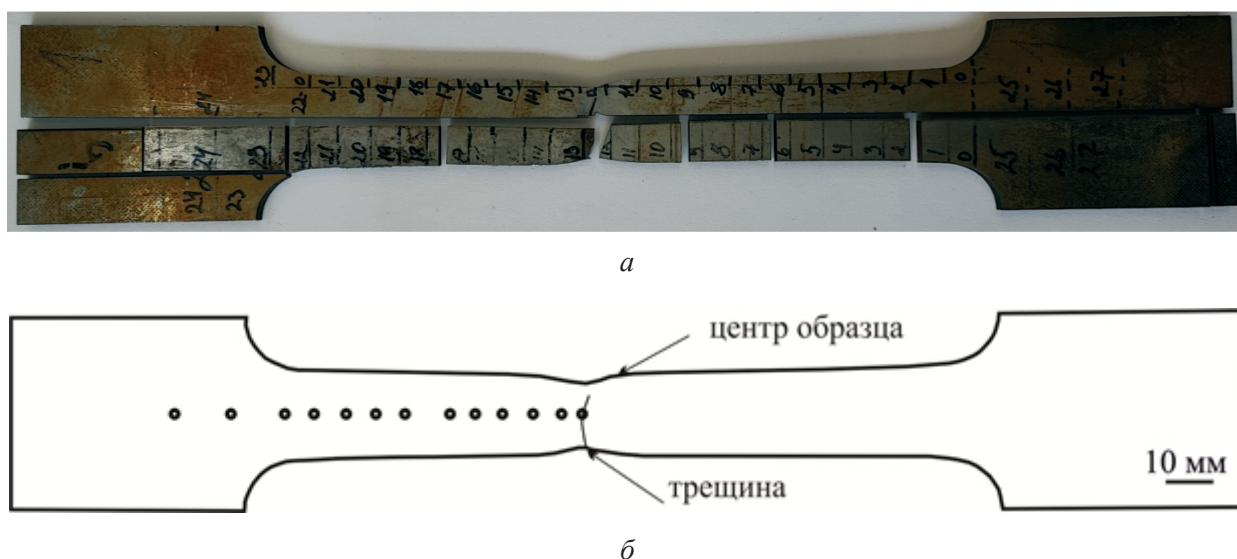


Рис. 5. Схема резки (а) и места проведения металлургических и микромеханических исследований (б)

Fig. 5. Cutting scheme (a) and locations for metallographic and micromechanical studies (б)

исследования проводили на продольных микрошлифах в точках, указанных на рис. 5, б. Образцы 2 и 3 не разрезали.

Подготовка микрошлифов проводилась по общепринятым методикам, включающим в себя последовательное мокрое шлифование на абразивных карбидокремниевых шкурках зернистостью FERA от P180 до P2500 с последующей по-

лировкой на суспензиях алмазов 6/3, 3/1,5 мкм и коллоидного оксида кремния. Поверхность одной стороны образца 3 была отполирована полностью и подготовлена для проведения структурного анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с использованием раствора коллоидного оксида кремния. Часть образца для выявления структуры

подвергали травлению в растворе 4%-й азотной кислоты.

Инструментальное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,98 Н, времени нагружения 20 с, выдержки при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с. Согласно стандарту ISO 14577 определяли максимальную глубину вдавливания индентора $h_{\max}$ и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки h_p , контактный модуль упругости $E^* = E/(1 - \nu^2)$ (E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} , твердость по Мартенсу НМ, работу упругой деформации вдавливания W_e и общую механическую работу вдавливания W_t . Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10–12 измерениям определяли с доверительной вероятностью $p = 0,95$. Оценку деформационного отклика микроструктурных элементов проводили по методу, описанному в [36]. В его основе лежит восстановление графиков «напряжение – деформация» посредством численного анализа результатов испытаний и решения обратной задачи.

Результаты и их обсуждение

Микроструктура исследуемой стали в исходном состоянии представлена зернами феррита

и преимущественно пластинчатым перлитом (рис. 6). В структуре также имеется третичный цементит в виде глобулей, декорирующих границы зерен. Размер зерна феррита составляет 5...25 мкм.

После одноосного растяжения микроструктура поверхности образца 1 вблизи трещины показана на рис. 7. На рис. 7, а, б представлена микроструктура, полученная с сечения, нормального к поверхности и направленного вдоль оси растяжения. Около трещины отмечены самые большие степени деформации, структура не имеет выраженных колоний перлита и наблюдаются вытянутые ферритные зерна, границы между которыми кое-где декорированы фрагментированными пластинками цементита. Четко прослеживаются несплошности, вытянутые поры деформационной природы. На рис. 7, в наблюдается деформационный рельеф, являющийся выходом на поверхность полос скольжения на разных масштабных уровнях – как в результате скольжения макрополос Людерса – Чернова, так и мезополос внутри границ ферритных зерен. Видна вершина трещины, а также хорошо прослеживается вытянутость зерен.

На рис. 8 представлена структура поверхности образцов 2 и 3. Образец 2 растягивали до стадии локализованной деформации, т. е. до начала формирования шейки. На образце 3 сформировалась трещина.

Поскольку образец 2 (рис. 8, а) был подвергнут значительно меньшей степени деформации,

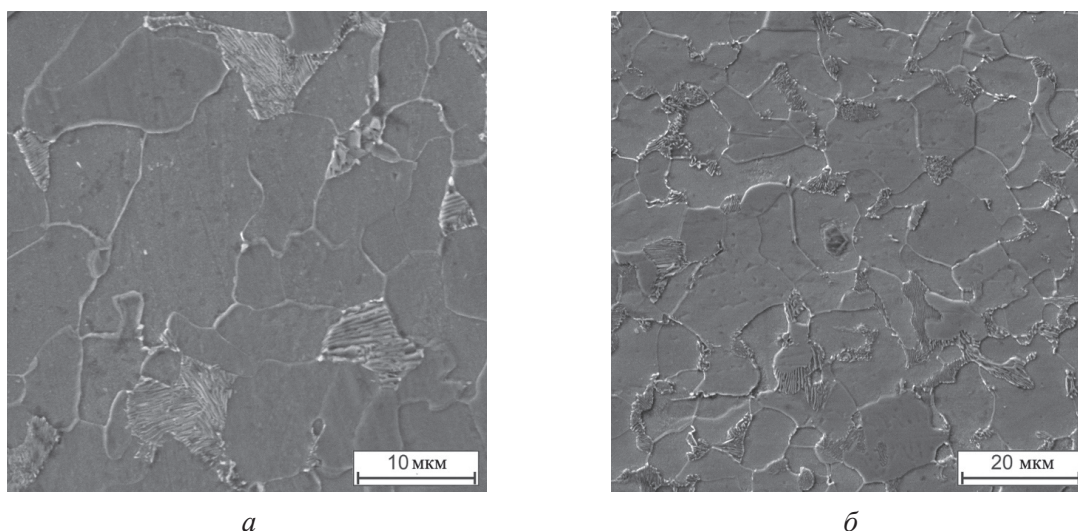


Рис. 6. Микроструктура поверхности образца 1 (а) и 3 (б) до деформации

Fig. 6. Surface microstructure of specimen 1 (a) and specimen 3 (b) before deformation

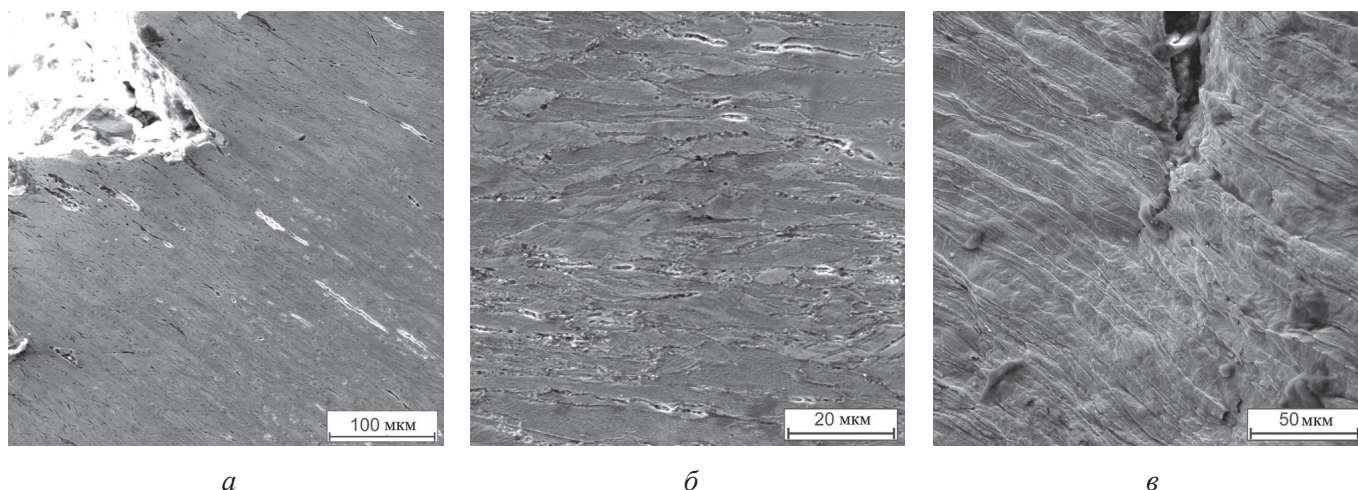


Рис. 7. Структура образца 1 возле очага разрушения: сечение вдоль оси (а, б), поверхность (в)
 Fig. 7. Microstructure of specimen 1 near the fracture site: longitudinal section (a, б), surface (в)

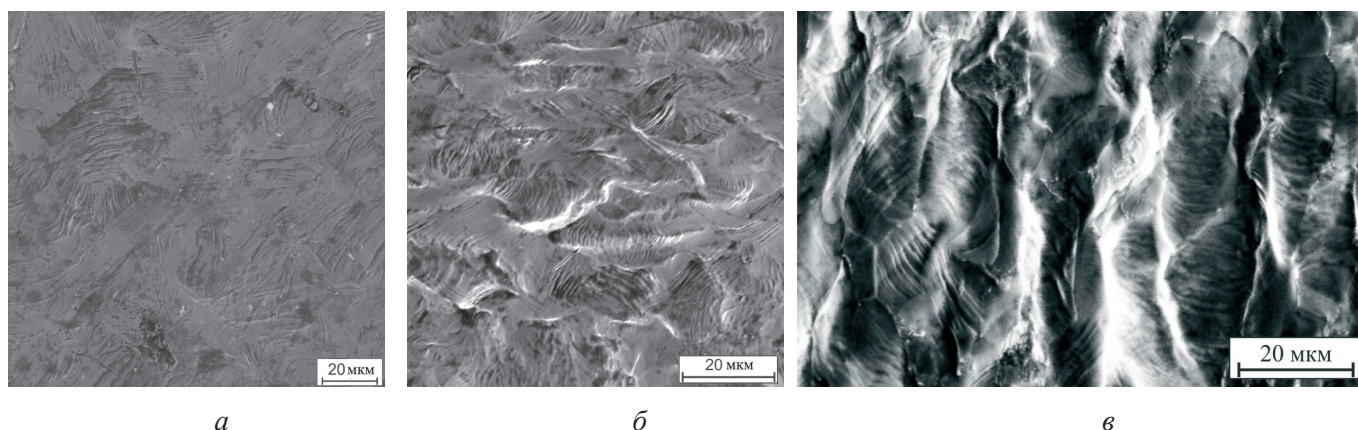


Рис. 8. Структура поверхности после деформации в центре образца 2 (а), возле очага разрушения образца 3 (б, в)
 Fig. 8. Surface microstructure after deformation: in the center of specimen 2 (а), near the fracture site of specimen 3 (б, в)

чем образец 3 (рис. 8, б, в), то и величина поверхностного рельефа меньше. Хорошо прослеживается деформационный рельеф, обусловленный скольжением дислокаций по плоскостям в зернах, благоприятно ориентированных к оси растяжения. Величина рельефа, сформированного мезополосами скольжения, неодинакова между зернами. При достижении определенных напряжений начинается разворот кристаллической решетки зерна вдоль оси деформации. При средних и высоких степенях деформации разворот происходит неравномерно внутри самого зерна. На границах и в стыках зерен скапливаются дефекты поворота – дисклинации. Это приводит к локальному развороту отдельных частей одного и того же зерна относительно друг друга на углы вплоть до десятков градусов. В результате

крупное зерно дробится на разориентированные субзерна.

Исследование на оптическом профилометре участков поверхности по оси растяжения образца показало появление деформационного макрорельефа на расстоянии 63 мм от трещины, усиливающегося при приближении к трещине. На рис. 9, 10 приведены микроструктура и топографическое изображение поверхности исследованных участков. Эти топографические изображения подтверждают заключение о неодинаковости рельефа между отдельными зернами феррита. Из структуры (рис. 9, 10) видно, что отношение длины ферритных зерен к их ширине меняется от практически 1/1 на участке 23 до вытянутых с отношением 6/1 на участке 12.

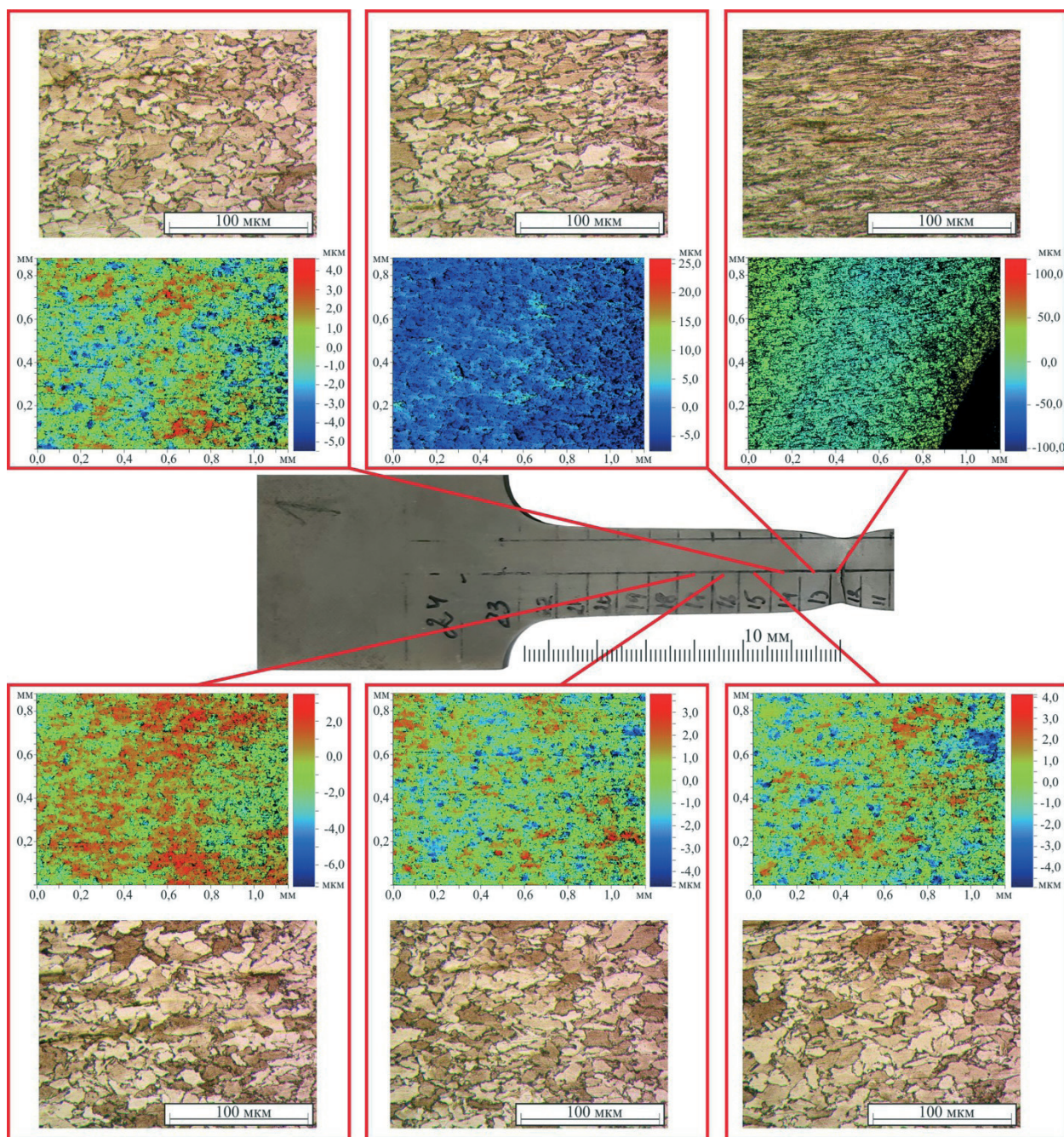


Рис. 9. Микроструктура и топографическое изображение поверхности исследуемого образца после одноосного растяжения в точках 2–17

Fig. 9. Microstructure and topographic image of the specimen surface after uniaxial tension at points 2–17

Вследствие выхода дефектов на поверхность образца и ротационных мод пластичности происходит образование рельефа деформационной природы, неотрывно связанного с изменением шероховатости поверхности. До деформации показатели шероховатости близки по всей длине и в среднем составляют $Ra = 180$ нм и $Rq = 270$ нм для образца 1, для образца 2 – $Ra = 180$ нм и $Rq = 250$ нм, а для образца 3 – $Ra = 150$ нм и $Rq = 200$ нм. Показатели шероховатости образ-

ца 3 несколько ниже, так как до деформации его поверхность была отполирована и подготовлена для проведения структурного анализа методом дифракции обратно рассеянных электронов при помощи раствора коллоидного оксида кремния.

На рис. 11 приведены топографические изображения поверхности образца 2 до и после растяжения. По сравнению с рис. 9 и 10 топография поверхности образца 2, представленная на рис. 11, б, близка к топографии поверхно-

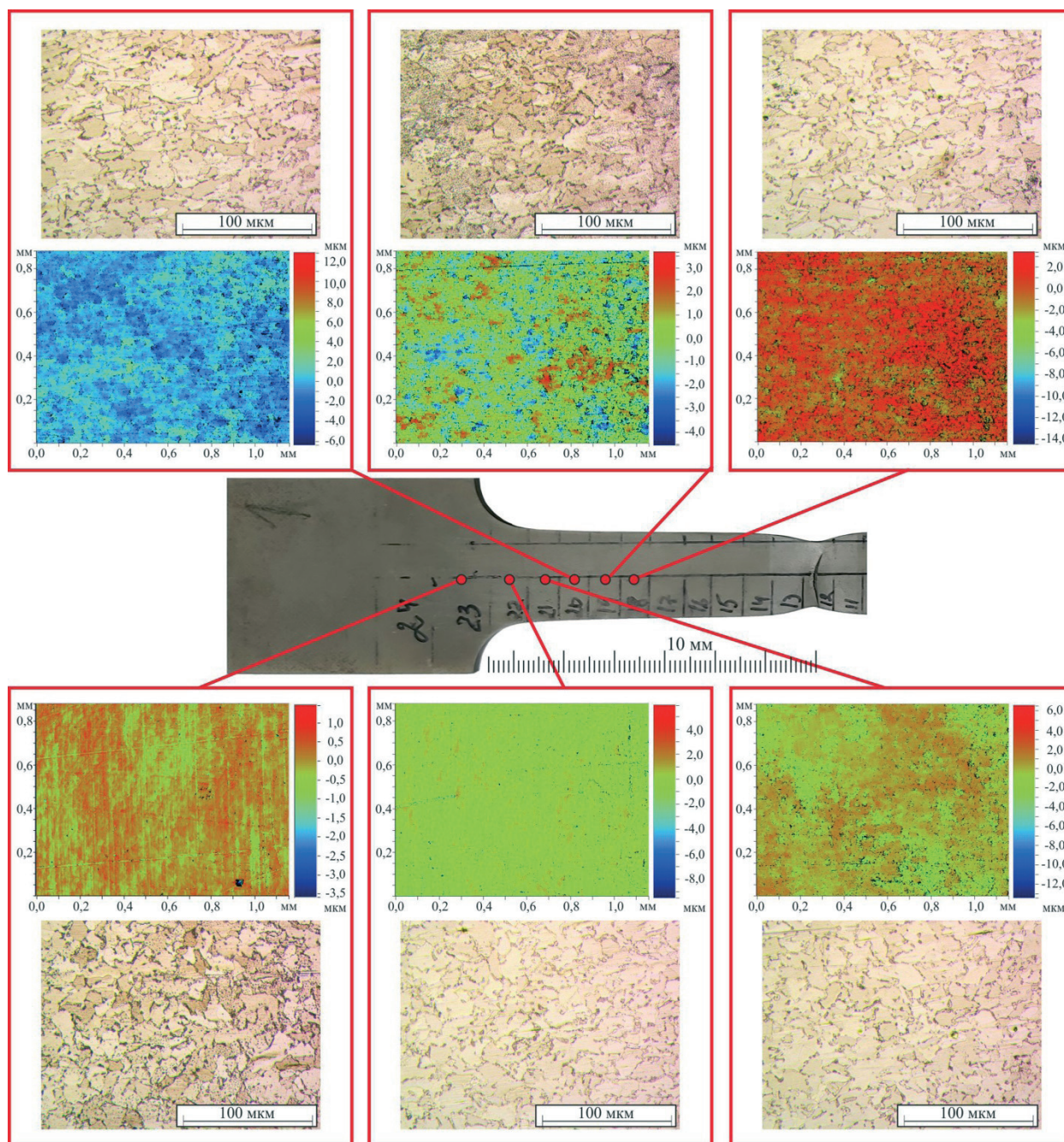


Рис. 10. Микроструктура и топографическое изображение поверхности исследуемого образца после одноосного растяжения в точках 18–23

Fig. 10. Microstructure and topographic image of the specimen surface after uniaxial tension at points 18–23

сти образца 1, показанной на рис. 9 на участке 14. Это соотносится с результатами моделирования, представленными в виде распределения деформаций по длине образца на рис. 4.

Проведено сравнение распределения эквивалентной пластической деформации ε_{eq} , полученной вдоль оси растяжения образцов при моделировании, и характеристик рельефа Ra и Rq . На рис. 12 показано изменение значений показателей шероховатости Ra и Rq от рассто-

яния от трещины для образцов 1, 3 и от центра для образца 2. Построение выполнено на едином координатном шаге, такой подход позволил непрерывно проследить топографо-деформационный отклик материала в условиях пространственного градиента напряжений – от зоны локализованного разрушения до недеформированной области.

Согласно теоретическим подходам Л.Б. Зуева и Ю.А. Хона [29] (автоволновая модель)

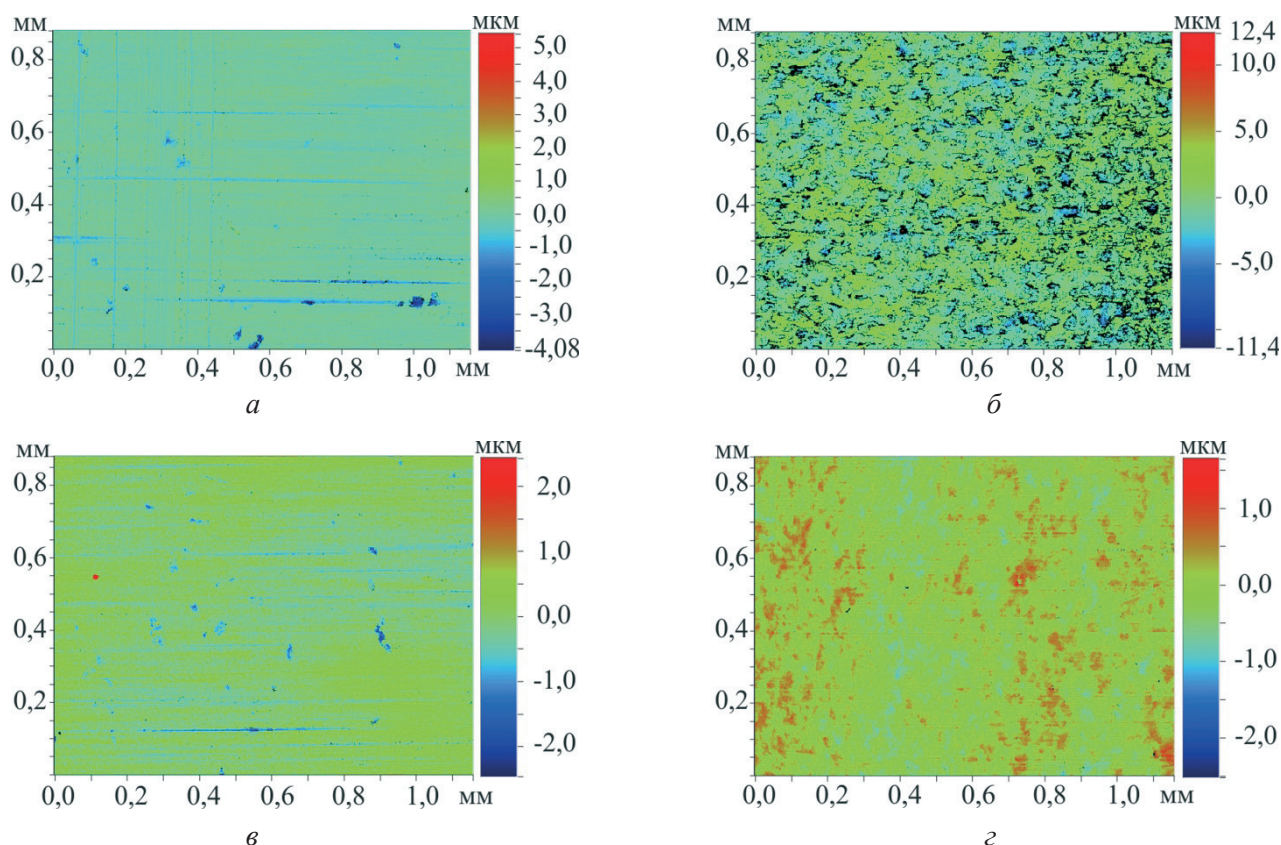


Рис. 11. Топографическое изображение поверхности образца 2 до ($a, в$) и после ($б, г$) одноосного растяжения в центре ($a, б$) и на головках, вне зоны действия захватов ($в, г$)

Fig. 11. Topographic images of the surface of specimen 2 before ($a, в$) and after ($б, г$) uniaxial tension in the center ($a, б$) and on the heads, outside the gripping zone ($в, г$)

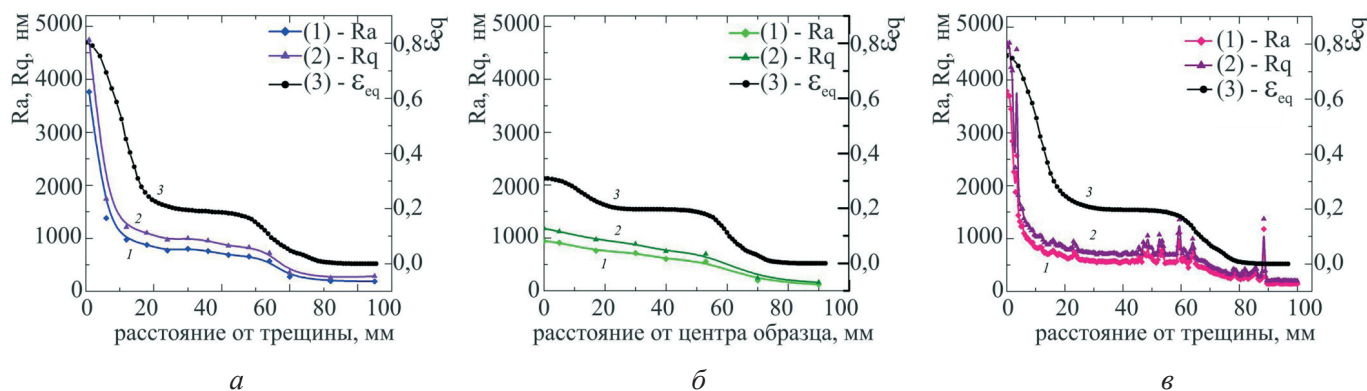


Рис. 12. Распределение параметров шероховатости Ra и Rq и степени деформации ε_{eq} по оси образца: от места разрушения (a – образец 1, $в$ – образец 3) и центра образца ($б$ – образец 2) до недеформированной зоны на головках образца

Fig. 12. Distribution of roughness parameters Ra and Rq and equivalent strain ε_{eq} along the specimen axis: from the fracture site (a – specimen 1, $в$ – specimen 3) and from the specimen centre ($б$ – specimen 2) to the undeformed zone at the specimen heads

и В.Е. Панина [32] (физическая мезомеханика), процесс локализации пластического течения при растягивающих нагрузках разворачивается так, что временные этапы деформирования распре-

деляются в пространстве по длине исследуемого объекта. Это позволило сопоставить конкретную величину эквивалентной деформации с каждым фиксированным участком.

Измерения шероховатости поверхности проведены до и после нагружения как по всей длине рабочей части, так и на головках образца, в местах, которые не испытывали деформацию в процессе нагружения.

Величина пластической деформации (кривая 3 на рис. 12) соотносится с изменением высоты рельефа, а в зоне локализации пластической деформации наблюдается максимум значений. Значения величин Ra и Rq (кривые 1 и 2 на рис. 12) максимальны в центре образца и в зоне локальной пластической деформации, а при приближении к недеформированным участкам, расположенным на головках образца, они снижаются. Резкое снижение показателей шероховатости наблюдается в зоне за пределами рабочей части образца. На недеформированных участках образца значения показателей шероховатости соответствуют исходным значениям. Изменение параметров шероховатости обусловлено изменением рельефа поверхности, связанным с выходом дефектов на поверхность образца, формированием ячеистой структуры и разворотом, а также дроблением зерен, что является признаком локализации деформации на мезомасштабном уровне.

Исходя из полученных данных для образца 2 можно предположить, что зона локализации пластической деформации находилась в районе участков измерения 6 и 7. Для построения кривых изменения шероховатости на рис. 12, а, б

измерения проводили с шагом вдоль оси 5 мм, а на образце 3 (рис. 12, в) шаг был уменьшен до 0,25 мм. Это позволило зарегистрировать не только изменения шероховатости, но и волны рельефа, образованные за счет полос Людерса – Чернова. Для более наглядной демонстрации была проведена непрерывная съемка топографии центральной полосы поверхности образца 3 шириной 0,88 мм на расстоянии 40...60 мм от трещины, представленная на рис. 13, а. Четко прослеживаются макроволны рельефа под углом $\sim 45^\circ$ к оси образца. На рис. 13, б показан общий вид образца 3 после деформации. Макрополосы хорошо различимы невооруженным глазом.

На основе полученных результатов шероховатости проведено совмещение кривой растяжения с величиной шероховатости Ra образца 3 на рис. 14.

Измерение шероховатости позволяет судить о степени деформации и о стадии деформирования. Хорошо выделяется площадка текучести, стадия однородной деформации, стадия локализованной деформации и стадия разупрочнения.

В работе реализован методический подход, заключающийся в измерении параметров шероховатости и микромеханических характеристик непрерывно вдоль оси предварительно растянутого до разрушения образца – в направлении от магистральной трещины (зона максимальной закрической деформации в шейке) к недеформи-

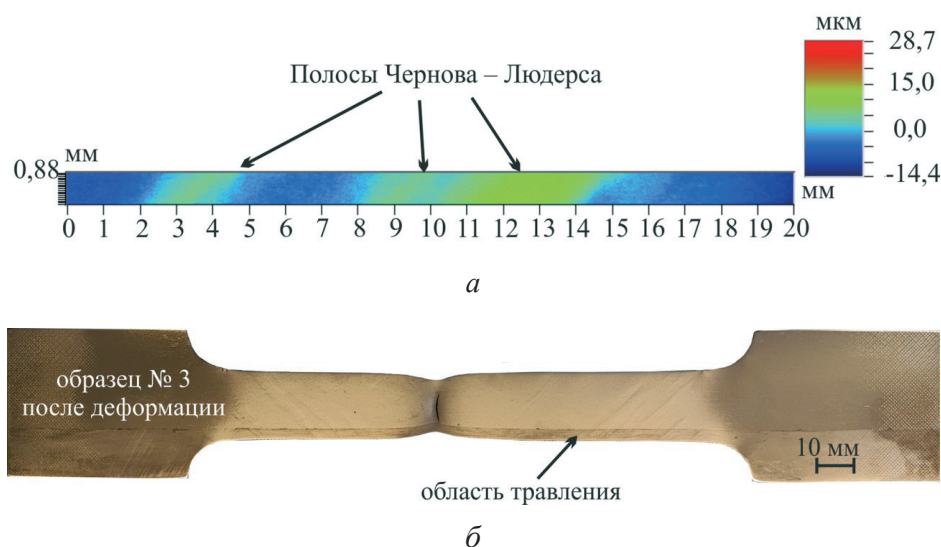


Рис. 13. Топографическое изображение поверхности части (а) и общий вид (б) образца 3

Fig. 13. Topographic image of the specimen surface (a) and general view (b) of specimen 3

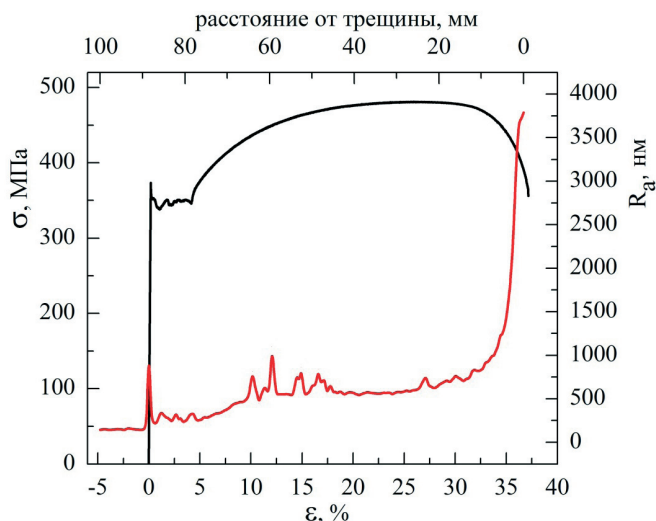


Рис. 14. Сравнение деформационно-напряженного состояния с параметром Ra образца 3

Fig. 14. Correlation between the stress-strain state and the Ra parameter for specimen 3

рованному участку головки. Путем математического моделирования по кривой растяжения была восстановлена непрерывная функция рас-

пределения истинной степени деформации по сечению вдоль оси образца. В отличие от множества работ, где измерения параметров шероховатости проводились дискретно для фиксированных (небольших) степеней деформации, в настоящем исследовании прослежена кинетика изменения деформационного рельефа на всем протяжении диаграммы растяжения до разрушения.

Проведено исследование механических характеристик при инструментальном микроиндентировании на отдельных участках образца после одноосного растяжения. На рис. 15 приведены зависимости твердости от расстояния по Мартенсу НМ (а), твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (б), максимальной глубины вдавливания индентора h_{max} (в), остаточной глубины вдавливания индентора h_p (г), работы упругой деформации вдавливания W_e (д) и общей механической работы вдавливания W_t (е). Кривая 1 – измеряемая характеристика, 2 – степень деформации.

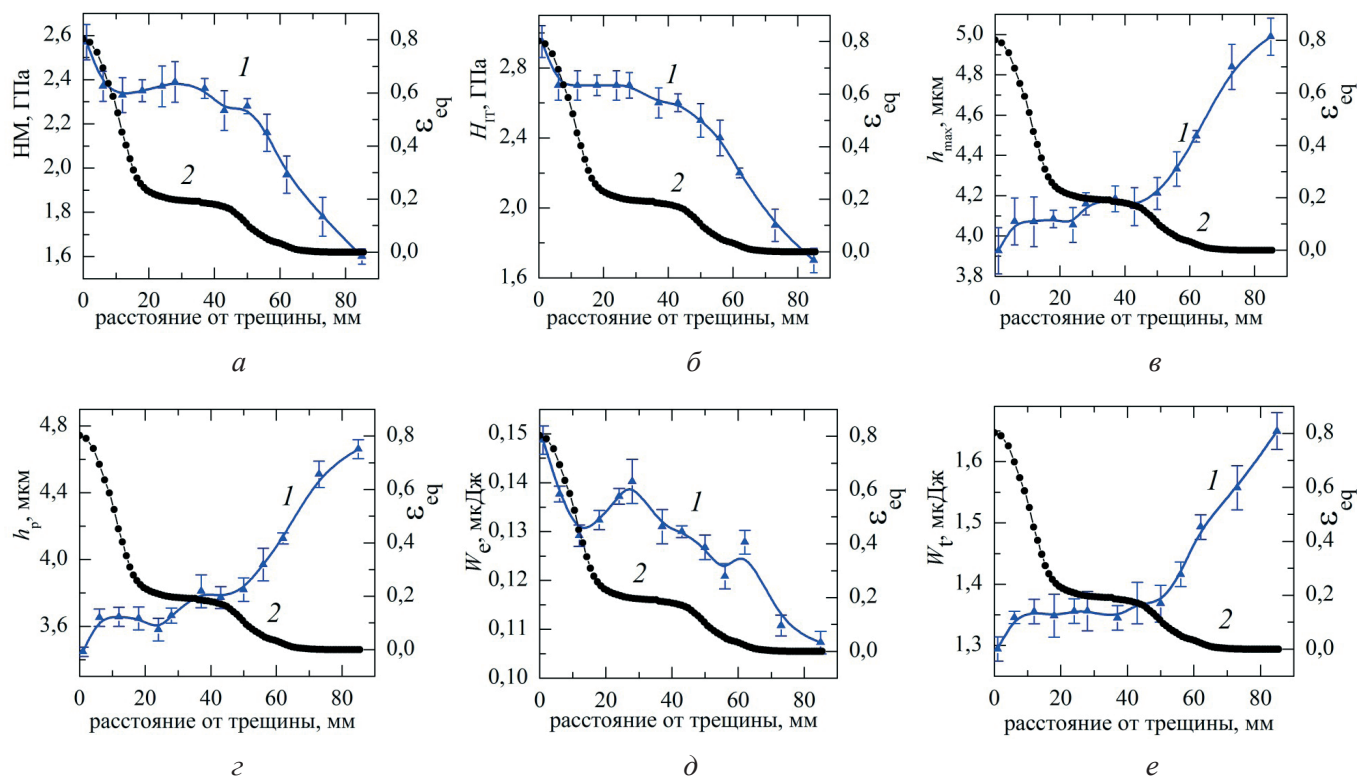


Рис. 15. Влияние расстояния на твердость по Мартенсу НМ (а), твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (б), максимальную глубину вдавливания индентора h_{max} (в), остаточную глубину вдавливания индентора h_p (г), работу упругой деформации вдавливания W_e (д), общую механическую работу вдавливания W_t (е)

Fig. 15. Effect of distance from the fracture site on: Martens hardness HM (а), indentation hardness at maximum load H_{IT} (б), maximum indentation depth h_{max} (в), residual indentation depth h_p (г), elastic indentation work W_e (д), and total indentation work W_t (е)

Инструментальное микроиндентирование является одним из современных методов оценки механических свойств [37, 38]. Метод позволяет оценить механические свойства материалов, для которых нет возможности провести стандартные испытания на сжатие, растяжение и изгиб [39–41].

Рис. 15 показывает, что по мере удаления от трещины происходит рост показателей значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора, снижение твердости по Мартенсу и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} . Общая механическая работа вдавливания (рис. 15, *e*) представляет собой интеграл под кривой индентирования в координатах «нагрузка – глубина индентирования». В областях, близких к трещине, снижение пластичности в результате пластической деформации уменьшает работу вдавливания значительно, чем ее повышает увеличение прочности. По мере удаления от трещины работа вдавливания растет. Значение работы упругой деформации вдавливания, наоборот, снижается по мере увеличения расстояния от трещины; этот показатель зависит от отношения твердости к модулю упругости материала, и чем выше это отношение, тем больше работы затрачивается на упругую деформацию и тем больше энергии упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки. Резкое увеличение показателей твердости H_{IT} и НМ, а также снижение глубины внедрения индентора обусловлено ростом количества дефектов и формированием деформационной структуры. Как видно из рис. 16, контактный модуль упругости мало зависит от расстояния по оси образца, это соответствует тому, что модуль упругости металла является структурно малочувствительной характеристикой.

Однако первый минимум на кривой, находящийся на расстоянии, близком к трещине, может быть обусловлен потерей сплошности материала, т. е. наличием микропор и микротрещин вблизи макродефекта, хорошо видимых на рис. 7, *a, б*. Наблюдаемые далее флуктуации контактного модуля упругости являются результатом наложения нескольких физических механизмов. Во-первых, они чувствительны к градиенту локальных напряжений и формированию деформационных текстур. Во-вторых, локальная перестройка субструктуры приводит как к пере-

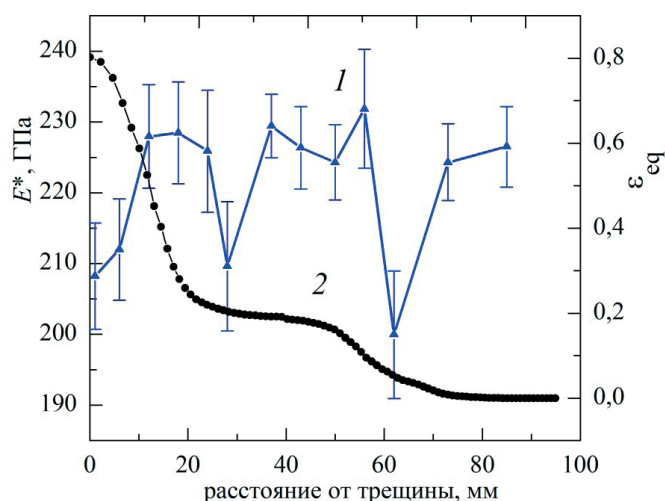


Рис. 16. Влияние расстояния на контактный модуль упругости E^*

Fig. 16. Effect of distance from the fracture site on the indentation modulus E^*

распределению внутренних напряжений, так и к кооперативной переориентации (разворотам) структурных элементов. Этот процесс индуцирует анизотропию, максимизируя или минимизируя значения E^* . При этом экстремумы (минимумы) на кривой не могут быть объяснены исключительно разворотом решетки. Второй минимум на кривой контактного модуля упругости соответствует точке, в которой напряжения при растяжении приближались к значениям временного сопротивления, что соответствует началу локализации пластической деформации. Появление минимума на расстоянии более 60 мм, вероятно, обусловлено отличной от окружающих объемов дислокационной субструктурой. Вплоть до экстремума фиксируется упорядоченная ячеистая субструктура, тогда как на удалении свыше 70 мм строение материала остается практически нетронутым деформацией. В самой же точке минимума плотность случайно распределенных несовершенств кристаллической решетки резко возрастает, формируя так называемый дислокационный хаос. Полученные результаты хорошо согласуются с классификацией, приведенной в работе [4].

Увеличение числа неупорядоченных дислокаций подтверждается результатами EBSD-анализа. На рис. 17 и 18 приведены данные микроструктуры и структурные карты EBSD-анализа. Синий цвет на картах соответствует исходному зерну, красный – деформированному, а желтый – субзернам.

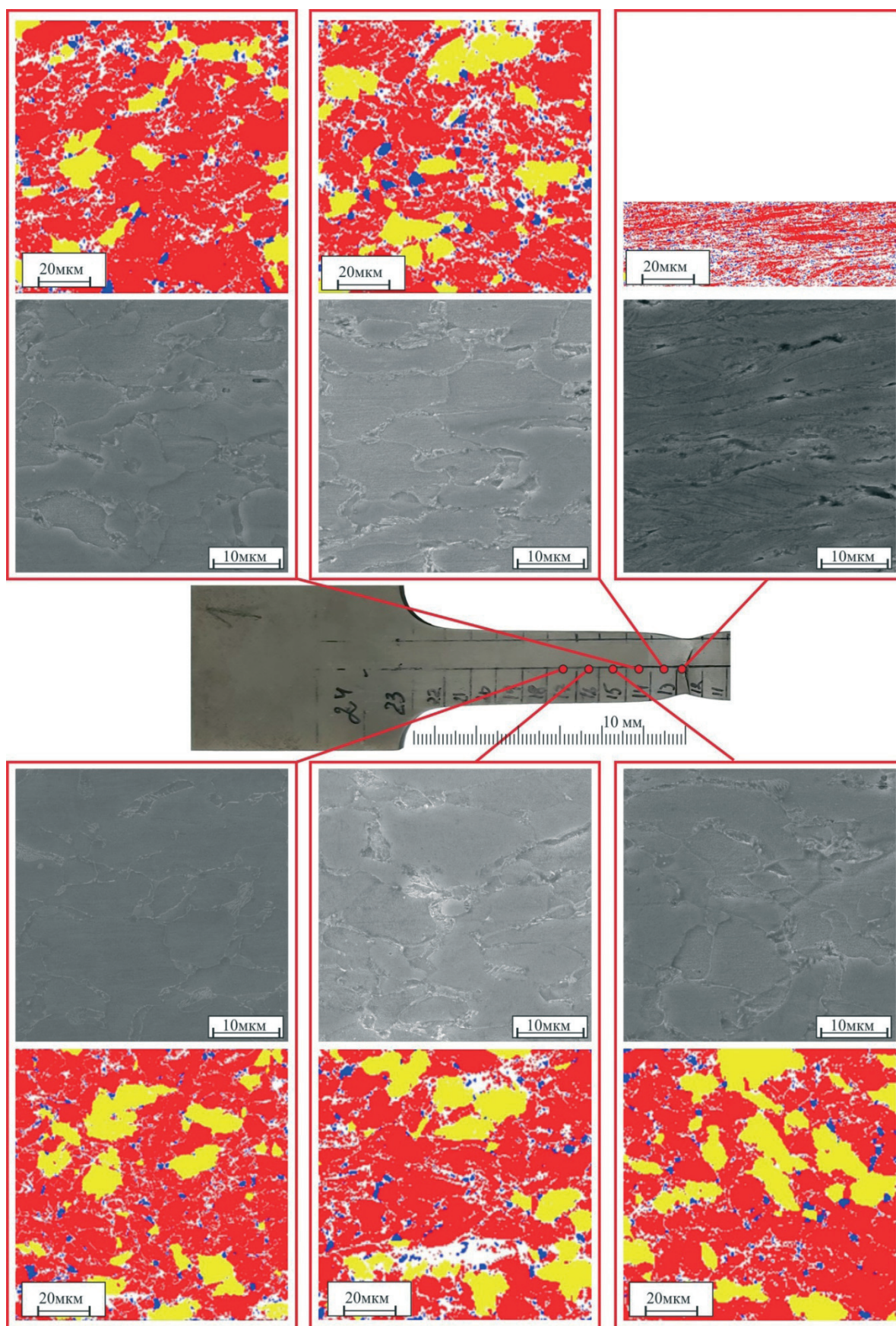


Рис. 17. Микроструктура и структурные карты EBSD-анализа образца 1 после одноосного растяжения в точках 12–17

Fig. 17. Microstructure and EBSD orientation maps of specimen 1 after uniaxial tension at points 12–17

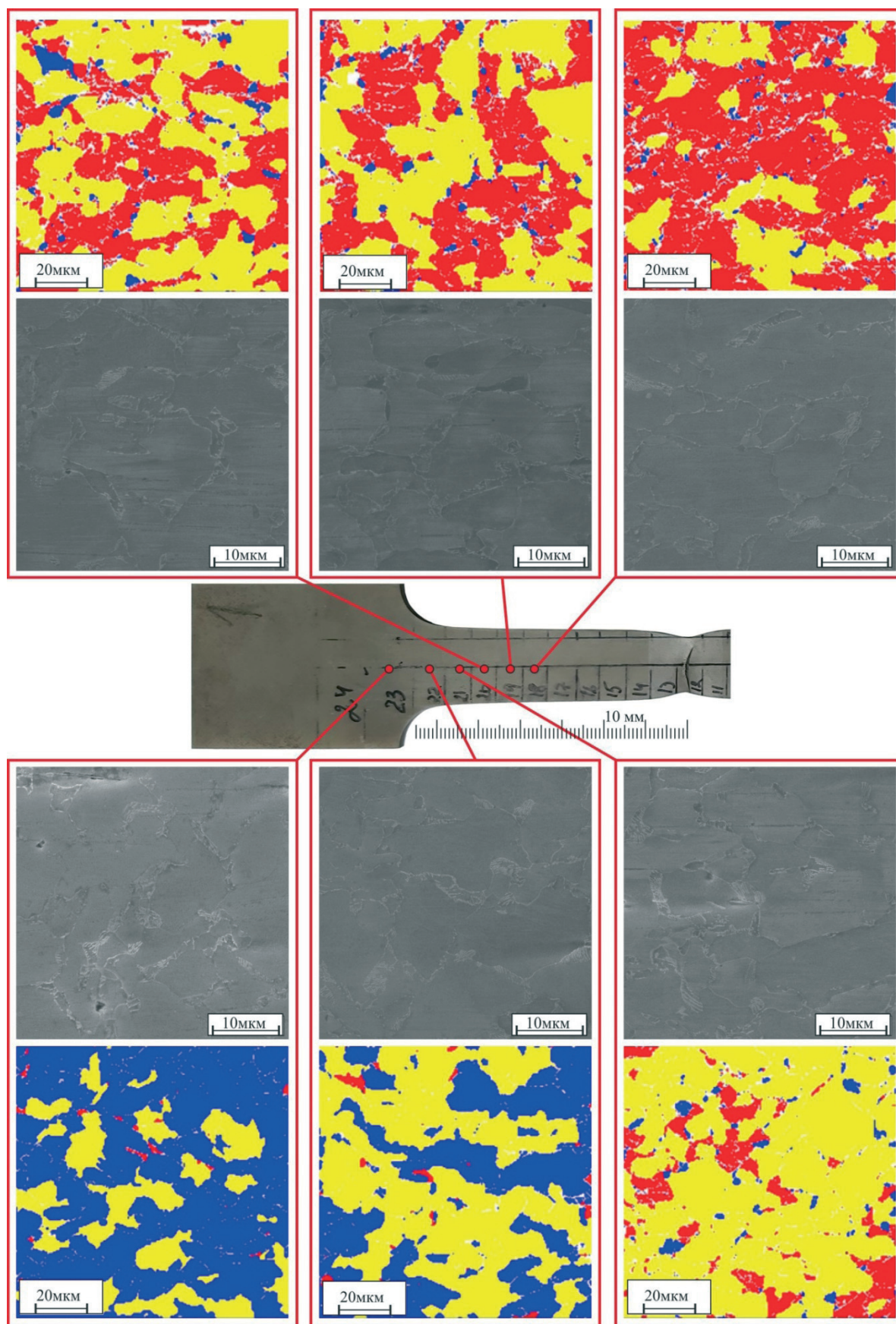


Рис. 18. Микроструктура и структурные карты EBSD-анализа образца 1 после одноосного растяжения в точках 18–23

Fig. 18. Microstructure and EBSD orientation maps of specimen 1 after uniaxial tension at points 18–23

По результатам подсчета соотношения долей исходных, деформированных и субкристаллических зерен на исследуемых участках рассматриваемого образца построены зависимости от степени деформации (рис. 19, *а*) и от расстояния от трещины (рис. 19, *б*).

На расстоянии около 60 мм от трещины наблюдается резкое увеличение доли субкристаллических зерен, что хорошо соотносится с рис. 18. На расстоянии 30 мм от трещины преобладают деформированные зерна, а значит, меняется тип субструктуры от ячеистого к фрагментированному (рис. 17). Для понимания разделения деформационных стадий также информативными оказались результаты карт EBSD-анализа и результаты микроиндентирования, которые позво-

лили выявить изменения типа дислокационной субструктуры. Авторам представляется, что сочетание полученных результатов позволяет судить о деформационной истории материала.

Заклучение

В настоящей работе на подвергнутых одноосному растяжению образцах из конструкционной стали 09Г2С проведены структурные и микромеханические испытания методами инструментального индентирования, профилометрии поверхности, а также оптической и растровой электронной микроскопии.

Методом оптической профилометрии выявлено, что показатели шероховатости поверхност-

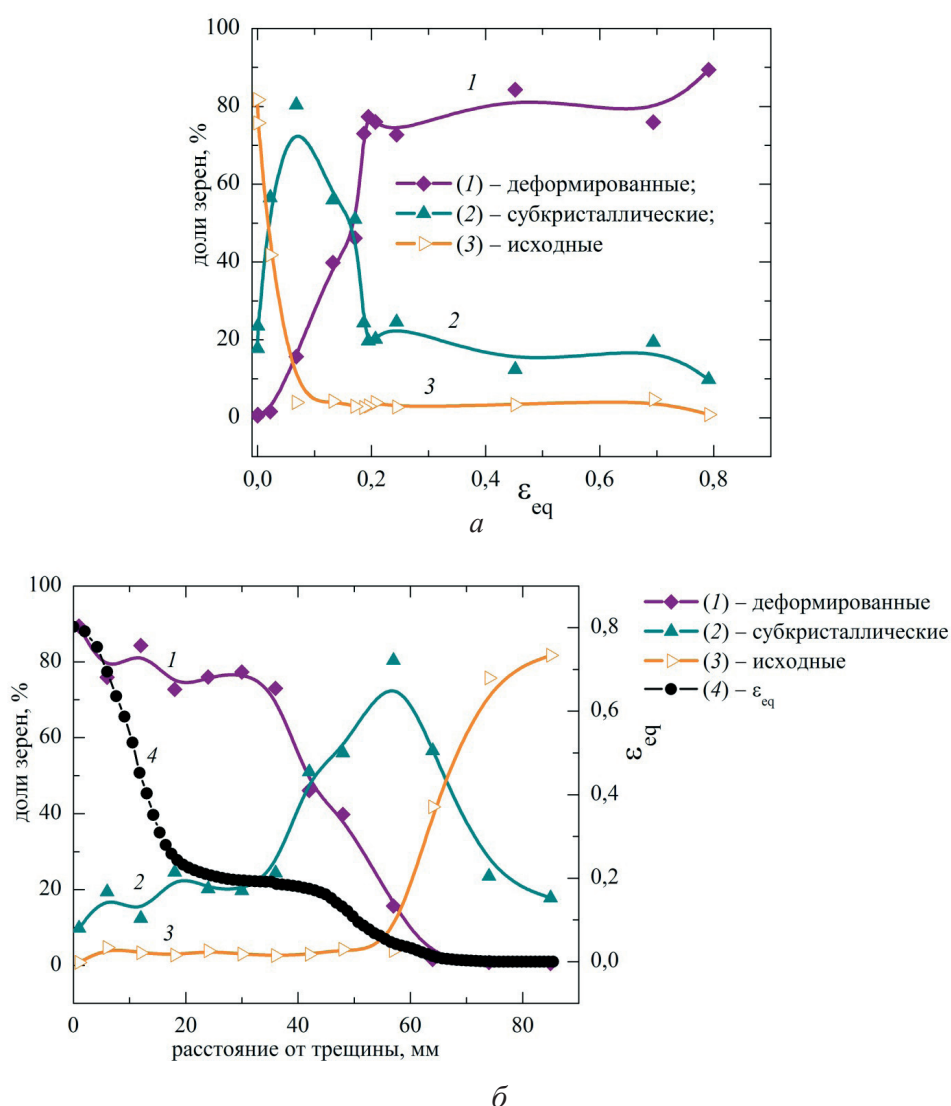


Рис. 19. Распределение доли зерен от деформации (*а*) и расстояния от трещины (*б*) для образца после одноосного растяжения

Fig. 19. Grain fraction as a function of equivalent strain (*a*) and of distance from the crack (*b*) for the specimen after uniaxial tension

ного рельефа хорошо соотносятся с деформацией, изменение рельефа характеризует различные зоны локализации пластической деформации на мезомасштабном уровне. Показано, что измерение шероховатости позволяет судить о степени деформации и о стадии деформирования. Хорошо выделяется площадка текучести, стадия однородной деформации, стадия локализованной деформации и стадия разупрочнения.

Хотя оптическая металлография характеризует изменение и удлинение ферритных зёрен по мере увеличения степени деформации, но качественные изменения в виде удлиненных, фрагментированных зерен и дробления перлитных колоний можно обнаружить только в зоне локализованной деформации. В то же время данные EBSD-анализа хорошо характеризуют субструктурные изменения в деформируемом металле.

Показана принципиальная возможность оценки степени деформации стали 09Г2С на основе анализа параметров ее структуры, микромеханических свойств и мезорельефа. Выявлены количественные закономерности изменения параметров структуры, механических свойств и шероховатости поверхности в зависимости от степени деформации. Найденные эмпирические зависимости создают предпосылки для потенциального развития методов неразрушающего контроля. Однако авторы отмечают, что перенос полученных данных на реальные объекты потребует учета структурной и химической неоднородности промышленного проката и набора значительного объема статистических данных.

Для низколегированной стали 09Г2С установлены закономерности сквозной эволюции топографии поверхности на всем протяжении диаграммы деформирования. Выявлен немонотонный характер зависимости шероховатости поверхности от степени деформации, обусловленный изменением знака приращения шероховатости при переходе от стадии равномерного пластического течения к стадиям макролокализации деформации в шейке и предразрушения материала.

Установлено, что около трещины, где наблюдаются самые большие степени деформации, структура не имеет выраженных колоний перлита и присутствуют вытянутые ферритные зерна, границы между которыми кое-где декорированы фрагментированными пластинками цементита.

Четко прослеживаются несплошности, вытянутые поры деформационной природы. Поверхностный рельеф обусловлен скольжением мезо- и макрополос.

Список литературы

1. Конева Н.А. Природа стадий пластической деформации // Соросовский образовательный журнал. – 1998. – Т. 4, № 10. – С. 99–105.
2. Structural levels of deformation in solids / V.E. Panin, Y.V. Grinyaev, T.F. Elsukova, A.G. Ivanchin // Soviet Physics Journal. – 1983. – Vol. 25 (6). – P. 479–497. – DOI: 10.1007/BF00898745. – EDN: XLXYAT.
3. Panin V.E., Panin A.V. Fundamental role of nanoscale structural level of plastic strain in solids // Metal Science and Heat Treatment. – 2006. – Vol. 48 (11–12). – P. 533–538. – DOI: 10.1007/s11041-006-0131-x. – EDN: LKECCF.
4. Конева Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский образовательный журнал. – 1996. – Т. 2, № 6. – С. 99–107.
5. Панин В.Е., Панин А.В. Масштабные уровни пластической деформации разрушения наноструктурированных материалов // Нанотехника. – 2005. – № 3. – С. 28–42. – EDN: JUJJBV.
6. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
7. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с. – ISBN 5-02-029308-3. – EDN: YSBSDP.
8. Thermodynamics of substructure transformations under plastic deformation of metals and alloys / N.A. Koneva, E.V. Kozlov, L.I. Trishkina, E.E. Pekarskaya // Materials Science and Engineering: A. – 1997. – Vol. 234–236. – P. 614–616. – DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00271-2. – EDN: LEJOJH.
9. Механизмы упрочнения и особенности стадийности деформации поликристаллов с нанозерном / Н.А. Конева, Э.В. Козлов, Л.И. Тришкина, А.Н. Жданов // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 1. – С. 12–15. – EDN: KVSYHT.
10. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. 1. Физические основы многоуровневого подхода // Физическая мезомеханика. – 2006 – Vol. 9, № 3. – P. 9–22. – EDN: IJOEV.
11. Адамов А.А., Келлер И.Э., Петухов Д.С. Экспериментальная идентификация законов пластичности и разрушения анизотропной малоуглеродистой листовой стали для моделирования холодной штам-



повки // Проблемы прочности и пластичности. – 2019. – Т. 81, № 2. – С. 202–211. – DOI: 10.32326/1814-9146-2019-81-2-202-211. – EDN: YQNPKW.

12. Structure of near-surface layer of high-strength steel subjected to abrasive waterjet cutting / T.I. Tabatchikova, N.A. Tereshchenko, I.L. Yakovleva, N.Z. Gudnev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2018. – Vol. 119 (9). – P. 871–879. – DOI: 10.1134/S0031918X18090107. – EDN: LJVWUW.

13. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали, деформированной взрывом / И.А. Батаев, А.А. Батаев, И.А. Балаганский, В.Г. Буров, Е.А. Приходько, Н.А. Морева, А.А. Руктуев // *Физическая мезомеханика*. – 2011. – Т. 14, № 1. – С. 93–99. – EDN: NQWAQR.

14. Эволюция структурных элементов деформации в приповерхностных слоях образцов из низколегированной стали / Д.Г. Копаница, А.М. Устинов, А.И. Потеев, А.А. Клопотов // *Современные проблемы теории машин*. – 2015. – № 3. – С. 218–223. – EDN: TWRXGR.

15. Bowden H.G., Kelly P.M. Deformation twinning in shock-loaded pearlite // *Acta Metallurgica*. – 1967. – Vol. 15 (1). – P. 105–111. – DOI: 10.1016/0001-6160(67)90158-7.

16. Pröger M. Die Deformationen und Bruchmechanismen des lamellaren Perlits: Dissertation. – Stuttgart, 1964. – 101 p.

17. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с. – ISBN 5-02-030323-2. – EDN: RVAYMZ.

18. Features of the plastic deformation of steels with a lamellar pearlite structure / A.A. Bataev, L.I. Tushinskii, V.A. Bataev, L.B. Zuev // *Russian Physics Journal*. – 1996. – Vol. 39 (7). – P. 603–608. – DOI: 10.1007/BF02439086. – EDN: PJKWUD.

19. Special features of the fracture of ordered segregated excess cementite in eutectoid steels / V.A. Bataev, A.A. Bataev, S.A. Kotorov, L.I. Tushinskii // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1999. – Vol. 41 (3–4). – P. 101–104. – DOI: 10.1007/BF02467693. – EDN: LFG-BDD.

20. Форма межслойных границ в соединениях, полученных сваркой металлических пластин / И.А. Батаев, А.А. Батаев, М.А. Есиков, Р.А. Достовалов, Н.С. Белоусова // *Научный вестник НГТУ*. – 2012. – № 4 (49). – С. 107–112. – EDN: PUHHUF.

21. Panin V.E. Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 1998. – Vol. 30 (1). – P. 1–11. – DOI: 10.1016/S0167-8442(98)00038-X. – EDN: LFBDFJF.

22. Panin V.E. Synergistic principles of physical mesomechanics // *Theoretical and Applied Frac-*

ture Mechanics. – 2001. – Vol. 37 (1). – P. 261–298. – DOI: 10.1016/S0167-8442(01)00085-4.

23. Закономерности стадии предразрушения в физической мезомеханике / В.Е. Панин, Л.С. Деревягина, Е.Е. Дерюгин, А.В. Панин, С.В. Панин, Н.А. Антипина // *Физическая мезомеханика*. – 2003. – Т. 6, № 6. – С. 97–106. – EDN: IUCYZF.

24. Лихачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. – Киев: Наукова думка, 1989. – 320 с. – ISBN 5-12-001121-7.

25. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. В 2 т. Т. 2 / отв. ред. В.Е. Панин. – Новосибирск: Наука, 1995. – 320 с. – ISBN 5-02-030841-2. – EDN: SYKNJF.

26. Hatherley M., Malin A.S. Shear bands in deformed metals // *Scripta Metallurgica*. – 1984. – Vol. 18 (5). – P. 449–454. – DOI: 10.1016/0036-9748(84)90419-8.

27. Harren S.V., Deve H.E., Asaru R.J. Shear band formation in plane strain compression // *Acta Metallurgica*. – 1988. – Vol. 36 (9). – P. 2435–2480. – DOI: 10.1016/0001-6160(88)90193-9.

28. On the nature of plastic strain localization in solids / V.E. Panin, V.E. Egorushkin, A.V. Panin, D.D. Moiseenko // *Technical Physics*. – 2007. – Vol. 52 (8). – P. 1024–1030. – DOI: 10.1134/S1063784207080105. – EDN: LKVOWB.

29. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns // *Physical Mesomechanics*. – 2022. – Vol. 25 (2). – P. 103–110. – DOI: 10.1134/S1029959922020011. – EDN: JKJKVJ.

30. McDowell D.L. Multiscale modeling of interfaces, dislocations, and dislocation field plasticity // *Mesoscale Models* / ed. by S. Mesarovic, S. Forest, H. Zbib. – Cham: Springer International Publishing, 2019. – P. 195–297. – (CISM International Centre for Mechanical Sciences; vol. 587). – DOI: 10.1007/978-3-319-94186-8_5.

31. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. – ISBN 978-5-7692-1661-9. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV. – EDN: BCSSTZ.

32. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // *Физическая мезомеханика*. – 1998. – Т. 1, № 1. – С. 5–22. – EDN: KWPRTL.

33. Панин В.Е., Гриняев Ю.В. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого твердого тела // *Физическая мезомеханика*. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 9–36. – EDN: IUCYMD.

34. Multilevel models in physical mesomechanics of metals and alloys: results and prospects / P.V. Trusov,

A.I. Shveykin, N.S. Kondratyev, A.Yu. Yants // *Physical Mesomechanics*. – 2021. – Vol. 24 (4). – P. 391–417. – DOI: 10.1134/S1029959921040056. – EDN: ILUNCK.

35. Applicability of magnetic measurements to the detection of fracture nucleation in 09G2S steel / Yu.V. Khudorozhkova, A.M. Povolotskaya, S.V. Burov, D.I. Vichuzhanin // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2025. – Vol. 61 (12). – P. 1477–1487. – DOI: 10.1134/S1061830925700457. – EDN: ZWAFVI.

36. Determining the coefficients in the functional dependence of the strain resistance on the basis of conical-indentor data / S.V. Smirnov, V.K. Smirnov, A.N. Soloshenko, V.P. Shveikin // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 1998. – N 6. – P. 109–113. – EDN: XQDITL.

37. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment / A.V. Makarov, R.A. Savrai, E.S. Gorkunov, A.S. Yurovskikh, I.Yu. Malygina, N.A. Davydova // *Physical Mesomechanics*. – 2015. – Vol. 18 (1). – P. 43–57. – DOI: 10.1134/S1029959915010063. – EDN: UFLETF.

38. Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой /

Н.Н. Соболева, А.В. Макаров, А.К. Степченко, И.Ю. Малыгина, Ю.С. Коробов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 2. – С. 104–117. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117. – EDN: RRQDDQ.

39. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) / Е.И. Орешко, В.С. Ерасов, Н.О. Яковлев, Д.А. Уткин // *Авиационные материалы и технологии*. – 2021. – № 1 (62). – С. 104–118. – DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118. – EDN: TOCRQD.

40. Соболева Н.Н., Давыдова Н.А., Макаров А.В. Влияние кратности фрикционного воздействия на микромеханические свойства NiCrBSi-покрытий // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2022. – № 5. – С. 50–59. – DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.050-059. – EDN: NVWZDT.

41. Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и микромеханические свойства СВС-композитов с медной матрицей: особенности формирования // *Frontier Materials & Technologies*. – 2023. – № 4. – С. 99–108. – DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-9. – EDN: DWBOQD.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Determination of the relationship among the structure, properties and strain state of the 0.09C-2Mn-Si steel under tension

Yulia Khudorozhkova^{1, a, *}, Sergey Burov^{1, b}, Anna Povolotskaya^{1, 2, c}, Dmitry Vichuzhanin^{1, d}

¹Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

²M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>,  khjv@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-0413-1054>,  burchitai@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-8301-5069>,  anna.povolotskaya.68@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>,  mmmm@imach.uran.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 June 2026

Revised: 23 June 2026

Accepted: 11 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Plastic deformation
 Uniaxial tension
 Fracture site
 Deformation relief
 Degree of deformation
 Deformation modeling
 Surface roughness

Funding

This work was carried out within the framework of state assignments from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation to the Institute of Mechanical Engineering, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (topic no. 124020700063-3) and the M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (topic "Diagnostics", no. 122021000030-1).

Acknowledgments

This work was carried out using equipment from the "Plastometry" Collective Use Center at the Institute of Mechanical Engineering, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, and the "Structure, Mechanical, and Physical Properties of Materials" Collective Use Center at Novosibirsk State Technical University. To assess the stress-strain state during deformation, a specimen model was constructed in the ANSYS finite element analysis package, and tensile testing was simulated. The calculations were performed on the "Uran" supercomputer at the N.N. Krasovskii Institute of Mathematics and Mechanics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

ABSTRACT

Introduction. Although structural transformations during plastic deformation are well studied, they remain a priority area of scientific research in the field of materials science. Different approaches converge on the fact that metal deformation develops from the microscale to the macroscale level and that the change in stages is an abrupt loss of structural stability, which inevitably ends with localization of shear and failure in the neck. **The purpose of this study** was to determine the relation of the plastic deformation stages to the structure, surface topography and micromechanical properties of a common structural material, namely grade 0.09C-2Mn-Si steel, subjected to uniaxial tension. **Materials and methods.** In this study, dumbbell-shaped flat specimens of 0.09C-2Mn-Si structural steel were studied before and after uniaxial tension. The tension process was simulated by the finite element method, and the distribution of the stress-strain state parameters was obtained. The structure was studied by optical and scanning electron microscopy. The surface roughness parameters were determined by optical profilometry. Kinetic microindentation was used to determine the micromechanical characteristics. **Results and discussion.** A direct correspondence is established among the roughness parameters, deformation stage, and strain level for the 0.09C-2Mn-Si steel. It is found that the strain values are the highest near the crack, that the structure contains no pronounced pearlite colonies, and that there are elongated ferrite grains with boundaries sometimes decorated by fragmented cementite plates. Strain-induced discontinuities and elongated pores are clearly visible. The surface relief is caused by the sliding of meso- and macrobands. The relationship between the mechanical properties of the steel and the structures obtained at various stages — from the onset of plastic deformation up to macrocrack formation — is analyzed. It is shown that the combined use of optical profilometry, structural characterization methods, and micromechanical tests during instrumented indentation enables reliable recording of structural changes in various regions of 0.09C-2Mn-Si steel specimens after static loading.

For citation: Khudorozhkova Yu.V., Burov S.V., Povolotskaya A.M., Vichuzhanin D.I. Determination of the relationship among the structure, properties and strain state of the 0.09C-2Mn-Si steel under tension. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 205–228. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-205-228. (In Russian).

* Corresponding author

Khudorozhkova Yulia V., Ph.D. (Engineering)
 Institute of Engineering Science,
 Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
 34 Komsomolskaya St.,
 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: +7 904 387-50-59, e-mail: khjv@mail.ru

References

1. Koneva N.A. Priroda stadii plasticheskoi deformatsii [The nature of plastic deformation stages]. *Sorosovskii obrazovatel'nyi zhurnal = Soros Education Journal*, 1998, vol. 4, no. 10, pp. 99–105. (In Russian).
2. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Elsukova T.F., Ivanchin A.G. Structural levels of deformation in solids. *Soviet Physics Journal*, 1983, vol. 25 (6), pp. 479–497. DOI: 10.1007/BF00898745.
3. Panin V.E., Panin A.V. Fundamental role of nanoscale structural level of plastic strain in solids. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, vol. 48 (11–12), pp. 533–538. DOI: 10.1007/s11041-006-0131-x.
4. Koneva N.A. Klassifikatsiya, evolyutsiya i samoorganizatsiya dislokatsionnykh struktur v metallakh i splavakh [Classification, evolution and self-organization of dislocation structures in metals and alloys]. *Sorosovskii obrazovatel'nyi zhurnal = Soros Education Journal*, 1996, vol. 2, no. 6, pp. 99–107. (In Russian).
5. Panin V.E., Panin A.V. Masshtabnye urovni plasticheskoi deformatsii razrusheniya nanostrukturirovannykh materialov [Scale levels of plastic deformation and fracture of nanostructured materials]. *Nanotekhnika*, 2005, no. 3, pp. 28–42. (In Russian).
6. Rybin V.V. *Bol'shie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformations and fracture of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 224 p.
7. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Danilov V.I. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Structural levels of plastic deformation and fracture]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1990. 255 p. ISBN 5-02-029308-3.
8. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Pekarskaya E.E. Thermodynamics of substructure transformations under plastic deformation of metals and alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol. 234–236, pp. 614–616. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00271-2.
9. Koneva N.A., Kozlov E.V., Trishkina L.I., Zhdanov A.N. Mekhanizmy uprochneniya i osobennosti stadiinosti deformatsii polikristallov s nanozernom [Mechanism of strength and features stageness deformations of polycrystalline materials with ultrafine grain]. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2009, no. 1, pp. 12–15. (In Russian).
10. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Fizicheskaya mezomekhanika deformiruемого tverdogo tela kak mnogourovnevoi sistemy. I. Fizicheskie osnovy mnogourovnevnogo podkhoda [Physical mesomechanics of a deformed solid as a multilevel system. I. Physical fundamentals of the multilevel approach]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 9–22. (In Russian).
11. Adamov A.A., Keller I.E., Petukhov D.S. Eksperimental'naya identifikatsiya zakonov plastichnosti i razrusheniya anizotropnoi malouglerodistoi listovoi stali dlya modelirovaniya kholodnoi shtampovki [Experimental identification of plasticity and fracture laws for anisotropic low-carbon sheet steel for cold stamping simulation]. *Problemy prochnosti i plastichnosti = Problems of Strength and Plasticity*, 2019, vol. 81, no. 2, pp. 202–211. DOI: 10.32326/1814-9146-2019-81-2-202-211. (In Russian).
12. Tabatchikova T.I., Tereshchenko N.A., Yakovleva I.L., Gudnev N.Z. Structure of near-surface layer of high-strength steel subjected to abrasive waterjet cutting. *Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119 (9), pp. 871–879. DOI: 10.1134/S0031918X18090107.
13. Bataev I.A., Bataev A.A., Balagansky I.A., Burov V.G., Prikhodko E.A., Moreva N.A., Ruktuev A.A. Localization of plastic flow in low-carbon steel deformed by explosion. *Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, no. 1, pp. 93–99. DOI: 10.1134/S102995991101011X. Translated from *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2011, vol. 14, no. 1, pp. 93–99.
14. Kopanitsa D.G., Ustinov A.M., Potekaev A.I., Klopotov A.A. Evolyutsiya strukturnykh elementov deformatsii v pripoverkhnostnykh sloyakh obraztsov iz nizkolegirovannoi stali [Evolution of structural elements of deformation in near-surface layers of low-alloy steel specimens]. *Sovremennye problemy teorii mashin = Modern problems of the theory of machines*, 2015, no. 3, pp. 218–223.
15. Bowden H.G., Kelly P.M. Deformation twinning in shock-loaded pearlite. *Acta Metallurgica*, 1967, vol. 15 (1), pp. 105–111. DOI: 10.1016/0001-6160(67)90158-7.
16. Pröger M. *Die Deformationen und Bruchmechanismen des lamellaren Perlits*. Dissertation. Stuttgart, 1964. 101 p.
17. Tushinsky L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Struktura perlita i konstruktivnaya prochnost' stali* [Pearlite structure and constructive strength of steel]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1993. 280 p. ISBN 5-02-030323-2.
18. Bataev A.A., Tushinskii L.I., Bataev V.A., Zuev L.B. Features of the plastic deformation of steels with a lamellar pearlite structure. *Russian Physics Journal*, 1996, vol. 39 (7), pp. 603–608. DOI: 10.1007/BF02439086.
19. Bataev V.A., Bataev A.A., Kotorov S.A., Tushinskii L.I. Special features of the fracture of ordered segregated excess cementite in eutectoid steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, vol. 41 (3–4), pp. 101–104. DOI: 10.1007/BF02467693.

20. Bataev I.A., Bataev A.A., Esikov M.A., Dostovalov R.A., Belousova N.S. Forma mezhslonnykh granits v soedineniyakh, poluchennykh svarkoi metallicheskiykh plastin [The form of the interfaces obtained by explosive welding of thin-plate metallic materials]. *Nauchnyi vestnik Novosibirskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta* = *Science Bulletin of the Novosibirsk State Technical University*, 2012, no. 4 (49), pp. 107–112.

21. Panin V.E. Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 1998, vol. 30 (1), pp. 1–11. DOI: 10.1016/S0167-8442(98)00038-X.

22. Panin V.E. Synergistic principles of physical mesomechanics. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2001, vol. 37 (1), pp. 261–298. DOI: 10.1016/S0167-8442(01)00085-4.

23. Panin V.E., Derevyagina L.S., Deryugin E.E., Panin A.V., Panin S.V., Antipina N.A. Zakonomernosti stadii predrazrusheniya v fizicheskoi mezomekhanike [Regularities of the fracture nucleation stage in physical mesomechanics]. *Fizicheskaya mezomekhanika* = *Physical Mesomechanics*, 2003, vol. 6, no. 6, pp. 97–106. (In Russian).

24. Likhachev V.A., Panin V.E., Zasimchuk E.E. *Kooperativnye deformatsionnye protsessy i lokalizatsiya deformatsii* [Cooperative deformation processes and deformation localization]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1989. 320 p. ISBN 5-12-001121-7.

25. Panin V.E., ed. *Fizicheskaya mezomekhanika i komp'yuternoe konstruirovaniye materialov*. V 2 t. T. 2 [Physical mesomechanics and computer-aided design of materials. In 2 vol. Vol. 2]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1995. 320 p. ISBN: 5-02-030841-2.

26. Hatherley M., Malin A.S. Shear bands in deformed metals. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18 (5), pp. 449–454. DOI: 10.1016/0036-9748(84)90419-8.

27. Harren S.V., Dève H.E., Asaro R.J. Shear band formation in plane strain compression. *Acta Metallurgica*, 1988, vol. 36 (9), pp. 2435–2480. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90193-9.

28. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Moiseenko D.D. On the nature of plastic strain localization in solids. *Technical Physics*, 2007, vol. 52 (8), pp. 1024–1030. DOI: 10.1134/S1063784207080105.

29. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as spatiotemporal structure formation. Part I. Qualitative and quantitative patterns. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (2), pp. 103–110. DOI: 10.1134/S1029959922020011.

30. McDowell D.L. Multiscale modeling of interfaces, dislocations, and dislocation field plasticity. Mesarovic S., Forest S., Zbib H. (eds.). *Mesoscale Models*. CISM International Centre for Mechanical Sciences. Cham, Springer International Publishing, 2019, vol. 587, pp. 195–297. DOI: 10.1007/978-3-319-94186-8_5.

31. Trusov P.V., Shveykin A.I. *Mnogourovnevnye modeli mono- i polikristallicheskiykh materialov: teoriya, algoritmy, primery primeneniya* [Multilevel models of mono- and polycrystalline materials: theory, algorithms, application examples]. Novosibirsk, SB RAS Publ., 2019. 605 p. ISBN 978-5-7692-1661-9. DOI: 10.15372/MULTI-LEVEL2019TPV.

32. Panin V.E. Osnovy fizicheskoi mezomekhaniki [Foundations of physical mesomechanics]. *Fizicheskaya mezomekhanika* = *Physical Mesomechanics*, 1998, vol. 1, no. 1, pp. 5–22. (In Russian).

33. Panin V.E., Grinyaev Yu.V. Fizicheskaya mezomekhanika – novaya paradigma na styke fiziki i mekhaniki deformiruemogo tverdogo tela [Physical mesomechanics: a new paradigm at the interface of solid state physics and solid mechanics]. *Fizicheskaya mezomekhanika* = *Physical Mesomechanics*, 2003, vol. 6, no. 4, pp. 9–36. (In Russian).

34. Trusov P.V., Shveykin A.I., Kondratyev N.S., Yants A.Yu. Multilevel models in physical mesomechanics of metals and alloys: results and prospects. *Physical Mesomechanics*, 2021, vol. 24 (4), pp. 391–417. DOI: 10.1134/S1029959921040056.

35. Khudorozhkova Yu.V., Povolotskaya A.M., Burov S.V., Vichuzhanin D.I. Applicability of magnetic measurements to the detection of fracture nucleation in 09G2S steel. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2025, vol. 61 (12), pp. 1477–1487. DOI: 10.1134/S1061830925700457.

36. Smirnov S.V., Smirnov V.K., Soloshenko A.N., Shveikin V.P. Determining the coefficients in the functional dependence of the strain resistance on the basis of conical-indentor data. *Russian Metallurgy (Metally)*, 1998, no. 6, pp. 109–113.

37. Makarov A.V., Savrai R.A., Gorkunov E.S., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fracture features of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment. *Physical Mesomechanics*, 2015, vol. 18 (1), pp. 43–57. DOI: 10.1134/S1029959915010063.

38. Soboleva N.N., Makarov A.V., Stepchenkov A.K., Malygina I.Yu., Korobov Yu.S. Vliyanie termicheskogo vozdeistviya na mikromekhanicheskie svoystva khromonikelevogo pokrytiya, poluchennogo gazoporoshkovoi lazerno naplavkoi [Influence of thermal effects on the micromechanical properties of the nickel-chromium coating

obtained by gas powder laser cladding]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 104–117. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117.

39. Oreshko E.I., Erasov V.S., Yakovlev N.O., Utkin D.A. Metody opredeleniya mekhanicheskikh kharakteristik materialov s pomoshch'yu indentirovaniya (obzor) [Methods for determining the mechanical characteristics of materials using indentation (review)]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii* = *Aviation Materials and Technologies*, 2021, no. 1 (62), pp. 104–118. DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118. (In Russian).

40. Soboleva N.N., Davydova N.A., Makarov A.V. Vliyanie kratnosti friktsionnogo vozdeistviya na mikromekhanicheskie svoistva NiCrBSi-pokrytii [The effect of the multiplicity of frictional action on the micromechanical properties of NiCrBSi-coatings]. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2022, iss. 5, pp. 50–59. DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.050-059. (In Russian).

41. Pugacheva N.B., Bykova T.M., Senaeva E.I. Struktura i mikromekhanicheskie svoistva SVS-kompozitov s mednoi matritsei: osobennosti formirovaniya [Structure and micromechanical properties of SHS composites with a copper matrix: peculiarities of formation]. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 4, pp. 99–108. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-9. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние интенсивной пластической деформации и термической обработки на структурные, механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-9Al-2Mn

Андрей Филиппов^{а, *}, Николай Шамарин^б, Сергей Тарасов^с, Наталья Семенчук^д

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru;
^с <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0001-6547-7676>, natali.t.v@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.22, 539.62

История статьи:

Поступила: 29 июня 2026
Рецензирование: 11 июля 2026
Принята к печати: 14 июля 2026
Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Бронза
Микроструктура
Фазовый состав
Механические свойства
Интенсивная пластическая деформация
Царапание
Трение скольжения

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из наиболее перспективных методов модификации структуры цветных сплавов, позволяющим переводить их в ультрамелкозернистое (УМЗ) и нанокристаллическое состояния. В то же время для практического внедрения таких материалов в узлы машиностроительного оборудования критически важными остаются вопросы их термической стабильности и износостойкости при экстремальных нагрузках в условиях контактного взаимодействия при царапании и трении. **Цель работы.** Комплексное исследование влияния различных режимов термической и интенсивной пластической деформации на структурные, механические и трибологические характеристики бронзы Cu-9Al-2Mn. **В работе исследованы** образцы бронзы системы Cu-9Al-2Mn в различных исходных состояниях: отжиг при 700 °С, закалка с 900 °С и старение при 400 °С. Для формирования УМЗ-структуры и повышения прочностных свойств заготовки подвергали деформационной обработке методом многоосевойковки при комнатной температуре с последующей прокаткой. С целью изучения процессов рекристаллизации и термической стабильности УМЗ-сплава выполняли отжиг при температурах 400 °С в течение 30 минут и 500 °С в течение 10 минут. **Методы исследований.** В качестве основных методов аттестации структуры и фазового состава применялись металлография, просвечивающая электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Механические свойства оценивали по результатам измерения микротвердости по Виккерсу и испытаний на статическое растяжение. Сопротивление локальному поверхностному повреждению определяли методом царапания при линейно возрастающей нагрузке от 0,5 до 30 Н. Износостойкость и коэффициент трения исследовали при сухом трении скольжения по схеме «палец – диск» (контртело – сталь ШХ15) под нагрузкой 20 Н и с постоянной скоростью 0,1 м/с. Мониторинг динамики трибосистемы осуществлялся с помощью виброметрии и регистрации сигналов акустической эмиссии (АЭ). Топографию поверхности дорожек износа и шариков изучали методом конфокальной лазерной сканирующей микроскопии. С применением металлографии также исследовали изменение структуры под поверхность трения. **Результаты и обсуждение.** Исследовано влияние термической обработки, интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующего отжига на структуру, механические и трибологические свойства бронзы Cu-9Al-2Mn. Показано, что ИПД (многоосеваяковка и прокатка) формирует ультрамелкозернистую (100...300 нм) структуру с высокой плотностью дислокаций и деформационного мартенсита, обеспечивая предел текучести 998 МПа и микротвердость 3,24 ГПа. Низкотемпературный отжиг при 400 °С дополнительно повышает предел текучести до 1095 МПа за счет полигонизации и дисперсионного твердения. Отжиг при 500 °С вызывает рекристаллизацию, частично восстанавливая пластичность. Трибологические испытания при сухом трении скольжения выявили, что ИПД многократно увеличивает износостойкость при неизменном коэффициенте трения. Глубина царапин при скретч-тестировании снижается на ~40 %, механизм разрушения меняется от вязкого пропахивания к микрорезанию. Акустическая эмиссия и вибрация коррелируют со сменой механизмов изнашивания.

Для цитирования: Влияние интенсивной пластической деформации и термической обработки на структурные, механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-9Al-2Mn / А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Тарасов, Н.В. Семенчук // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 229–249. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-229-249.

Введение

Для современной промышленности важной задачей является повышение ресурса и надежности деталей машин и механизмов. Механиче-

ские повреждения поверхности и износ могут существенно снизить срок службы детали, привести к ее поломке и повреждению дорогостоящей техники.

Современные научно-технические данные свидетельствуют о возможности существенного повышения физико-механических и эксплуатационных характеристик материалов при контролируемом изменении их структурного состояния [1]. Одним из наиболее эффективных инстру-

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, к.т.н, зав. лабораторией
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический, 2/4,
634055, г. Томск, Россия,
Тел.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

ментов такого управления является интенсивная пластическая деформация (ИПД) в сочетании с термической обработкой, позволяющая целенаправленно формировать субмикро- и нанокристаллическую структуру с уникальным комплексом свойств [2, 3].

Среди конструкционных материалов, работающих в узлах трения скольжения, особое место занимают алюминиевые бронзы [4], в частности бронза системы Cu-9Al-2Mn. Алюминий при содержании ~9 % не полностью растворяется в медной ГЦК-решетке и идет на образование β -(Cu₃Al)-фазы. При этом повышается прочность и твердость сплава.

Используя отжиг, закалку и старение можно существенно влиять на фазовый состав и свойства данного сплава [5–7]. Марганец стабилизирует β -фазу и частично подавляет ее распад с образованием хрупкой эвтектоидной фазы γ_2 -(Cu₉Al₄). Это способствует сохранению хорошей пластичности сплава и открывает возможность применения методов ИПД для модификации структуры. Добавка марганца также повышает коррозионную стойкость и способствует измельчению структурных составляющих, что делает этот сплав востребованным для изготовления подшипников скольжения, направляющих и других деталей, подвергающихся изнашиванию. Однако для эффективного применения этого сплава после модификации методами ИПД требуется детально изучить взаимосвязи между формирующейся структурой, конечными механическими и трибологическими свойствами.

Традиционные методы упрочнения алюминиевых бронз, включающие в себя закалку и старение, позволяют варьировать фазовый состав и дисперсность выделений, однако не всегда обеспечивают достаточный уровень износостойкости. В то же время многократная интенсивная пластическая деформация, реализуемая методами многостороннейковки и последующей прокатки при комнатной температуре, способна измельчить зерно. Последующий низкотемпературный отжиг позволяет регулировать баланс прочности и пластичности, а также влиять на свойства материала [8]. Это должно положительно сказаться на твердости, прочности и сопротивлении изнашиванию.

Величины коэффициента трения и износа, измеряемые на протяжении длительного времени, не всегда отражают быстропротекающие на поверхности трения процессы – адгезионное схватывание, потерю несущей способности вследствие разрушения образованных ранее антифрикционных оксидных пленок или эволюции структуры. В современной трибологии используются методы диагностики, основанные на виброметрии и акустической эмиссии, которые обладают высокой чувствительностью к динамическим изменениям в зоне фрикционного контакта [9–13]. В связи с этим в последние годы фокус исследовательского внимания сместился в сторону комплексного анализа динамического отклика трибосистем с одновременным использованием виброметрии и метода акустической эмиссии (АЭ) [14–16].

Метод АЭ основан на регистрации волн звуковой или ультразвуковой частоты, генерируемых твердым телом под нагрузкой в результате локальных микродеформаций. В трибологических системах источниками АЭ выступают упруго-пластическая деформация микронеровностей, зарождение и распространение подповерхностных трещин, а также адгезионное разрушение мостиков микроконтакта [13]. Синхронная регистрация виброускорений дополняет картину, фиксируя макроскопические колебания элементов трибосистемы, которые вызваны макрошероховатостью и фрикционной нестабильностью контакта.

Целью настоящей работы является комплексное исследование влияния различных режимов термической и интенсивной пластической деформации на структурные, механические и трибологические характеристики бронзы Cu-9Al-2Mn.

Для достижения цели необходимо было решить следующие *задачи*:

- исследовать структуру и определить механические свойства образцов в разном структурном состоянии;
- провести исследования поверхностных повреждений при царапании образцов;
- провести исследования трибологических свойств образцов в условиях скольжения без смазки;
- исследовать состояние поверхности царапин и дорожек трения.

Методика исследований

Для проведения исследований были изготовлены образцы с разным структурным состоянием из сплава Cu-9Al-2Mn. Режимы получения и обозначения образцов, принятые в данной работе, приведены в таблице ниже.

Для механических испытаний методами растяжения и индентирования проводилась вырезка образцов на электроэрозионном станке с последующей шлифовкой поверхности. Растяжение образцов выполняли на испытательной машине Testsystem УТС-110М. Скорость растяжения составляла 1 мм/мин. Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера Tochtline-TBM при нагрузке 100 Н.

Для изучения структуры проводились металлографические исследования. Структура образцов после ИПД изучалась методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100.

Фазовый состав исследовался на дифрактометре ДРОН методом симметричной съемки с использованием Co-K α излучения.

Для определения сопротивления образцов царапанию применялся скретч-тестер Revetest RST. Скорость царапания, длина и нагрузка составляли 10 мм/мин, 3 мм и 0,5...30 Н соответственно.

Трибологические испытания проводились на трибометре при фиксированных скорости скольжения 0,1 м/с и нормальной нагрузке 20 Н при трении скольжения без смазки по схеме «палец – диск». Диски вырезались из бронз с разным структурным состоянием. Контртела изготовлены из шариков стали ШХ15, которые неподвижно закреплялись в специальном держателе. В процессе трения скольжения регистрировались сигналы акустической эмиссии на установке ЭЯ-2 и виброускорения с помощью акселерометра и системы сбора данных NI-9234.

Конфокальный лазерный сканирующий микроскоп Olympus OLS-4100 использовался для исследования состояния поверхности образцов после трения.

Результаты и их обсуждение

По результатам анализа металлографических изображений видно, что в результате отжига при 700 °С (образец 1) структура бронзы представлена крупными зернами (20...40 мкм) α -Cu(Al,Mn) твердого раствора на основе меди (рис. 1, а). Многоугольная и почти равноосная форма зерен говорит о том, что при 700 °С прошел процесс рекристаллизации, который уничтожил текстуру прокатки и снизил плотность линейных

Обозначение образцов и методик формирования их структуры

Sample designation and processing conditions

Обозначение образца / Sample designation	Метод формирования структурного состояния / Structural state formation method
1	Отжиг горячекатаных прутков при 700 °С в течение 3 часов / Annealing of hot-rolled rods at 700 °С for 3 h
2	Закалка горячекатаных прутков с температуры 900 °С с последующим охлаждением в воде / Quenching of hot-rolled rods from 900 °С in water
3	Старение прутков при 400 °С в течение 8 часов после закалки при 900 °С / Aging of quenched rods at 400 °С for 8 h
4	Многосторонняя ковка по трем геометрическим осям до достижения 40 % пластической деформации в каждом направлении / Multi-directional 3D forging to 40 % plastic strain
5	Прокатка после многосторонней ковки до достижения 50 % пластической деформации / Rolling after multi-directional forging to 50 % plastic strain
6	Низкотемпературный отжиг (30 мин при 400 °С) после прокатки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (30 min at 400 °С) after rolling, followed by water quenching
7	Низкотемпературный отжиг (10 мин при 500 °С) после прокатки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (10 min at 500 °С) after rolling, followed by water quenching

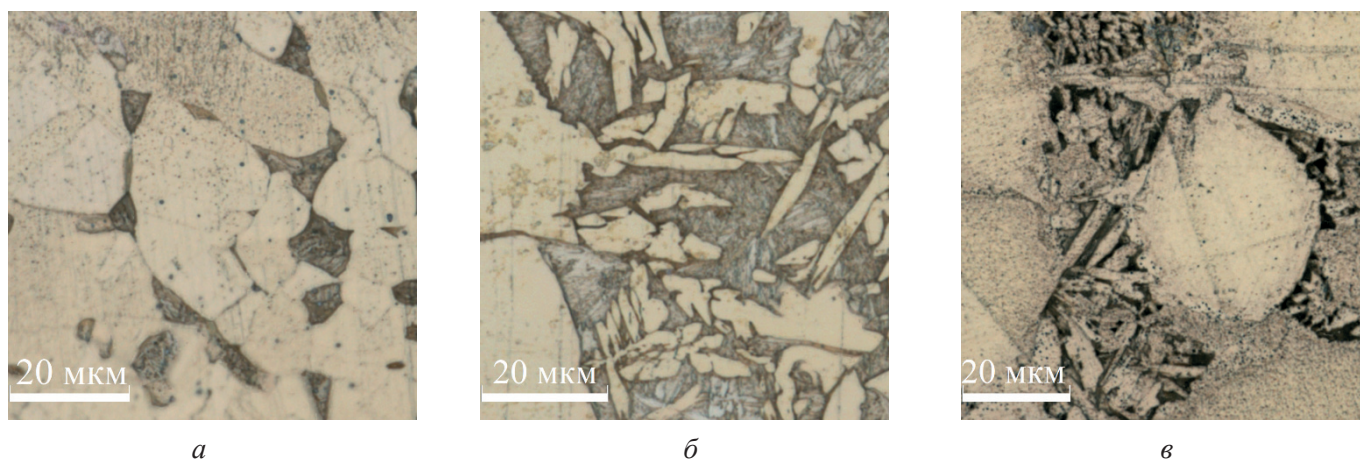


Рис. 1. Металлографические изображения типичной структуры образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 1 (а), 2 (б), 3 (в)

Fig. 1. Optical micrographs of the typical microstructure of Cu-9Al-2Mn bronze samples. Samples: 1 (a), 2 (b), 3 (v)

дефектов. На изображении также видны темные участки, которые предположительно являются выделениями хрупкой интерметаллидной γ_2 -(Cu₉Al₄)-фазы, образовавшейся в результате эвтектидного распада высокотемпературной β -(Cu₃Al) $\rightarrow$ γ_2 -(Cu₉Al₄) + α -Cu(Al, Mn) в условиях медленного охлаждения.

После закалки в воде с температуры 900 °С (образец 2) на металлографическом изображении (рис. 1, б) видно, что в сплаве наряду с α -Cu(Al, Mn) сформировался мартенсит β' -(Cu₃Al). Согласно фазовой диаграмме [17, 18] при температуре 900 °С сплав находится в области существования высокотемпературной β -Cu₃Al-фазы, которая образуется непосредственно из расплава. После закалки в зависимости от локальных условий образцы могут содержать как β' -(Cu₃Al) мартенсит, так и γ_2 -(Cu₉Al₄), что предполагает два варианта распада высокотемпературной β -фазы: (1) $\beta \rightarrow \beta'$ и (2) $\beta \rightarrow \gamma_2$ -(Cu₉Al₄) + α -Cu.

После старения закаленных образцов при 400 °С в течение 8 часов (образец 3) на металлографическом изображении (рис. 1, в) вокруг светлых зерен α -Cu(Al, Mn) видны сформировавшиеся дисперсионные выделения в виде темных точек. По-видимому, происходит рост γ_2 -(Cu₉Al₄) за счет распада β' на элементы [19].

По данным ПЭМ после многоосевойковки в образце 4 сформировалась сложная структура деформационно-индуцированного мартенсита (рис. 2, а). Мартенситная фаза представлена в виде пакетов и колоний параллельных реек и игл

субмикронного размера. Сильная пластическая деформация приводит к полной перестройке исходной ОЦК-матрицы (β' -фазы) по сдвиговому механизму и накоплению высокой плотности дислокаций [20, 21] с образованием 18R- β'_1 -мартенсита. Наряду с мартенситным превращением наблюдается интенсивное деформационное двойникование [22]. В результате получают чередующиеся полосы β'_1 -мартенсита шириной 50...150 нм с четкими плоскими границами [23], внутри которых находятся наноразмерные микродвойники. Смена осей нагружения в процессе деформации активирует пересекающиеся системы двойникования, что приводит к фрагментации структуры, эффективному измельчению зерна до ультрамелкозернистого состояния и должно способствовать существенному деформационному упрочнению материала.

Дополнительная пластическая деформация прокаткой (образец 5, рис. 2, б) приводит к формированию характерной пересекающейся полосовой морфологии, образующей сетчатую субструктуру. Деформационное воздействие на 18R-мартенсит может приводить к его переориентации и возникновению новых вариантов, а при разгрузке возможно проявление псевдоупругости. Несмотря на некоторую устойчивость мартенсита β'_1 относительно интенсивной пластической деформации, в конечном итоге происходит сегментация и дробление исходных мартенситных пластин. В результате этого процесса рейки мартенсита дробятся на изолиро-

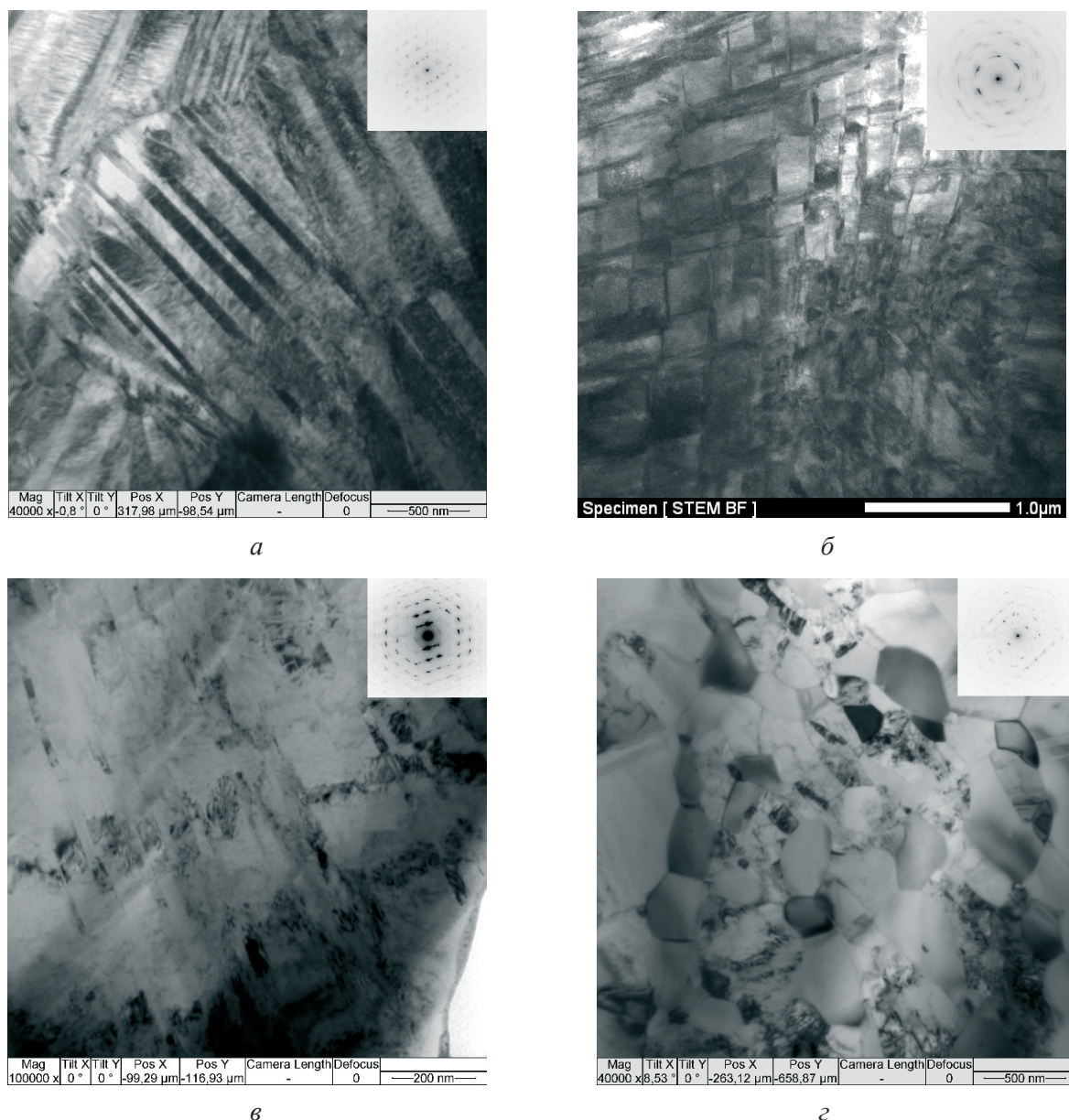


Рис. 2. ПЭМ-изображения типичной структуры образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 4 (а), 5 (б), 6 (в) и 7 (г)

Fig. 2. TEM images of the typical microstructure of Cu-9Al-2Mn bronze samples: samples 4 (a), 5 (b), 6 (v), and 7 (z)

ванные наноразмерные субзерна и блоки прямоугольной формы с характерными размерами в диапазоне от 100 до 300 нм. В отдельных областях материала выявляется высокая плотность дислокаций. При этом микродвойники внутри мартенситных пластин сохраняются. Это, в свою очередь, позволяет предполагать еще более существенное повышение прочности сплава за счет барьерного эффекта многочисленных межфазных и межблочных границ.

Последующий отжиг после прокатки при 400 °C в течение 30 минут (образец б) приводит к активации процессов возврата и полигониза-

ции (рис. 2, в). На ПЭМ-изображении фиксируется существенное снижение плотности неравновесных дефектов кристаллической решетки и релаксация внутренних напряжений, вызванных прокаткой. Наблюдается трансформация мартенситных полос в зеренно-субзеренную структуру с четко очерченными малоугловыми границами и небольшой долей большеугловых границ. Вдоль субграниц и в узлах стыков ячеек отмечается появление локального темного контраста, что свидетельствует о начальных стадиях рекристаллизации и выделении мелкодисперсных избыточных фаз. При этом элементы исходной

полосовой морфологии частично наследуются, формируя субмикронную структуру смешанного типа.

Повышение температуры при кратковременном отжиге до 500 °С (образец 7) после прокатки приводит к смене механизма структурных изменений и развитию интенсивной рекристаллизации (рис. 2, *з*). На ПЭМ-изображении видно полное исчезновение полосовой и ячеистой морфологии. Структура трансформировалась в субмикронную с бимодальным распределением зерен, размеры которых находятся в диапазоне от 300 до 700 нм. Большинство сформированных зерен характеризуется внутренним строением, свободным от дислокационных скоплений, и наличием четко очерченных плоских высокоугловых

границ с равновесными углами в тройных стыках. В структуре фиксируются прямолинейные границы двойников отжига, свидетельствующие о завершении первичной рекристаллизации. При этом в локальных объемах материала наблюдаются дисперсные зеренно-субзеренные структуры с остаточной плотностью дислокаций, что говорит о незавершенности рекристаллизации в объеме.

На основе рентгенофазового анализа исследован фазовый состав образцов бронзы. После отжига горячекатаного прутка при 700 °С (образец 1, рис. 3, *а*) помимо интенсивных рефлексов α -Cu(Al,Mn) твердого раствора (ГЦК-решетка) присутствует набор дополнительных пиков, характерных для γ_2 -(Cu₉Al₄)- и β' -(Cu₃Al)-фаз.

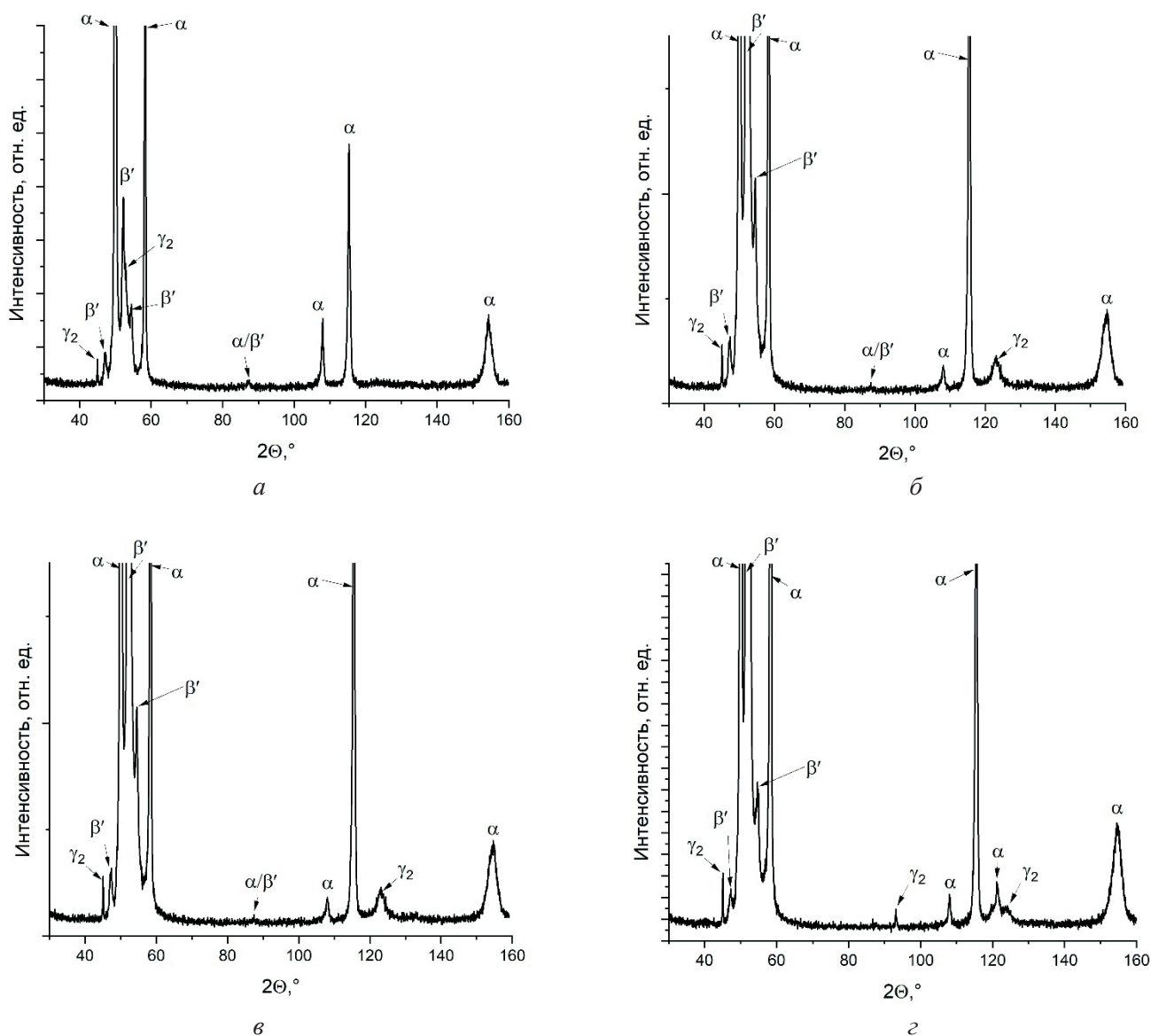


Рис. 3. Типичные рентгенограммы для образцов 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) и 4–7 (*г*)

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of samples 1 (*a*), 2 (*б*), 3 (*в*), and 4–7 (*г*)

Быстрое охлаждение при закалке (образец 2, рис. 3, б), по-видимому, не препятствует протеканию эвтектидного превращения $\beta \rightarrow \gamma_2-(\text{Cu}_9\text{Al}_4) + \alpha-\text{Cu}(\text{Al}, \text{Mn})$, поскольку наряду с пиками $\beta'-\text{Cu}_3\text{Al}$ присутствуют и пики $\gamma_2-(\text{Cu}_9\text{Al}_4)$. Такое положение может быть обусловлено малым эффектом стабилизации β добавкой 2 вес. % марганца. Таким образом, рентгеновская диффракция подтверждает сделанный ранее вывод о двойном характере распада высокотемпературной β -фазы в данном сплаве.

После старения при 400 °С (образец 3, рис. 3, в) инициируются процессы диффузионного фазового распада. На рентгенограмме фиксируется отчетливое увеличение интенсивности и появление новых рефлексов, принадлежащих интерметаллидной γ_2 -фазе. Этот факт свидетельствует о протекании процесса старения по схеме распада остаточного мартенсита с ростом эвтектидной составляющей. Одновременно с этим наблюдается уширение и спад интенсивности пиков мартенситной фазы, что подтверждает ее термический распад.

Для описания образцов после ИПД (многоосевая ковка и прокатка) выбрана одна характерная рентгенограмма, полученная для образца после прокатки (рис. 3, г). На рентгенограмме наблюдается существенное изменение формы дифракционных пиков. Основные рефлексы α -фазы и деформационно-индуцированного $\beta'-1$ -мартенсита уширяются, а их интенсивность снижается. Подобный характер дифракционного

профиля является характерным для формирования ультрамелкозернистой структуры.

Для определения влияния структурно-фазового состояния на механические свойства исследуемых образцов бронзы были проведены испытания на растяжение (рис. 4, а) и определена их микротвердость (рис. 4, б). После отжига при 700 °С (образец 1) бронза характеризуется минимальной микротвердостью и прочностью, но при этом она является наиболее пластичной. Быстрое охлаждение в воде с 900 °С (образец 2) приводит к значительному увеличению микротвердости до 2,42 ГПа и предела прочности до 779 МПа, при этом пластичность падает более чем в два раза (21,4 %). После старения при 400 °С (образец 3) произошел возврат свойств к пластичному состоянию (47,4 %) при умеренной прочности ($\sigma_b = 631$ МПа).

Многоосевая ковка (образец 4) привела к существенному упрочнению материала. Микротвердость возрастает до 2,7 ГПа, а предел текучести увеличивается в $\sim 2,5$ раза ($\sigma_{0,2} = 579$ МПа) по сравнению с отожженным состоянием. Прокатка послековки (образец 5) обеспечивает максимально упрочнение материала. Микротвердость достигает 3,24 ГПа, предел прочности $\sigma_b = 1130$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 998$ МПа. При последующем отжиге при температуре 400 °С в течение 30 минут (образец 6), несмотря на термическое воздействие, прочностные характеристики не снижаются, а предел текучести даже немного возрастает до

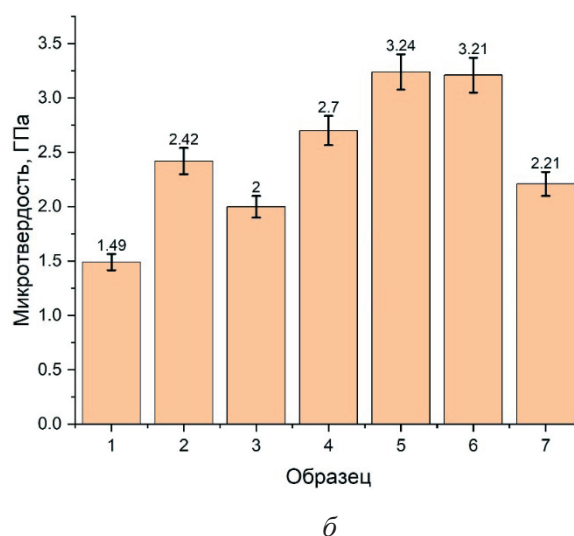
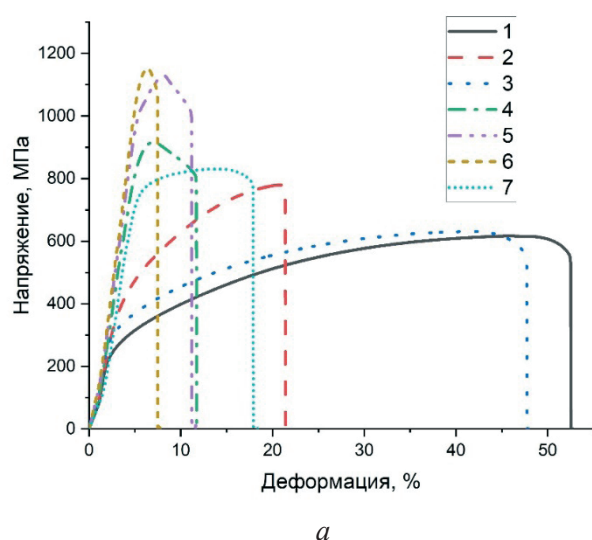


Рис. 4. Диаграммы растяжения (а) и микротвердость (б) образцов бронзы Cu-9Al-2Mn

Fig. 4. Tensile curves (a) and microhardness (b) of Cu-9Al-2Mn bronze samples

своего абсолютного максимума $\sigma_{0,2} = 1095$ МПа. После отжига при 500 °С в течение 10 минут (образец 7) бронза существенно разупрочняется и ее пластичность частично восстанавливается.

Таким образом, изменение механических свойств сплава Cu-9Al-2Mn обусловлено структурно-фазовой эволюцией, изменением размера зерна и плотности дефектов. Первоначальный отжиг горячекатаных прутков обеспечивает высокую пластичность, а закалка на мартенсит повышает прочность за счет внутренних напряжений, но снижает пластичность. Дисперсионное твердение после старения обеспечивает баланс прочности и пластичности. Интенсивная пластическая деформация формирует ультрамелкозернистую структуру, что по механизму зернограничного упрочнения Холла – Петча объясняет упрочнение и потерю пластичности. В результате полигонизации и деформационного старения, протекающих при отжиге 400 °С, дислокации образуют плотные стенки, а ультрадисперсные выделения закрепляют их, обуславливая аномальный рост предела текучести. Рекристаллизация после отжига при 500 °С снижает прочность, но восстанавливает пластичность до 18 %.

Для оценки сопротивления механическому воздействию образцов сплава Cu-9Al-2Mn после различных режимов обработки было выполнено скретч-тестирование (царапание) поверхности. Анализ царапин для образцов 1–3 показал низкое сопротивление поверхностному деформированию, однако характер разрушения в них принципиально отличается (рис. 5).

Морфология царапины для образца 1 после отжига при 700 °С (рис. 5, а) свидетельствует о реализации механизма вязкого пластического вытеснения металла на периферию царапины, когда по краям царапины и перед движущимся поступательно индентором наблюдаются массивные наплывы вытесненного металла. Высокий запас пластичности обеспечивает деформирование без образования трещин или сколов, что закономерно приводит к значительной глубине проникновения индентора вплоть до $h = 13,3$ мкм (рис. 6, б). После закалки с температуры 900 °С (образец 2) на поверхности царапины видны трещины (рис. 5, б), а по ее краям – отдельные сильно деформированные зерна со следами скольжения и промежутки между ними, свободные от деформации. Исходя из особен-

ностей структуры можно считать, что деформированы зерна α -фазы, тогда как в промежутках располагается более хрупкая и твердая мартенситная фаза. Несмотря на смешанную структуру $\alpha + \beta'_{-1} + \gamma_2$ с повышенной прочностью и твердостью максимальная глубина царапины увеличилась до 14 мкм. Это может быть связано с неспособностью к деформационному упрочнению и низкой пластичностью. В результате материал разрушается под действием индентора, что подтверждается поверхностными трещинами. После старения (образец 3, рис. 5, в) максимальная глубина царапины остается на том же уровне (14,1 мкм). Поверхность царапины не содержит заметных трещин, что согласуется с восстановленной пластичностью бронзы и уменьшением доли хрупкой мартенситной фазы.

После ИПД размер царапин резко уменьшается, а деформация на их краях становится более локализованной. После многоосевойковки (образец 4) на поверхности царапин наблюдаются локальные участки с налипшим материалом (рис. 5, г). Этот материал отделился от фронта царапины ввиду его низкой пластичности и вдавился в поверхность бронзы индентором. По краям царапины материал почти не деформировался, что согласуется с низкой пластичностью материала. Наибольшая глубина царапины составила 7,4 мкм. После прокатки (образец 5) картина существенно не изменилась (рис. 5, д). Глубина царапины уменьшилась до 6,9 мкм. В остальном из-за низкой пластичности и высокой микротвердости сохраняется налипание материала на поверхность царапины, отделение стружек на краях царапины и сильная локализация деформации вблизи краев и перед фронтом индентора. Это указывает на смену механизма с пластического оттеснения на микрорезание с минимальной пластической деформацией.

Отжиг при 400 °С в течение 30 минут после прокатки (образец 6) не оказывает существенного влияния на морфологию поверхности и краев царапины (рис. 5, е), а также на механизм повреждения материала. Тоже видна микростружка, налипание материала на поверхность и сильная локализация деформации по краям царапины. Максимальная глубина царапины – 6,3 мкм. Увеличение температуры отжига до 500 °С (образец 7) привело к значительным изменениям морфологии царапины (рис. 5, ж).

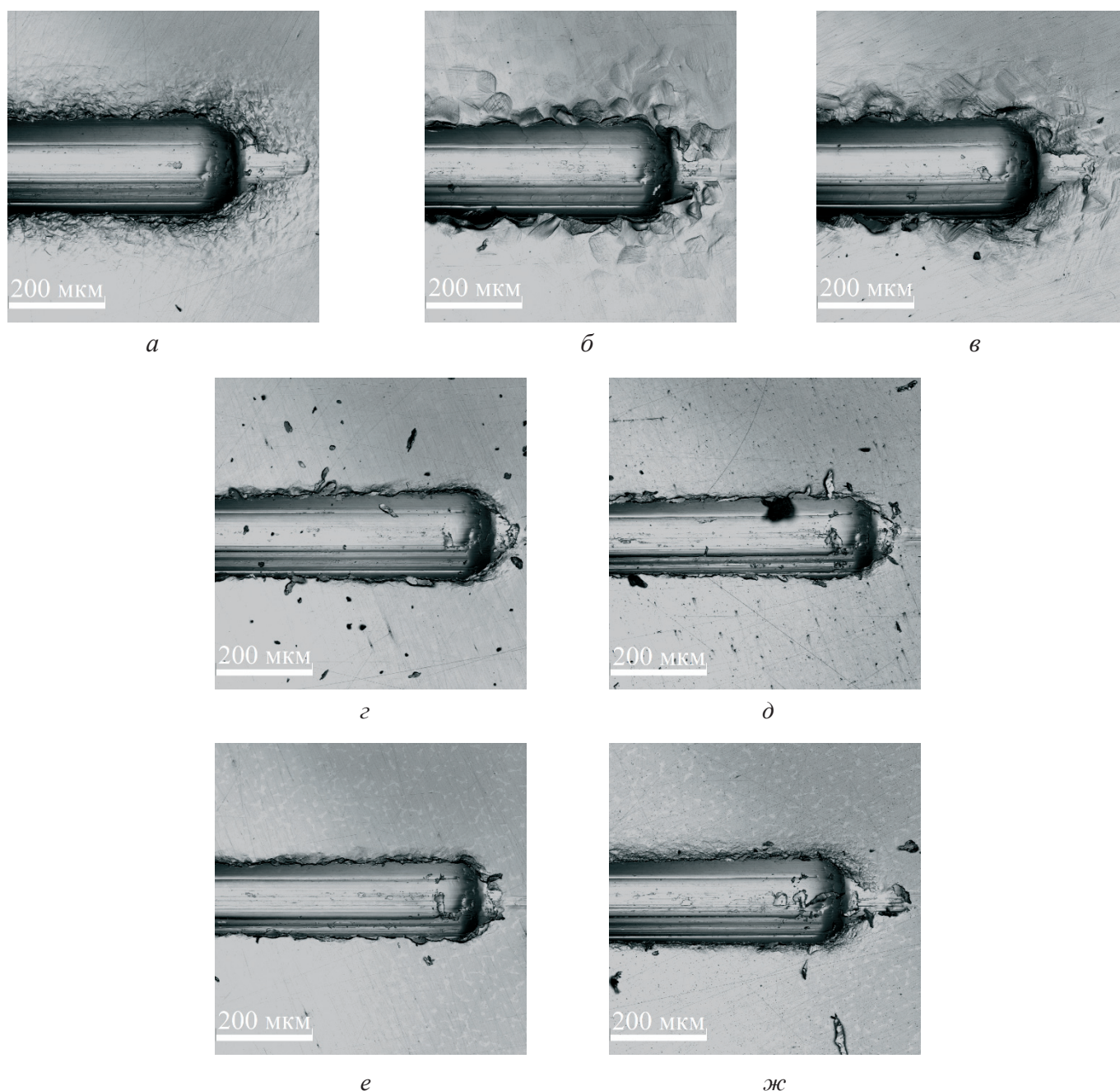


Рис. 5. Оптические изображения царапин на поверхности образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е) и 7 (ж)

Fig. 5. Optical micrographs of scratches on Cu-9Al-2Mn bronze samples. Samples: 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е), and 7 (ж)

Наблюдается частичный возврат к механизму упругопластического оттеснения материала, что визуально подтверждается возобновлением формирования волнообразных боковых наплывов вытесненного материала вдоль кромок и формированием гладкого пластического вала перед фронтом индентора. Однако микростружка также сохраняется. Следовательно, повреждение поверхности протекает по комбинированному механизму упругопластического оттеснения

с микрорезанием. Максимальная глубина царапины увеличилась до 8 мкм.

График изменения тангенциальной силы (рис. 6, а) в зависимости от дистанции царапания служит прямым физическим отражением силы сопротивления, которую материал оказывает продвижению алмазного индентора. Поскольку нормальная нагрузка возрастает строго линейно, то характер кривых наглядно показывает, сколько энергии затрачивается на упруго-

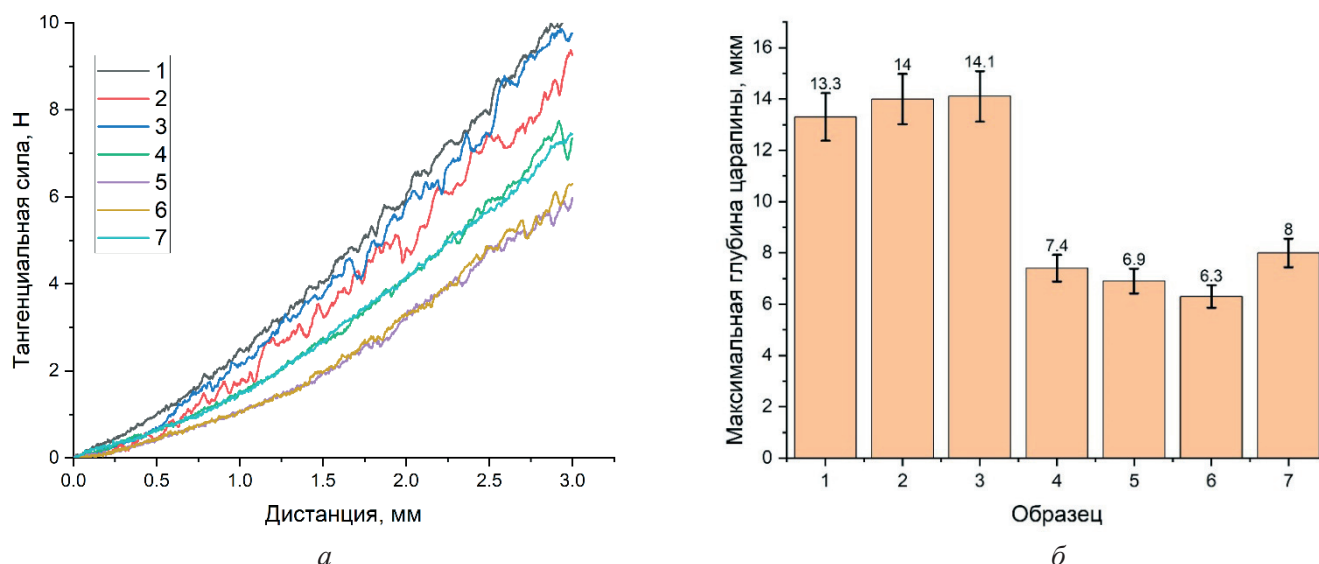


Рис. 6. Изменение тангенциальной силы (а) при царапании и максимальная глубина царапины (б) для образцов бронзы Cu-9Al-2Mn

Fig. 6. Tangential force (a) during scratching and maximum scratch depth (b) for Cu-9Al-2Mn bronze samples

пластическое оттеснение или микрорезание при царапании образцов с разным структурно-фазовым состоянием. По уровню финальных значений силы сдвига при максимальной нагрузке 30 Н образцы делятся на три группы.

Первая группа с наивысшим уровнем тангенциальной силы (~9...10,0 Н) формируется из исходных крупнокристаллических состояний (образцы 1–3). Из-за глубокого внедрения индентора в металл сопротивление его движению сильно возрастает, соответственно растет и тангенциальная сила.

Вторую группу образуют образцы после многоосевойковки (образец 4) и после рекристаллизационного отжига при 500 °С (образец 7). На финальном участке пути их тангенциальная сила стабилизируется в районе ~7...7,5 Н. В случае образца 4 снижение силы сдвига связано с измельчением зерен и ростом твердости, что уменьшает глубину царапины и соответственно объем деформируемого материала. Для образца 7 частичное разупрочнение при рекристаллизации возвращает материалу пластичность, слегка увеличивая глубину царапины и силу сопротивления по сравнению с образцом после прокатки. При этом кривые образцов остаются очень плавными, что говорит об однородном характере износа без микротрещин.

Третья группа характеризуется минимальными значениями тангенциальной силы ~6 Н,

зафиксированными у образцов 5 и 6 (прокатка и последующий низкотемпературный отжиг при 400 °С). Их графики практически сливаются на протяжении всей дистанции царапания. Это указывает на то, что ультрамелкозернистая структура после прокатки и отжига обладает наивысшей поверхностной прочностью. Индентор скользит по поверхности на минимальной глубине, благодаря чему тангенциальная сила снижается почти на 40 % по сравнению с исходным отжигом.

Результаты испытаний в условиях трения скольжения без смазки свидетельствуют о сложном характере влияния структурно-фазового состояния образцов на их трибологические свойства. При анализе графиков изменения коэффициента трения (КТ) за время испытания (рис. 7, а) и его средней величины (рис. 7, б) не выявлено существенных различий. С момента начала трения КТ немного увеличивается, что обусловлено приработкой пары трения. Затем КТ стабилизируется. В среднем КТ изменяется от 0,21 до 0,23 с разбросом значений около 0,03.

На основе анализа данных о площади сечения дорожки износа (рис. 8, а), виброметрии (рис. 8, б) и акустической эмиссии (рис. 8, в, г) можно выявить особенности изнашивания в зависимости от структурно-фазового состояния бронзы.

Образцы с крупнозернистой структурой характеризуются низкой износостойкостью.

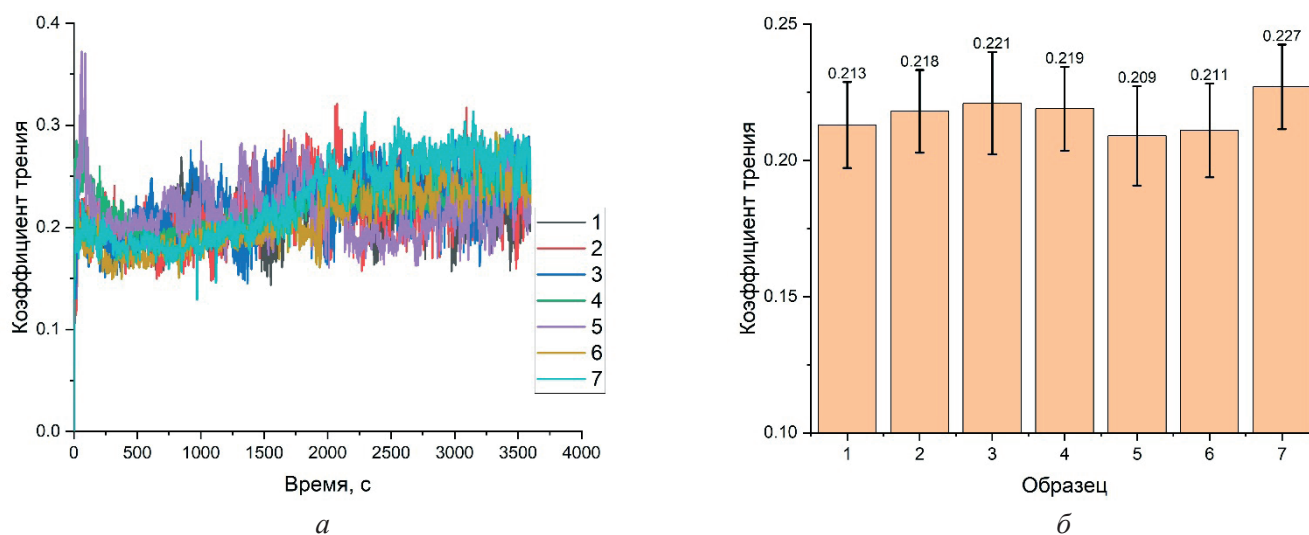


Рис. 7. Изменение величины коэффициента трения во время проведения трибологических испытаний (а) и его средняя величина (б)

Fig. 7. Friction coefficient as a function of time in sliding tests (a) and its average values (b)

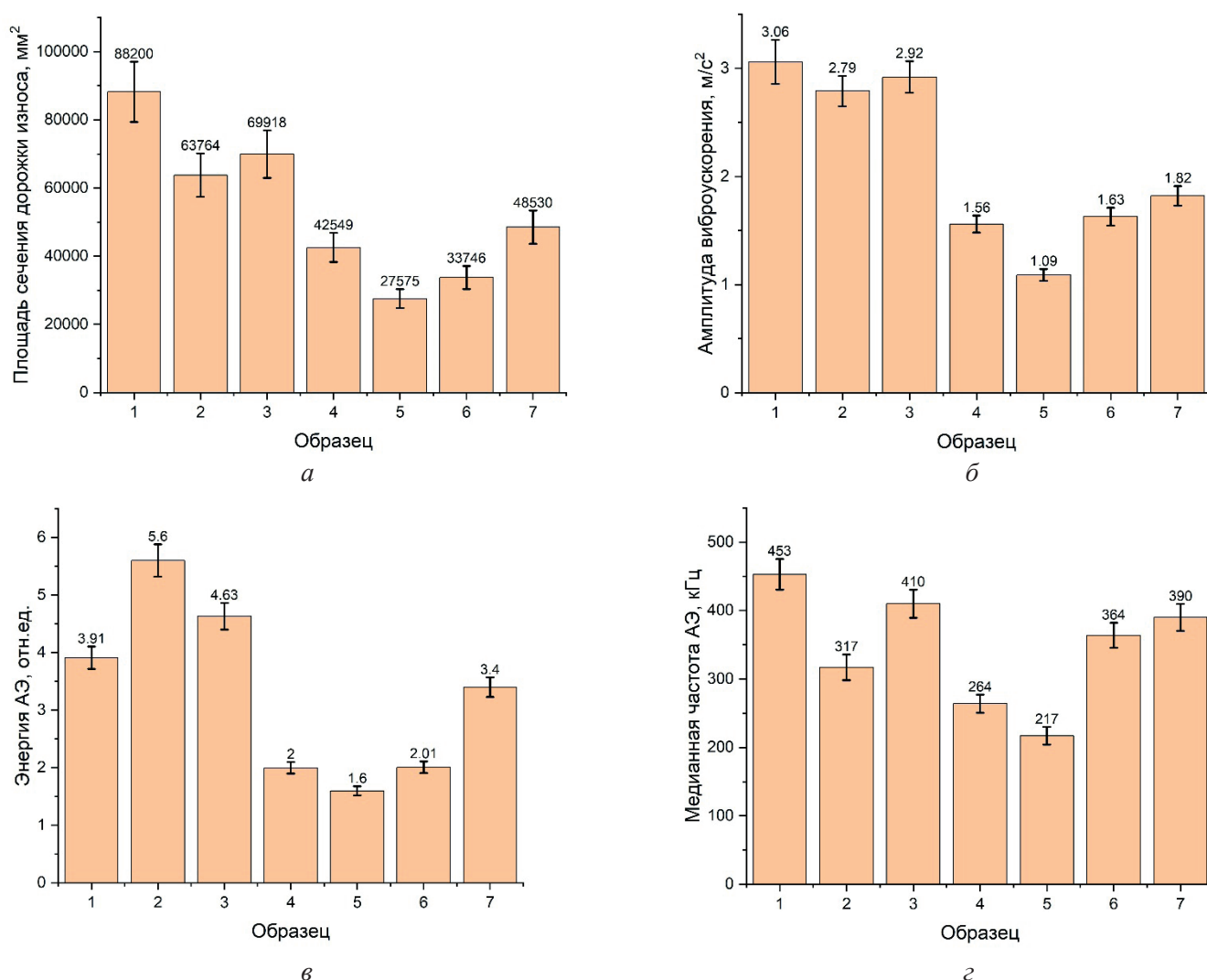


Рис. 8. Средняя величина площади сечения дорожек износа (а), амплитуды виброускорений (б), энергии (в) и медианной частоты (г) АЭ за время проведения трибологических испытаний

Fig. 8. Mean cross-sectional area of wear tracks (a), vibration acceleration amplitude (b), AE energy (c) and AE median frequency (d) during tribological tests

Максимальный износ и наибольшая вибрация зафиксированы у отожженного при 700 °С горячекатаного прутка (образец 1). При этом также фиксируется высокая медианная частота и энергия АЭ. Энергия растет за счет повышения вибрации, в результате которой чаще происходят соударения поверхностей образца и контртела, вызывающие упругие волны [24]. Высокая медианная частота обусловлена тем, что при трении пластичной бронзы преобладает упруго-пластическая деформация и вязкое разрушение микроконтактных площадок. Это согласуется с ранее выполненными работами [16]. После закалки с температуры 900 °С (образец 2) износ снижается, что обусловлено повышением прочности и твердости материала. Вибрация снижается, но незначительно. Высокая энергия и низкая медианная частота АЭ, по-видимому, связаны с квазихрупким разрушением мартенсита в процессе трения. Последующее старение при 400 °С (образец 3) частично восстанавливает пластичность, снижая энергию АЭ и повышая медианную частоту за счет возврата к вязкому сдвигу. В результате можно сделать вывод о том, что снижение механических свойств привело к повышению износа.

Измельчение структуры методами интенсивной пластической деформации кардинально меняет трибологические характеристики исследуемой бронзы. Многоосевая ковка (образец 4) значительно снижает величину износа. Вибрации, медианная частота и энергия АЭ также уменьшаются по сравнению с крупнозернистыми образцами 1–3. Это подтверждает изменение условий изнашивания и переход к более стабильному трению. После прокатки (образец 5) износ снижается до минимального значения; также уменьшились вибрации и параметры сигналов АЭ. Снижение медианной частоты у образцов после ИПД свидетельствует о том, что в материале заблокированы крупномасштабные пластические сдвиги, а деформация локализована в тонком приповерхностном слое, что также приводит к смене механизма разрушения адгезионных связей в микроконтакте с вязкого к хрупкому скалыванию.

Последующий низкотемпературный отжиг при 400 °С (образец 6) приводит к небольшому увеличению износа. В данном случае медианная частота АЭ резко возрастает. Это согласуется

с процессами полигонизации и деформационного старения. В результате повышается возможность формирования дислокаций как одного из источников АЭ. Десяти минут выдержки образца при температуре 500 °С (образец 7) хватило для активизации первичной рекристаллизации и роста зерен до 200...500 нм. Снижение прочности и микротвердости, а также низкая плотность дефектов кристаллической решетки приводят к тому, что материал вновь легче деформировать. Медианная частота возрастает за счет увеличения доли упругопластической деформации бронзы. Энергия АЭ и вибрации усиливаются за счет образования большего количества частиц износа при интенсификации последнего.

Морфология дорожки трения отожженной при 700 °С (образец 1) крупнозернистой бронзы свидетельствует о развитии интенсивного изнашивания по механизму адгезионного схватывания с окислением (рис. 9, а). На поверхности формируются глубокие, четко ориентированные продольные борозды, сопровождающиеся образованием массивных рваных наплывов вытесненного металла по периферии дорожки. Присутствие на дне борозд темных дисперсных областей указывает на протекание процессов фрикционного окисления и циклического адгезионного переноса материала [25]. После закалки с температуры 900 °С (образец 2) морфология дорожки трения не изменяется (рис. 9, б), но уменьшается интенсивность отеснения материала на периферию дорожки. После старения при температуре 400 °С (образец 3) рваных наплывов на периферии не наблюдается, темные пятна окисления занимают большую площадь и более отчетливо видны следы адгезионного переноса материала (рис. 9, в).

После многоосевой ковки (образец 4) наблюдается качественная смена характера фрикционного разрушения поверхности. Бороздки скольжения немного искривляются, а фрагменты материала, налипшие на поверхности в результате адгезионного переноса, значительно увеличиваются (рис. 9, г). Наплывов пластически отесненного материала не наблюдается. Прокатка (образец 5) привела к полному отсутствию краевых наплывов (рис. 9, д). Оксиды и следы обратного адгезионного переноса материала более равномерно распределены по поверхности;

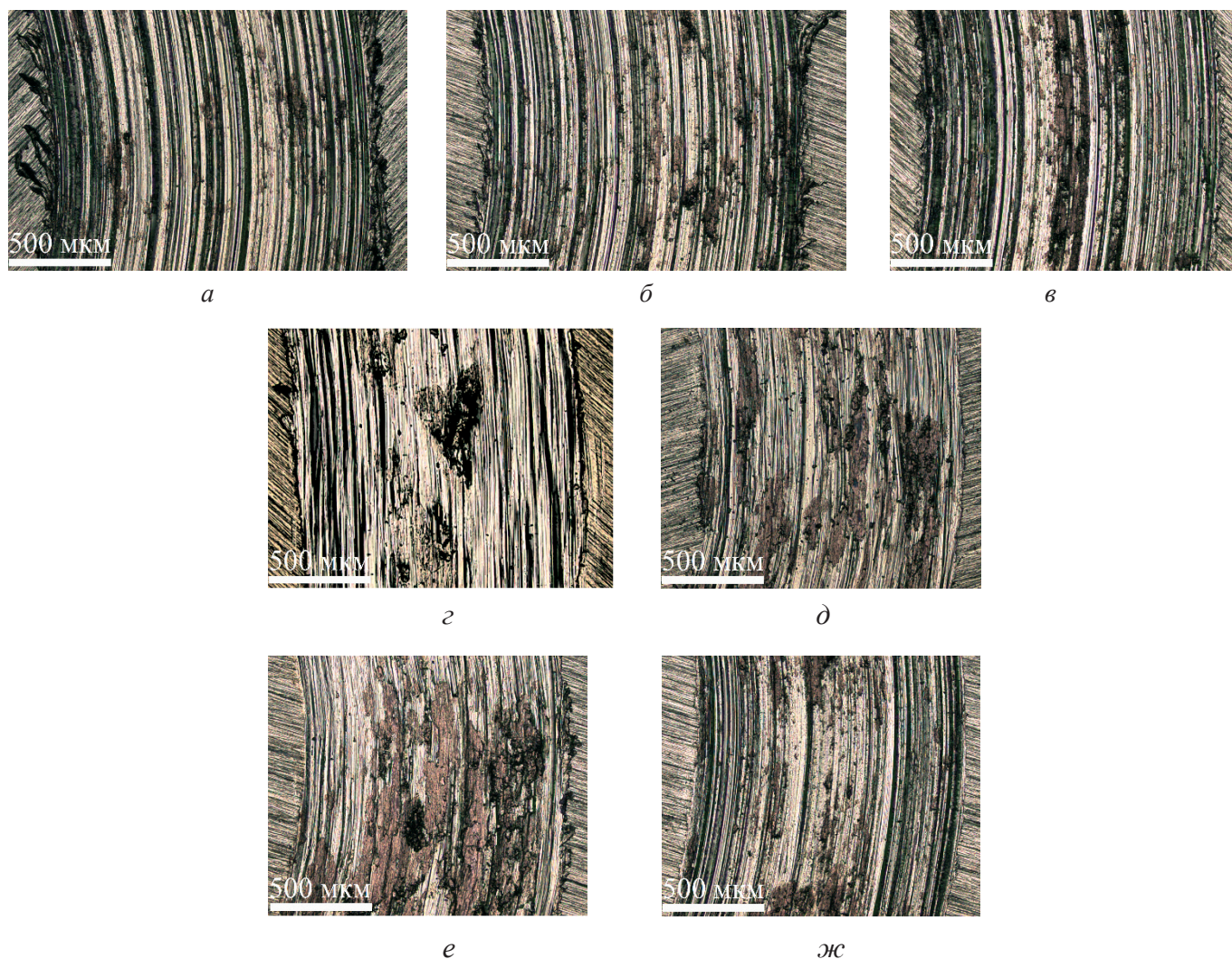


Рис. 9. Оптические изображения поверхностей дорожек износа образцов бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы: 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е) и 7 (ж)

Fig. 9. Optical micrographs of the wear track surfaces of Cu-9Al-2Mn bronze samples. Samples: 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е), and 7 (ж)

бороздки все также искривлены, но уже в меньшей степени.

Низкотемпературный отжиг при 400 °С после прокатки (образец 6) привел к усилению процессов адгезионного переноса и окисления (рис. 9, е). На поверхности дорожки их слой наибольший и он может выступать в качестве эффективной защиты от износа. Боковые наплывы наблюдаются только на внешнем радиусе дорожки износа. Увеличение температуры отжига до 500 °С (образец 7) почти не повлияло на морфологию поверхности дорожки износа (рис. 9, ж) по сравнению с образцом 5.

На поверхности шариков после трения в паре с отожженной при 700 °С бронзой (образец 1) видны грубые продольные борозды и выраженные темные зоны (рис. 10, а). Пятно контакта

имеет форму эллипса. Это свидетельствует об интенсивном адгезионном схватывании с бронзой, сопровождающемся налипанием и фрикционным окислением. Аналогичная морфология наблюдалась на шариках после трения в паре с образцом 3 (закалка 900 °С и старение 400 °С). После трения в паре с закаленной бронзой (образец 2) пятно контакта имеет более вытянутую форму, оксиды темные и покрывают пятно контакта более равномерно (рис. 10, б).

Характерный вид контртела после трения в паре с образцами после многоосевойковки (образец 4) и прокатки (образец 5) указывает на то, что оксидный слой распределен очень однородно в виде плотной темной пленки налипшего материала (рис. 10, в), который является окислившейся механической смесью мягкой фазы

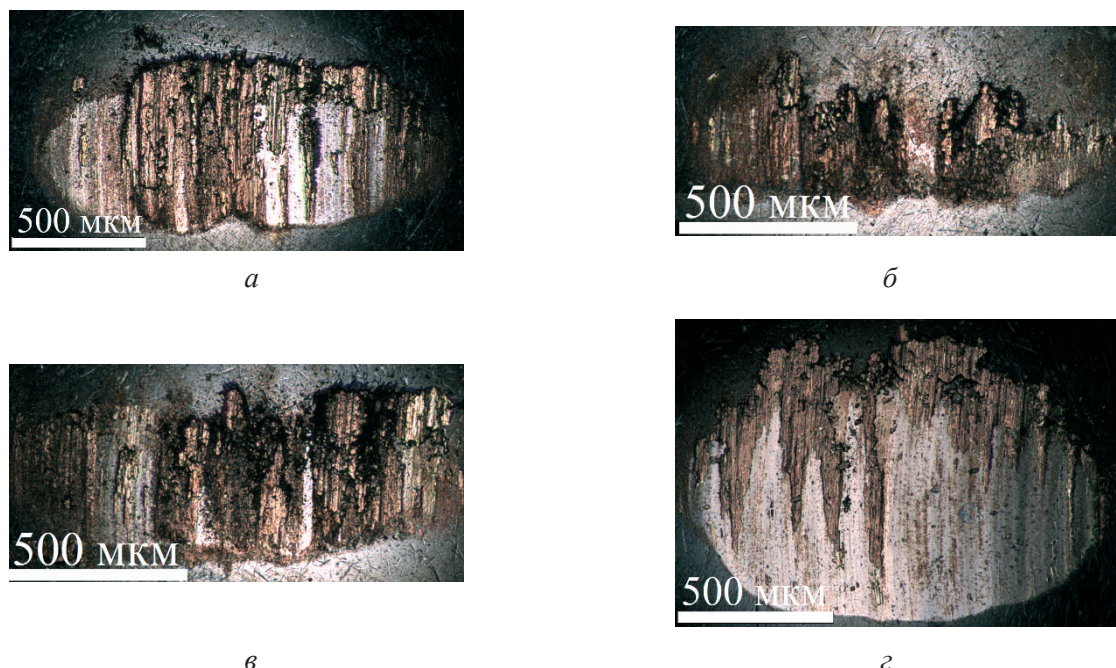


Рис. 10. Типичные оптические изображения поверхности стальных шариков после трения в паре с образцами бронзы Cu-9Al-2Mn. Образцы:

1, 3 (а), 2 (б), 4, 5 (в) и 6, 7 (г)

Fig. 10. Optical micrographs of the steel ball surfaces after sliding against Cu-9Al-2Mn bronze samples. Samples:

1, 3 (a), 2 (б), 4, 5 (в), and 6, 7 (г)

меди и частиц износа. При трении бронзы после отжига при 400 °С (образец 6) и 500 °С (образец 7) на поверхности шариков формируется широкое гладкое пятно контакта. Налипший материал сосредоточен на фронтальной части пятна контакта (рис. 10, г).

Исследование металлографических изображений продольных шлифов зоны фрикционного контакта позволило изучить характер пластической деформации, протекающей в подповерхностных слоях сплава Cu-9Al-2Mn после трения скольжения (рис. 11). Трение без смазки вызывает формирование выраженного градиента деформации, направление и глубина которого определяются структурно-фазовым состоянием образцов.

Под поверхностью трения отожженной при 700 °С бронзы (образец 1) крупные зерна α -фазы у самого края дорожки сильно вытянуты вдоль направления движения контртела (рис. 11, а). Темные включения раздроблены и механически перемешаны с матрицей, образуя на самой поверхности сильно деформированный слой. После закалки с температуры 900 °С (образец 2) деформация локализуется в тонком приповерх-

ностном слое толщиной 15...20 мкм (рис. 11, б). Видны зарождающиеся микротрещины и параллельные поверхности, что подтверждает склонность мартенситной структуры к хрупкому разрушению. Старение после закалки (образец 3) приводит к повторению картины деформирования образца 1. Зерна пластичной α -фазы вытягиваются вдоль направления трения, следом за ней в деформацию вовлекаются β' и γ_2 (рис. 11, в).

Для образцов 4 и 5, прошедших интенсивную пластическую деформацию методами многоосевойковки (рис. 11, г) и прокатки (рис. 11, д), характерно практически полное подавление пластической деформации. На снимках фиксируется ровная, плоская линия фрикционного контакта без макроскопических задиров и вырывов. За счет сильного упрочнения глубина зоны сдвига локализована в тончайшем поверхностном слое (~5...10 мкм). Крупномасштабного искажения или разворота нижележащих зерен не происходит. Это указывает на высокую устойчивость сформированной ИПД структуры к сдвиговой деформации.

Низкотемпературный отжиг при 400 °С (образец 6) привел к более выраженному пластиче-

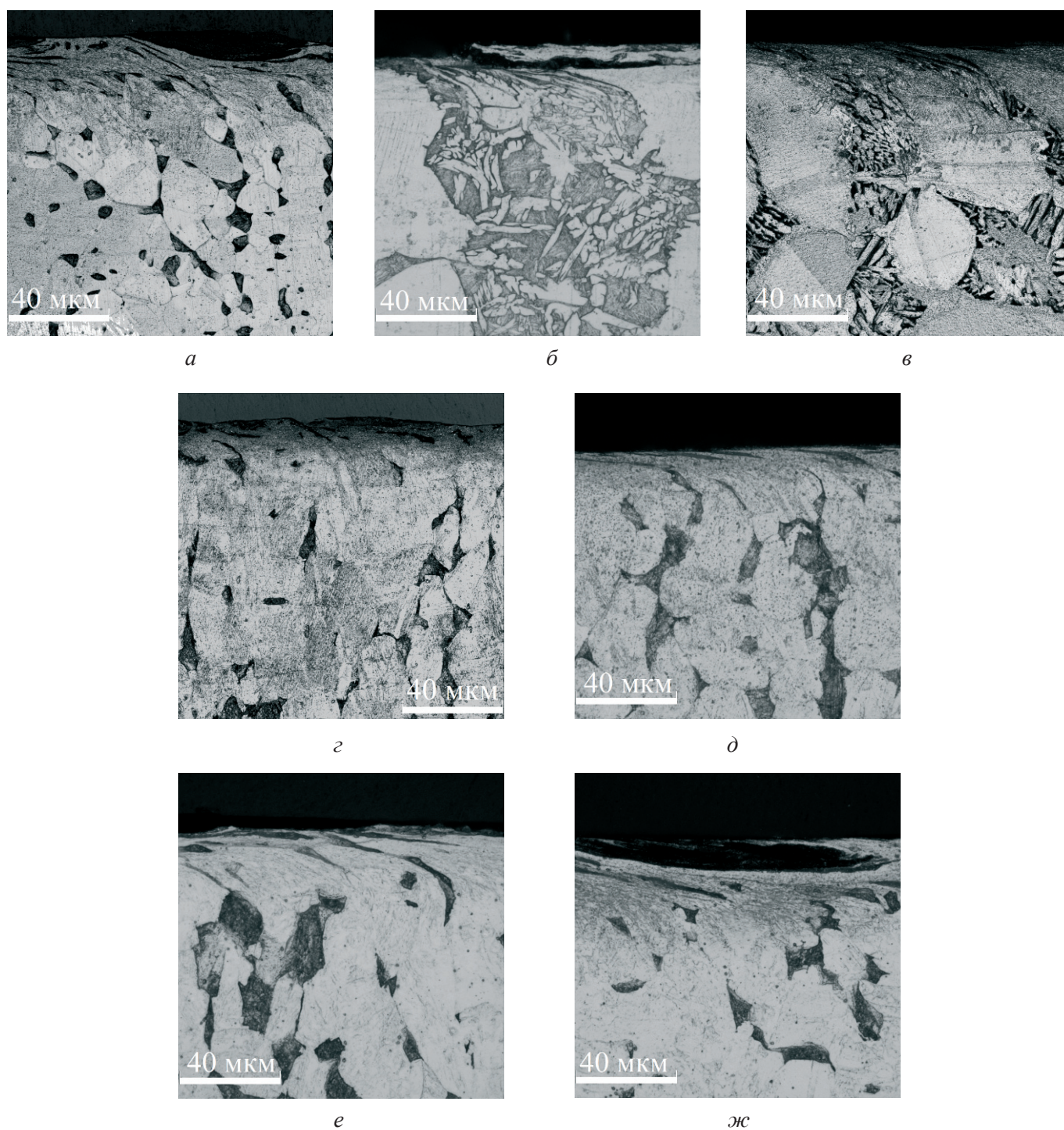


Рис. 11. Оптические изображения микроструктуры бронзы Cu-9Al-2Mn под поверхностью дорожек износа.
Образцы:

1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е) и 7 (ж)

Fig. 11. Optical micrographs of the subsurface microstructure of Cu-9Al-2Mn bronze beneath the wear track surface. Samples:

1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г), 5 (д), 6 (е), and 7 (ж)

скому сдвигу в приповерхностном слое бронзы (рис. 11, е). Вблизи поверхности формируется тонкий, но наиболее равномерный слой окислившейся механической смеси из мягкой бронзы и частиц износа.

После отжига при 500 °С (образец 7) происходит значительное снижение сопротивления сдвигу, что вызвано рекристаллизацией и снижением степени наклепа. Из-за появления свободных от дефектов нанозерен (200...500 нм)

и общего разупрочнения материала у края дорожки трения отчетливо виден характер квазивязкого течения материала (рис. 11, д). Кромка контакта становится неровной, поверхностный слой содержит участки окислившейся механической смеси из мягкой бронзы и частиц износа.

Заключение

В настоящей работе проведено комплексное исследование эволюции структурно-фазового состояния, механических и трибологических свойств алюминиевой бронзы Cu-9Al-2Mn при различных режимах термической обработки, интенсивной пластической деформации (ИПД) и последующего низкотемпературного отжига. На основании полученных данных сформулированы следующие основные выводы.

Установлено, что интенсивная пластическая деформация посредством многоосевойковки с последующей прокаткой при комнатной температуре формирует в бронзе Cu-9Al-2Mn ультрамелкозернистую структуру (100...300 нм), упрочненную деформационно-индуцированным мартенситом, двойникованием и высокой плотностью дислокаций. Низкотемпературный отжиг при 400 °С вызывает полигонизацию и выделение частиц γ_2 -фазы, а отжиг при 500 °С – первичную рекристаллизацию с образованием равноосных зерен 300...700 нм.

По данным механических испытаний выявлено, что ИПД повышает предел текучести в ~2,5 раза (до 998 МПа) и микротвердость до 3,24 ГПа при снижении пластичности по сравнению с горячекатаным прутком после отжига. Отжиг при 400 °С дополнительно увеличивает предел текучести до 1095 МПа за счет механизма упрочнения границами измельченного зерна. Рекристаллизация при 500 °С снижает прочность, но восстанавливает пластичность до ~18 %.

Установлено, что образцы после ИПД лучше сопротивляются повреждениям при царапании, что подтверждается минимальной глубиной царапин и снижением тангенциальной силы на 40 % по сравнению с крупнозернистыми образцами. Механизм разрушения меняется с вязкого пропахивания на упругопластическое оттесне-

ние с микрорезанием, поверхностные трещины и массивные наплывы исчезают.

По результатам трения скольжения без смазки выявлено, что коэффициент трения почти не зависит от структурно-фазового состояния образцов. ИПД многократно повышает износостойкость по сравнению с термообработанными крупнозернистыми образцами. После отжига при 500 °С износ возрастает, но остается ниже, чем у крупнозернистых состояний. По результатам металлографических исследований установлено, в результате трения у крупнозернистых образцов с высокой пластичностью наблюдается пластическое течение материала по направлению трения. После закалки с температуры 900 °С деформация локализуется в тонком приповерхностном слое толщиной 15...20 мкм с образованием микротрещин. За счет сильного упрочнения у образцов после ИПД глубина зоны сдвига локализована в поверхностном слое толщиной ~5...10 мкм.

На основе анализа данных вибродиагностики и АЭ установлено, что при трении крупнозернистых образцов вибрации трибосистемы наиболее интенсивные. Высокие значения энергии и медианной частоты АЭ обусловлены вязким характером разрушения адгезионных связей на микронеровностях. При переходе к более хрупкому разрушению и образованию подповерхностных микротрещин происходит снижение медианной частоты за счет перехода деформации и разрушения на более высокий масштабный уровень.

Полученные результаты открывают широкие перспективы использования алюминиевой бронзы Cu-9Al-2Mn в ультрамелкозернистом модифицированном состоянии для изготовления высоконагруженных узлов трения, подшипников скольжения, тяжело нагруженных червячных пар и деталей арматуры, работающих в жестких условиях сухого фрикционного взаимодействия и абразивного износа.

В качестве дальнейших направлений исследований предполагается изучение термической стабильности УМЗ-структуры при длительных нагревах, проведение трибологических испытаний в агрессивных средах и при абразивном изнашивании, а также оценка циклической усталостной прочности.



Список литературы

1. Improvement of strength and conductivity in Cu-alloys with the application of high pressure torsion and subsequent heat-treatments / D.V. Shangina, J. Gubicza, E. Dodony, N.R. Bochvar, P.B. Straumal, N.Yu. Tabachkova, S.V. Dobatkin // *Journal of Materials Science*. – 2014. – Vol. 49. – P. 6674–6681. – DOI: 10.1007/s10853-014-8339-4.
2. Microstructural evolution and mechanical properties of Cu–Al alloys subjected to equal channel angular pressing / S. Qu, X.H. An, H.J. Yang, C.X. Huang, G. Yang, Q.S. Zang, Z.G. Wang, S.D. Wu, Z.F. Zhang // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57 (5). – P. 1586–1601. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.12.002.
3. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
4. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Инновационное машиностроение, 2016. – 360 с. – ISBN 978-5-9907638-3-8.
5. Kroupa A., Zobač O., Richter K.W. The thermodynamic reassessment of the binary Al–Cu system // *Journal of Materials Science*. – 2021. – Vol. 56. – P. 3430–3443. – DOI: 10.1007/s10853-020-05423-7.
6. Experimental description of the Al–Cu binary phase diagram / O. Zobač, A. Kroupa, A. Zemanova, K.W. Richter // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2019. – Vol. 50. – P. 3805–3815. – DOI: 10.1007/s11661-019-05286-x.
7. Alés A. Study of different structures derives of β -Cu₃Al by means of ab-initio calculations and quasi-harmonic approximation // *Computational Condensed Matter*. – 2022. – Vol. 31. – P. e00652. – DOI: 10.1016/j.cocom.2022.e00652.
8. Effect of ECAP process and subsequent annealing on microstructure and properties of Cu–0.25Se–0.25Te alloy / R. Huang, D. Zhu, X. Liao, Q. Yan // *Journal of Electronic Materials*. – 2020. – Vol. 49. – P. 2617–2624. – DOI: 10.1007/s11664-020-07975-5.
9. Hase A., Mishina H., Wada M. Correlation between features of acoustic emission signals and mechanical wear mechanisms // *Wear*. – 2012. – Vol. 292–293. – P. 144–150. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.019.
10. Tribological behaviour diagnostic and fault detection of mechanical seals based on acoustic emission measurements / H. Towsyfy, F. Gu, A.D. Ball, B. Liang // *Friction*. – 2019. – Vol. 7. – P. 572–586. – DOI: 10.1007/s40544-018-0244-4.
11. Hase A., Mishina H. Identification and evaluation of wear phenomena under electric current by using an acoustic emission technique // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 127. – P. 372–378. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.06.027.
12. Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Sizova O.V. Analysis of acoustic emission during sliding friction of manganese steel // *Technical Physics Letters*. – 2010. – Vol. 36 (8). – P. 762–765. – DOI: 10.1134/S1063785010080250.
13. Using acoustic emission for the analysis of wear processes during sliding friction / V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, A.V. Kolubaev, V.L. Popov // *Technical Physics Letters*. – 2013. – Vol. 39 (2). – P. 223–225. – DOI: 10.1134/S1063785013020235.
14. Microstructural, mechanical and acoustic emission-assisted wear characterization of equal channel angular pressed (ECAP) low stacking fault energy brass / A.V. Filippov, S.Yu. Tarasov, S.V. Fortuna, O.A. Podgornyykh, N.N. Shamarin, V.E. Rubtsov // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 123. – P. 273–285. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.03.023.
15. Wear, vibration and acoustic emission characterization of sliding friction processes of coarse-grained and ultrafine-grained copper / A.V. Filippov, S.Yu. Tarasov, O.A. Podgornyykh, S.V. Fortuna, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov // *Wear*. – 2019. – Vol. 424–425. – P. 78–88. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.02.014.
16. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y. Acoustic emission study of surface deterioration in sliding steel contacts // *Applied Acoustics*. – 2017. – Vol. 117. – P. 106–112. – DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.
17. Sintering mechanism of Cu–9Al alloy prepared from elemental powders / Z. Deng, H. Yin, C. Zhang, G. Zhang, T. Zhang, Z. Liu, H. Wang, X. Qu // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2019. – Vol. 29 (4). – P. 425–431. – DOI: 10.1016/j.pnsc.2019.04.007.
18. Phase equilibria and Heusler phase stability in the Cu-rich portion of the Cu–Al–Mn system / R. Kainuma, N. Satoh, X.J. Liu, I. Ohnuma, K. Ishida // *Journal of Alloys and Compounds*. – 1998. – Vol. 266 (1–2). – P. 191–200. – DOI: 10.1016/S0925-8388(97)00425-8.
19. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze / A. Zykova, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Materials Letters*. – 2023. – Vol. 338. – P. 134064. – DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134064.
20. Deformation twinning with different twin-boundary mobility in 2H martensite in Cu–Ni–Al shape memory alloy / Y. Ge, M. Vronka, P. Veřtát, M. Karlik, S.P. Hannula, O. Heczko // *Acta Materialia*. – 2022. – Vol. 226. – P. 117598. – DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117598.
21. Elastic constants of bcc austenite and 2H orthorhombic martensite in CuAlNi shape memory alloy

/ P. Sedlák, H. Seiner, M. Landa, V. Novák, P. Šittner, Ll. Mañosa // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – P. 3643–3661. – DOI: 10.1016/j.actamat.2005.04.013.

22. A microstructural study of Cu–10Al–7Ag shape memory alloy in as-cast and quenched conditions / L. Liverić, W. Sitek, P. Snopiński, W. Maziarz, T.H. Grgurić // *Symmetry*. – 2024. – Vol. 16. – P. 545. – DOI: 10.3390/sym16050545.

23. Han Z., Zhao H. Effect of β martensite transformation on dealuminification behavior of Cu–9Al–2Mn alloy in a marine environment // *Ma-*

terials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 345. – P. 8–13. – DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00124-7.

24. Olejnik P., Desta Y.D. Friction-induced interactions: acoustic emissions, vibrations, and wear – a multi-scale review // *Nonlinear Dynamics*. – 2025. – Vol. 113. – P. 24101–24140. – DOI: 10.1007/s11071-025-11397-5.

25. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, E.A. Kolubaev, T.A. Kalashnikova // *Tribology International*. – 2017. – Vol. 115. – P. 191–198. – DOI: 10.1016/j.triboint.2017. 05.039.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of severe plastic deformation and heat treatment on the structural, mechanical and tribological properties of Cu-9Al-2Mn bronze

Andrey Filippov^{a,*}, Nikolay Shamardin^b, Sergei Tarasov^c, Natalya Semenchuk^d

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>,  avf@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>,  shnn@ispms.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>,  tsy@ispms.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-6547-7676>,  natali.t.v@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 June 2026

Revised: 11 July 2026

Accepted: 14 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Bronze

Microstructure

Phase composition

Mechanical properties

Severe plastic deformation

Scratching

Sliding friction

Funding

The work was carried out under the state assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2026-0001.

ABSTRACT

Introduction. Severe plastic deformation (SPD) is one of the most promising methods for modifying the structure of non-ferrous alloys, enabling them to be transformed into ultrafine-grained (UFG) and nanocrystalline states. At the same time, for the practical implementation of such materials in machine-building equipment components, the issues of their thermal stability and wear resistance under extreme loads during contact interaction in scratching and sliding friction remain critically important. **The purpose of the work** is a comprehensive study of the effect of various thermal and severe plastic deformation conditions on the structural, mechanical and tribological characteristics of Cu-9Al-2Mn bronze. The paper studies samples of Cu-9Al-2Mn bronze in different initial states: annealed at 700°C, quenched from 900°C and aged at 400°C. To form a UFG structure and enhance strength properties, the workpieces were subjected to deformation processing by multi-axial forging at room temperature followed by rolling. In order to study recrystallization processes and the thermal stability of the UFG alloy, annealing was performed at 400°C for 30 minutes and at 500°C for 10 minutes. **Materials and methods.** Metallography, transmission electron microscopy and X-ray diffraction analysis were used as the primary methods for characterizing the structure and phase composition. Mechanical properties were evaluated based on Vickers microhardness measurements and static tensile tests. Resistance to localized surface damage was determined by scratch testing under a linearly increasing load from 0.5 to 30 N. Wear resistance and coefficient of friction were investigated under dry sliding friction using a pin-on-disc scheme (counterbody — steel 52100) under a load of 20 N and at a constant speed of 0.1 m/s. Monitoring of the tribosystem dynamics was carried out using vibrometry and recording acoustic emission (AE) signals. The surface topography of wear tracks and balls was studied by confocal laser scanning microscopy. The change in structure beneath the friction surface was also investigated using metallography. **Results and discussion.** The effect of heat treatment, severe plastic deformation (SPD), and subsequent annealing on the structure, mechanical, and tribological properties of Cu-9Al-2Mn bronze is studied. It is shown that SPD (multi-axial forging and rolling) produces an ultrafine-grained (100–300 nm) structure with high dislocation density and deformation martensite, resulting in a yield strength of 998 MPa and a microhardness of 3.24 GPa. Low-temperature annealing at 400°C further increases the yield strength to 1,095 MPa owing to polygonization and precipitation hardening. Annealing at 500°C induces recrystallization, partially restoring ductility. Tribological tests under dry sliding friction revealed that SPD significantly enhances wear resistance while maintaining an unchanged coefficient of friction. Scratch depth in scratch testing is reduced by ~40%, and the damage mechanism changes from ductile ploughing to microcutting. Acoustic emission and vibration correlate with the change in wear mechanisms.

For citation: Filippov A.V., Shamardin N.N., Tarasov S.Yu., Semenchuk N.A. Effect of severe plastic deformation and heat treatment on the structural, mechanical and tribological properties of Cu-9Al-2Mn bronze. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 229–249. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-229-249. (In Russian).

References

1. Shangina D.V., Gubicza J., Dodony E., Bochvar N.R., Straumal P.B., Tabachkova N.Yu., Dobatkin S.V. Improvement of strength and conductivity in Cu-alloys with the application of high pressure torsion and subsequent heat-treatments. *Journal of Materials Science*, 2014, vol. 49, pp. 6674–6681. DOI: 10.1007/s10853-014-8339-4.
2. Qu S., An X.H., Yang H.J., Huang C.X., Yang G., Zang Q.S., Wang Z.G., Wu S.D., Zhang Z.F. Microstructural evolution and mechanical properties of Cu–Al alloys subjected to equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57 (5), pp. 1586–1601. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.12.002.

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Head of Laboratory
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of the Siberian Branch of the RAS,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

3. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, pp. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
4. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med'i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. domestic and foreign brands]. Reference book. 2nd ed. rev. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2016. 360 p. ISBN 978-5-9907638-3-8.
5. Kroupa A., Zobač O., Richter K.W. The thermodynamic reassessment of the binary Al–Cu system. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, pp. 3430–3443. DOI: 10.1007/s10853-020-05423-7.
6. Zobač O., Kroupa A., Zemanova A., Richter K.W. Experimental description of the Al–Cu binary phase diagram. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, vol. 50, pp. 3805–3815. DOI: 10.1007/s11661-019-05286-x.
7. Alés A. Study of different structures derives of β -Cu₃Al by means of ab-initio calculations and quasi-harmonic approximation. *Computational Condensed Matter*, 2022, vol. 31, p. e00652. DOI: 10.1016/j.cocom.2022.e00652.
8. Huang R., Zhu D., Liao X., Yan Q. Effect of ECAP process and subsequent annealing on microstructure and properties of Cu–0.25Se–0.25Te alloy. *Journal of Electronic Materials*, 2020, vol. 49, pp. 2617–2624. DOI: 10.1007/s11664-020-07975-5.
9. Hase A., Mishina H., Wada M. Correlation between features of acoustic emission signals and mechanical wear mechanisms. *Wear*, 2012, vol. 292–293, pp. 144–150. DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.019.
10. Towsyfy H., Gu F., Ball A.D., Liang B. Tribological behaviour diagnostic and fault detection of mechanical seals based on acoustic emission measurements. *Friction*, 2019, vol. 7, pp. 572–586. DOI: 10.1007/s40544-018-0244-4.
11. Hase A., Mishina H. Identification and evaluation of wear phenomena under electric current by using an acoustic emission technique. *Tribology International*, 2018, vol. 127, pp. 372–378. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.06.027.
12. Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Sizova O.V. Analysis of acoustic emission during sliding friction of manganese steel. *Technical Physics Letters*, 2010, vol. 36 (8), pp. 762–765. DOI: 10.1134/S1063785010080250.
13. Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Kolubaev A.V., Popov V.L. Using acoustic emission for the analysis of wear processes during sliding friction. *Technical Physics Letters*, 2013, vol. 39 (2), pp. 223–225. DOI: 10.1134/S1063785013020235.
14. Filippov A.V., Tarasov S.Yu., Fortuna S.V., Podgornyykh O.A., Shamarin N.N., Rubtsov V.E. Microstructural, mechanical and acoustic emission-assisted wear characterization of equal channel angular pressed (ECAP) low stacking fault energy brass. *Tribology International*, 2018, vol. 123, pp. 273–285. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.03.023.
15. Filippov A.V., Tarasov S.Y., Podgornyykh O.A., Fortuna S.V., Shamarin N.N., Vorontsov A.V. Wear, vibration and acoustic emission characterization of sliding friction processes of coarse-grained and ultrafine-grained copper. *Wear*, 2019, vol. 424–425, pp. 78–88. DOI: 10.1016/j.wear.2019.02.014.
16. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Y. Acoustic emission study of surface deterioration in sliding steel contacts. *Applied Acoustics*, 2017, vol. 117, pp. 106–112. DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.
17. Deng Z., Yin H., Zhang C., Zhang G., Zhang T., Liu Z., Wang H., Qu X. Sintering mechanism of Cu–9Al alloy prepared from elemental powders. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, vol. 29 (4), pp. 425–431. DOI: 10.1016/j.pnsc.2019.04.007.
18. Kainuma R., Satoh N., Liu X.J., Ohnuma I., Ishida K. Phase equilibria and Heusler phase stability in the Cu-rich portion of the Cu–Al–Mn system. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, vol. 266 (1-2), pp. 191–200. DOI: 10.1016/S0925-8388(97)00425-8.
19. Zykova A., Panfilov A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze. *Materials Letters*, 2023, vol. 338, p. 134064. DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134064.
20. Ge Y., Vronka M., Veřtát P., Karlik M., Hannula S.P., Heczko O. Deformation twinning with different twin-boundary mobility in 2H martensite in Cu–Ni–Al shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2022, vol. 226, p. 117598. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.117598.
21. Sedlák P., Seiner H., Landa M., Novák V., Šittner P., Mañosa L. Elastic constants of bcc austenite and 2H orthorhombic martensite in CuAlNi shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, pp. 3643–3661. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.04.013.



22. Liverić L., Sitek W., Snopiński P., Maziarz W., Grgurić T.H. A microstructural study of Cu–10Al–7Ag shape memory alloy in as-cast and quenched conditions. *Symmetry*, 2024, vol. 16, p. 545. DOI: 10.3390/sym16050545.
23. Han Z., Zhao H. Effect of β martensite transformation on dealuminification behavior of Cu–9Al–2Mn alloy in a marine environment. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 345, pp. 8–13. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00124-7.
24. Olejnik P., Desta Y.D. Friction-induced interactions: acoustic emissions, vibrations, and wear – a multi-scale review. *Nonlinear Dynamics*, 2025, vol. 113, pp. 24101–24140. DOI: 10.1007/s11071-025-11397-5.
25. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Kolubaev E.A., Kalashnikova T.A. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 191–198. DOI: 10.1016/j.triboint.2017.05.039.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние легирования углеродом и термической обработки на структуру, механические и трибологические свойства порошкового высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi

Павел Логинов^{1, 2, а, *}, Александр Федотов^{1, б}, Самат Муканов^{1, в}, Богдан Романенко^{1, д},
Юлия Чканникова^{1, е}, Никита Кольцов^{1, ф}, Марина Бычкова^{1, г}, Ольга Манакова^{1, з}

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Ленинский проспект, д. 4, стр. 1, г. Москва, 119049, Россия

² Институт нанотехнологий микроэлектроники Российской академии наук, Ленинский проспект, д. 32А, г. Москва, 119334, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>, pavel.loginov.misis@list.ru; ^б <https://orcid.org/0009-0009-9208-1453>, sashok12221998@mail.ru;
^в <https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>, smukanov@misis.ru; ^д <https://orcid.org/0009-0003-7470-5185>, a.v.d.romanenko@gmail.com;
^е <https://orcid.org/0009-0006-5211-8993>, firestorm567@bk.ru; ^ф <https://orcid.org/0009-0007-5410-5915>, koltsov02@mail.ru;
^г <https://orcid.org/0000-0002-9233-4707>, bychkova@shs.misis.ru; ^з <https://orcid.org/0000-0001-8882-4191>, manakova_ol@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762

История статьи:

Поступила: 14 мая 2026
Рецензирование: 25 мая 2026
Принята к печати: 17 июля 2026
Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Высокоэнтропийные сплавы
Порошковая металлургия
Механические свойства
Трибологические свойства
Механизм упрочнения

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект No 22-79-10144-П).

Благодарности

Авторы выражают искреннюю благодарность М.И. Петрижику, руководителю испытательной лаборатории функциональных поверхностей НИТУ МИСИС, за помощь в изучении механических свойств.

АННОТАЦИЯ

Введение. Порошковые высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) системы CoCrCuFeNi, получаемые методами порошковой металлургии, обладают высокой прочностью, но низкой пластичностью из-за ультрамелкозернистой структуры и неравномерного распределения медной фазы. Один из подходов к улучшению баланса механических свойств заключается во введении микродобавок неметаллических элементов, в частности углерода, который может способствовать повышению как прочности, так и пластичности. **Цель работы.** Определение влияния содержания углерода (0,2...1,0 масс. %) и термической обработки на фазовый состав, микроструктуру, механические и трибологические свойства порошковых ВЭС CoCrCuFeNi, изготовленных механическим легированием и горячим прессованием. **Методы исследования.** В работе использовались методы РФА, СЭМ, ПЭМ, испытания на твердость, изгиб, растяжение и трибологические испытания по схеме «стержень – пластина» (контртело Si₃N₄). **Результаты и обсуждение.** Установлено, что углерод связывается в карбиды Cr₂₃C₆ и Cr₂(C, N) без изменения соотношения основных фаз. Твердость возрастает с 3,27 до 3,56 ГПа, предел прочности при изгибе – с 1440 до 1620 МПа. Для сплава с добавкой 1,0 масс. % С после отжига достигнуты предел прочности при изгибе 1780 МПа, предел прочности при растяжении 1010 МПа и остаточная деформация 2,3 %, тогда как базовый сплав разрушается хрупко при 730 МПа. По данным ПЭМ, карбиды локализованы по границам зерен матрицы (620...840 нм), обеспечивая переход от интеркристаллитного скола к вязкому ямочному излому. Коэффициент трения (0,75...0,77) слабо зависит от состава; минимальный износ достигнут после отжига легированного углеродом сплава. Установлено, что легирование углеродом (1 масс. %) и проведение термической обработки порошковых ВЭС CoCrCuFeNi обеспечивает рост прочности и пластичности за счет карбидного упрочнения и оптимизации структуры границ зерен.

Для цитирования: Влияние легирования углеродом и термической обработки на структуру, механические и трибологические свойства порошкового высокоэнтропийного сплава CoCrCuFeNi / П.А. Логинов, А.Д. Федотов, С.К. Муканов, Б.Ю. Романенко, Ю.Г. Чканникова, Н.А. Кольцов, М.Я. Бычкова, О.С. Манакова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 250–268. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-250-268.

*Адрес для переписки

Логинов Павел Александрович, д.т.н., доцент
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Ленинский проспект, д. 4, стр. 1,
119049, г. Москва, Россия
Тел.: +7 916 695-68-07, e-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Введение

Концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), предполагающая формирование многокомпонентных твердых растворов без преобладающего элемента, предложила новый подход к созданию материалов, открыв для исследований

область в центре многокомпонентных фазовых диаграмм [1, 2]. Эти сплавы, состоящие из четырех и более основных элементов в близких к эквимоларным соотношениях, вопреки традиционной логике легирования демонстрируют устойчивость простых кристаллических решеток (например, ГЦК или ОЦК), несмотря на высокую сложность химического состава.

Особый интерес представляют ВЭС с границентрированной кубической (ГЦК) решеткой, которые привлекают внимание исследователей благодаря их исключительному потенциалу для сочетания взаимоисключающих механических характеристик – высокой прочности и пластичности [3–5]. Это уникальное сочетание возникает как следствие синергетического действия нескольких явлений: твердорастворного упрочнения, вызванного искажениями кристаллической решетки, сложной дислокационной динамики в химически неоднородной среде, а также возможности активации дополнительных механизмов деформации, таких как двойникование (TWIP) и фазовые превращения (TRIP) [6, 7].

Среди ВЭС с ГЦК-типом структуры сплавы системы CoCrCuFeNi представляют особый интерес благодаря ряду особенностей. Эти сплавы можно консолидировать методами порошковой металлургии до практически беспористого состояния при относительно низких температурах (1000 °C). Они хорошо зарекомендовали себя в качестве материала матрицы для алмазосодержащих композиционных материалов, так как одновременно обеспечивают высокую адгезию к алмазу, защиту от графитизации и высокую вязкость разрушения [8, 9]. Покрываются из сплава CoCrCuFeNi обладают высокими трибокоррозионными характеристиками и обеспечивают защиту от коррозии конструкций, эксплуатирующихся в морской воде [10, 11]. ВЭС CoCrCuFeNi также находят применение как материалы с антибактериальными свойствами [12] и в других областях.

Наличие в сплавах системы CoCrCuFeNi фазы, обогащенной медью, которая формируется в результате распада пересыщенного ГЦК-твердого раствора, приводит к снижению прочности литых сплавов вследствие образования непрерывного легко деформируемого междендритного каркаса [13, 14]. Такие сплавы обладают достаточно высокой пластично-

стью, но низкой прочностью, что обусловлено доминирующим влиянием медной фазы. В порошковых сплавах системы CoCrCuFeNi, напротив, прочность достаточно высока (σ_b около 700...800 МПа) при низкой пластичности. Это объясняется формированием структуры, близкой к нанокристаллической, вследствие замедления диффузионных процессов в таких системах [15], а также неоднородным распределением Cu-фазы [16, 17]. В настоящее время усовершенствование ВЭС в системе CoCrCuFeNi преимущественно осуществляется путем оптимизации химического состава – уменьшением доли меди в сплаве [18] или увеличением доли никеля, обеспечивающего повышенную растворимость меди в матричном твердом растворе [19].

В последнее время решение отдельных проблем ВЭС различных составов находят в их легировании неметаллическими элементами: бором [20], азотом [21] и углеродом [22], а также в совместном применении этих компонентов.

Легирование углеродом является перспективным подходом для увеличения общего уровня прочности и пластичности ВЭС, в частности относящихся к системе CoCrCuFeNi. В ВЭС ГЦК-типа при введении углерода доминирует эффект упрочнения. Основными механизмами при этом являются твердорастворное упрочнение, дисперсное упрочнение карбидными фазами и зернограницное упрочнение. Твердорастворное упрочнение вносит существенный вклад в повышение прочности, так как атомы углерода, растворяясь по типу внедрения в решетке матрицы, сильно увеличивают степень ее искажения. Данный механизм активируется при концентрациях углерода около 1 % [23]. При более высоких концентрациях и превышении предела растворимости в матричной ГЦК-фазе углерод начинает взаимодействовать с хромом в составе ВЭС с образованием дисперсных зерен карбидов Cr_xC_y , реализующих упрочнение по механизму Орована [24] или закрепление границ зерен [25]. Несколькими исследователями установлен устойчивый тренд на уменьшение размера зерна в сплавах, легированных углеродом [26, 27], что предполагает «вовлечение» механизма Холла – Петча, обеспечивающего дополнительное повышение прочности.

Действие добавок углерода также распространяется и на повышение пластичности ВЭС,

что обусловлено изменением энергии дефектов упаковки матричной ГЦК-фазы при растворении в ней углерода и, как следствие, увеличением склонности сплавов к деформации двойникованием [26, 28].

Несмотря на имеющиеся данные о положительном влиянии углерода на механические свойства ВЭС, систематические исследования влияния добавок углерода на структуру, фазовый состав и комплекс механических свойств порошковых сплавов системы CoCrCuFeNi, полученных методом горячего прессования, в литературе представлены недостаточно.

Целью настоящей работы являлось установление закономерностей влияния содержания углерода (0,2...1,0 масс. %) и последующей термической обработки (отжиг при 900 °С) на фазовый состав, микроструктуру, механические свойства, деформационное поведение и трибологические свойства порошковых ВЭС на основе CoCrCuFeNi, полученных методом механического легирования (МЛ) и горячего прессования (ГП).

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие **задачи**.

1. Обеспечить формирование при МЛ однородных частиц сплава CoCrCuFeNi-C с равномерным распределением всех элементов (включая углерод) вместо механической смеси отдельных порошков, что необходимо для корректного сравнения влияния различного содержания углерода на конечные свойства материалов.

2. Оценить изменение комплекса механических свойств (твердость, предел прочности при изгибе, предел прочности при растяжении, остаточная деформация) в зависимости от концентрации углерода и режима термической обработки, а также установить связь между структурными параметрами и достигнутым уровнем свойств.

3. Определить характер деформационного поведения и механизмы разрушения легированных углеродом сплавов CoCrCuFeNi путем анализа деформационных кривых и фрактографических исследований поверхностей изломов.

4. Изучить трибологические характеристики (коэффициент трения и приведенный износ) полученных сплавов при сухом скольжении в паре с керамикой Si₃N₄ и установить влияние легирования углеродом и термической обработки на износостойкость материала.

Методика исследований

В работе использованы карбонильные порошки Fe (ВК-3, $d < 9$ мкм, 99 %), Ni (ПНК-УТЗ, $d < 10$ мкм, 99 %), восстановленные порошки Co (ПК-1у, $d < 1,2$ мкм, 99 %), Cr (ПМ-ЭРХ, $d < 80$ мкм, 99 %), электролитической Cu (ПМС-1, $d < 24$ мкм, 98 %) и порошок углерода технического (сажа) (П-804Т, $d < 0,4$ мкм; 98 %). В качестве базового состава был выбран эквивалентный сплав CoCrCuFeNi, который легировали углеродом в количестве 0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0 масс. %. Далее эти сплавы будут обозначены следующим образом: CoCrCuFeNi, CoCrCuFeNi-0,2C, CoCrCuFeNi-0,4C, CoCrCuFeNi-0,6C, CoCrCuFeNi-0,8C, CoCrCuFeNi-1,0C.

Порошковые смеси получали методом механического легирования (МЛ) с помощью планетарной центробежной мельницы (ПЦМ) «Активатор-2sl» (ООО «Завод Химического Машиностроения», Россия) в следующем режиме: скорость вращения барабанов 694 об/мин, продолжительность – 30 минут, соотношение массы размольных тел (стальных шаров) к массе порошка – 15:1. Для предотвращения окисления порошков в процессе обработки барабаны заполняли аргоном.

Из МЛ-порошковых смесей были получены компактные образцы в форме цилиндров диаметром 50 мм и высотой 4 мм на прессе для горячего прессования (ГП) DSP-515 SA (Dr. Fritsch, Германия) в вакууме при температуре 1000 °С, давлении 35 МПа и изобарической выдержке 3 мин. Часть образцов подвергали дополнительной термической обработке (ТО) – отжигу в трубчатой печи в атмосфере водорода при 900 °С с изотермической выдержкой в горячей зоне в течение 30 мин. Выбор водорода в качестве среды для термической обработки обусловлен восстановительным воздействием на оксидные фазы (кроме Cr₂O₃), неизбежно присутствующие в порошковых материалах.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) порошковых смесей и компактных образцов проводили на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07 с использованием монохроматического Co-K α излучения в геометрии Брегга – Брентано. Микроструктуру и состав ВЭС исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на элек-

тронном микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония). Исследования тонкой структуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (Jeol, Япония).

Оценку пористости выполняли металлографическим методом на полированных нетравленных шлифах. Изображения шлифов получали методом СЭМ в режиме вторичных электронов (SE) при увеличении $\times 1000$ (не менее 10 полей на образец). Долю пор определяли с помощью программы ImageJ путем бинаризации изображений и расчета относительной площади темных участков, соответствующих порам.

Твердость измеряли на твердомере Vickers HVS-50 (Time Group Inc., Китай) при нагрузке 10 Н не менее чем на 10 точках для каждого образца с последующим усреднением полученных значений.

Измерения предела прочности при изгибе проводились на универсальной машине для механических испытаний LF-100 (Walter + bai, Швейцария) в соответствии с ГОСТ 14019–2003. Образцы для испытаний (не менее 5 штук для каждого состава) имели призматическую форму и размеры $25 \times 4 \times 3$ мм. Расстояние между опорами составляло 18 мм. Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 11701–84 с помощью универсальной испытательной машины Instron 5966 (Instron, США) на плоских образцах (5 штук) с длиной рабочей части 20 мм и толщиной 2 мм со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Определение основных механических характеристик по результатам испытаний осуществляли с использованием программы Bluehill.

Трибологические испытания выполнены на прецизионной машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария) по схеме «стержень – пластина» при возвратно-поступательном движении. В качестве контртела использовали шарики диаметром 3 мм из спеченного нитрида кремния Si_3N_4 . Нагрузка в процессе испытаний составляла 2 Н, линейная скорость 5 см/с. Длина дорожки износа составляла 6 мм при общем пробеге 4000 циклов. Фрактографическое исследование, включающее в себя измерения профиля бороздки износа и диаметра пятна износа контртела, проведено на оптическом профилометре WYKO NT1100 (Veeco, США) и инвертированном оптическом микроскопе AXIOVERT CA25 (Karl Zeiss, Германия).

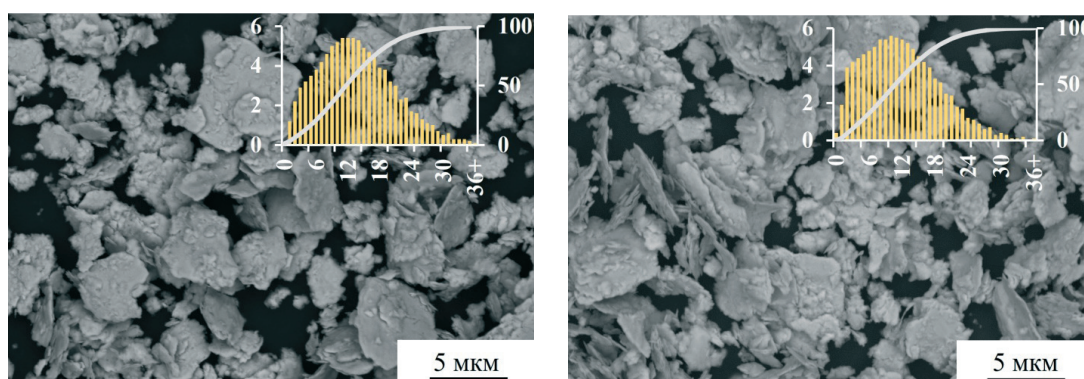
Результаты и их обсуждение

Оптимизированный ранее режим механического легирования (МЛ), обеспечивающий получение порошковых смесей CoCrCuFeNi с эквивалентным составом и однородным распределением элементов, был использован в настоящей работе для приготовления порошков с добавками углерода [9]. Методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) изучены морфология частиц после МЛ и характер распределения металлических компонентов. Установлено, что порошки имеют чешуйчатую форму, монофракционное распределение по размерам и средний размер частиц 11 мкм (рис. 1, а, б).

По результатам исследования порошковых смесей методом РФА установлено, что в процессе их обработки в ПЦМ был получен твердый раствор всех элементов с ГЦК-типом структуры (рис. 1, в). Наличие в составе углерода незначительно увеличивает период решетки твердого раствора ($a = 0,3607$ нм для состава CoCrCuFeNi и $a = 0,3609$ нм для состава CoCrCuFeNi-1,0C). Полученный результат хорошо согласуется с данными из литературы [29, 30].

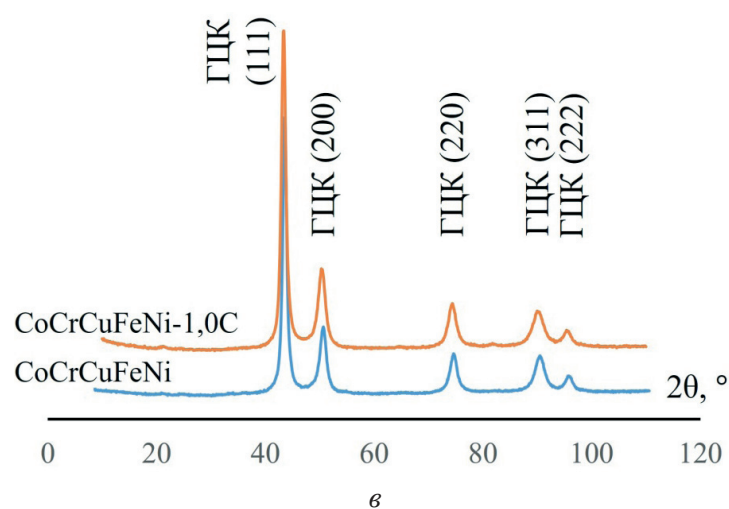
ЭДС-картирование порошковой смеси CoCrCuFeNi-1,0C показало однородное распределение всех элементов металлической матрицы (рис. 1, г). Отсутствие видимых скоплений углерода внутри частиц позволяет предположить его растворение в металлической матрице в процессе механического легирования или как минимум измельчение до размеров, соизмеримых с разрешающей способностью СЭМ (единицы нанометров). Полученный результат принципиально отличается от поведения бора – другой легирующей добавки, растворяющейся в ВЭС CoCrCuFeNi по типу внедрения. В аналогичном режиме МЛ бор не растворяется в матрице и сохраняется в виде отдельных включений [31].

На рис. 2 представлены рентгенограммы сплавов CoCrCuFeNi с различным содержанием углерода после ГП, а также после ГП и последующей ТО. Во всех исследованных образцах зафиксировано двухфазное состояние. В процессе ГП в базовом сплаве CoCrCuFeNi происходит спинодальный распад исходного пересыщенного твердого раствора, что приводит к выделению вторичной фазы, обогащенной медью.

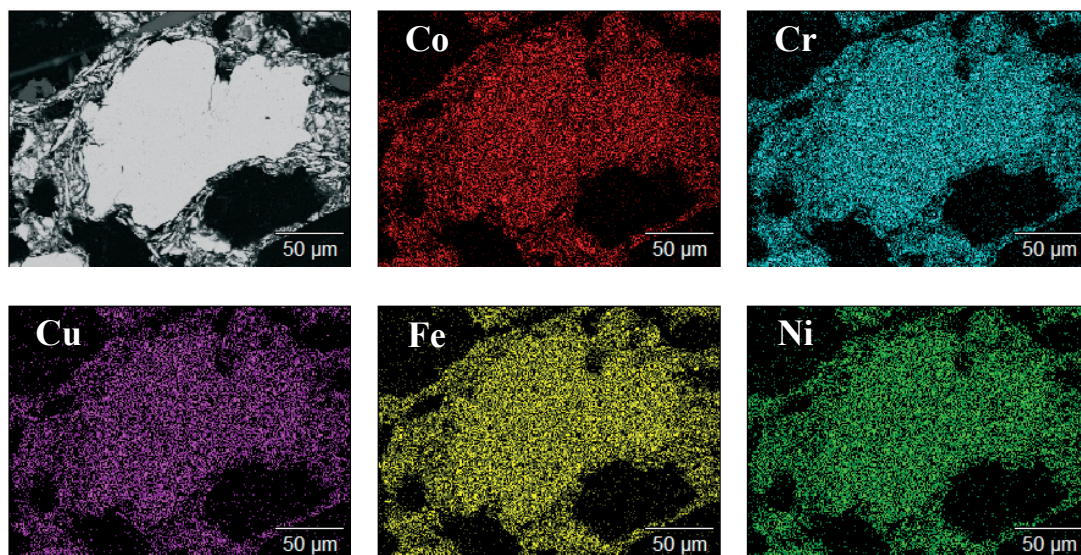


a

b



c



d

Рис. 1. Морфология частиц порошковых смесей CoCrCuFeNi (a) и CoCrCuFeNi-1,0C (б) с диаграммами гранулометрического состава во вставках, рентгенограммы МЛ-смесей (в) и карты распределения элементов в смеси CoCrCuFeNi-1,0C (г)

Fig. 1. Particle morphology of the powder mixtures of CoCrCuFeNi (a) and CoCrCuFeNi-1.0C (b) with grain-size distributions in the insets, XRD patterns of the MA powders (c), and elemental distribution maps for the CoCrCuFeNi-1.0C mixture (d)

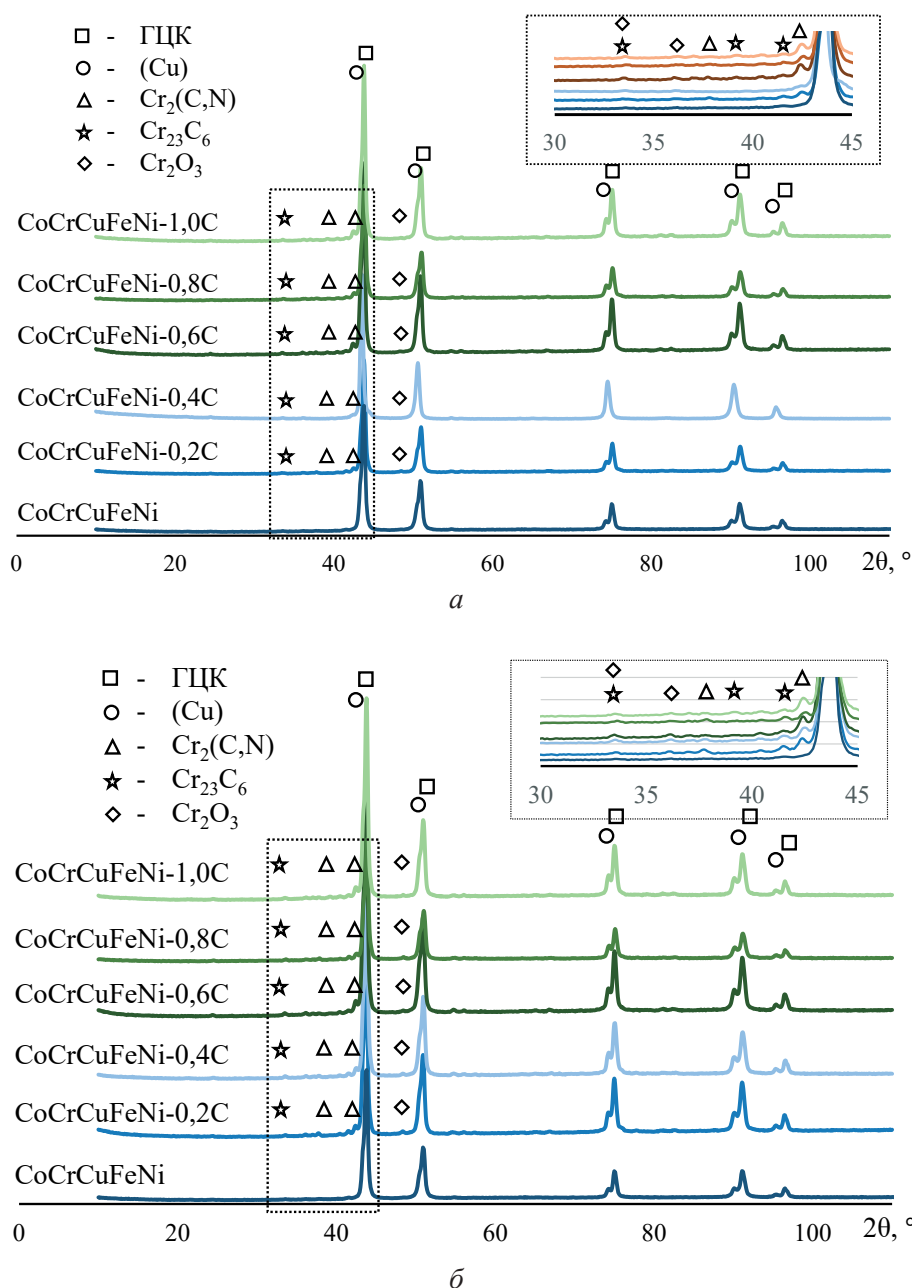


Рис. 2. Рентгенограммы ВЭС CoCrCuFeNi с добавками углерода после ГП (а) и ГП с последующей ТО (б)

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of CoCrCuFeNi with carbon addition after HP (a) and after HP followed by heat treatment (b)

Рентгенографически это проявляется в расщеплении рефлексов ГЦК-фазы на два отдельных пика. Таким образом, матрица сплавов состоит из ГЦК-твёрдого раствора всех металлических компонентов (фаза ГЦК), унаследованного от порошковой смеси, и медной фазы (фаза (Cu)). Эти результаты согласуются с данными из литературы для ВЭС CoCrCuFeNi, полученных методами порошковой металлургии [30]. Введение углерода и последующая ТО практически не изменяют соотношение фаз ГЦК и (Cu).

Легирование углеродом приводит к образованию фаз Cr_{23}C_6 и $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$, что подтверждается появлением рефлексов малой интенсивности ($\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$: $2\theta = 40,3^\circ$ и $42,7^\circ$; Cr_{23}C_6 : $2\theta = 33,5^\circ$). Следовательно, углерод, перешедший в твёрдый раствор в процессе механического легирования, при ГП реагирует с хромом – элементом, наиболее склонным к карбидообразованию в данной системе. Дополнительная термическая обработка незначительно увеличивает концентрацию карбидов, что свидетельствует о практически

полном связывании углерода уже на стадии ГП. Суммарная доля карбидных фаз не демонстрирует четкой линейной зависимости от содержания углерода в шихте и остается в диапазоне 3...7 масс. % для всех составов. Вместе с тем период кристаллической решетки ГЦК-матрицы для всех изученных составов (табл. 1) находится в узком диапазоне 0,3576...0,3578 нм и практически не изменяется с ростом содержания углерода. Этот факт указывает на то, что дополнительный углерод не входит в твердый раствор в позиции внедрения. Отсутствие корреляции между содержанием углерода в шихте, долей карбидных фаз и периодом решетки может быть объяснено ограничениями чувствительности и точности метода Ритвельда или наличием наноразмерных карбидов, не идентифицируемых данным методом.

Помимо карбидов во всех компактных образцах присутствуют следы оксида Cr_2O_3 , образование которого связано с наличием кислорода, адсорбированного на поверхности исходных порошков.

Методом Уильямсона – Холла проведена оценка размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), микронапряжений (ϵ) и плотности дислокаций (ρ) для всех исследованных составов. При увеличении концентрации С размер

ОКР в ГП-сплавах уменьшается; в состоянии ГП + ТО наблюдается обратная тенденция (табл. 2). Микронапряжения при этом остаются на уровне 0,045...0,06 %, что указывает на сохранение высокой дефектности структуры после ТО. Плотность дислокаций после ТО во всех сплавах уменьшается примерно в два раза, но ее значения остаются достаточно высокими. Следует отметить, что сплав CoCrCuFeNi-1,0C после ТО характеризовался наименьшей плотностью дислокаций.

На рис. 3 приведены изображения микроструктуры сплавов CoCrCuFeNi (а, б), CoCrCuFeNi-0,4C (в, г) и CoCrCuFeNi-1,0C (д, е) в двух состояниях – после ГП и после ГП с последующей термической обработкой (ГП + ТО). Во всех образцах матрица представлена ГЦК-твердым раствором, отображающимся на снимках СЭМ в виде областей с темным контрастом. Размер этих областей достигает нескольких десятков микрометров. Медная фаза (Cu) имеет морфологию тонких вытянутых прослоек неправильной формы, размер которых изменяется в широком диапазоне от 100 нм до 5 мкм.

Введение углерода вплоть до концентрации 1,0 масс. % не приводит к заметным изменениям микроструктуры: характер распределения ГЦК-фазы и фазы (Cu) сохраняется. ТО также

Таблица 1

Table 1

Фазовый состав ВЭС CoCrCuFeNi с добавками углерода после ГП и ГП с последующей ТО
Phase composition of CoCrCuFeNi high-entropy alloys with carbon addition after HP and after HP followed by heat treatment

Состав	ГЦК	(Cu)	$\text{Cr}_2(\text{C,N})$	Cr_{23}C_6	Cr_2O_3
<i>Горячее прессование</i>					
CoCrCuFeNi	77 ($a = 0,3576$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	–	–	–
CoCrCuFeNi-0,2C	73 ($a = 0,3576$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	2	2	–
CoCrCuFeNi-0,4C	74 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	1	2	–
CoCrCuFeNi-0,6C	73 ($a = 0,3577$ нм)	21 ($a = 0,3608$ нм)	3	1	2
CoCrCuFeNi-0,8C	70 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3609$ нм)	2	3	2
CoCrCuFeNi-1,0C	73 ($a = 0,3577$ нм)	22 ($a = 0,3608$ нм)	3	1	1
<i>Горячее прессование + отжиг</i>					
CoCrCuFeNi	77 ($a = 0,3578$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)			
CoCrCuFeNi-0,2C	70 ($a = 0,3578$ нм)	21 ($a = 0,3608$ нм)	2	3	2
CoCrCuFeNi-0,4C	68 ($a = 0,3576$ нм)	23 ($a = 0,3608$ нм)	2	4	3
CoCrCuFeNi-0,6C	69 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3609$ нм)	3	2	3
CoCrCuFeNi-0,8C	66 ($a = 0,3577$ нм)	24 ($a = 0,3609$ нм)	2	5	3
CoCrCuFeNi-1,0C	69 ($a = 0,3577$ нм)	23 ($a = 0,3609$ нм)	3	3	2

Таблица 2

Table 2

Результаты анализа кристаллической структуры по методу Уильямсона – Холла

Results of Williamson-Hall analysis

Состав	D (ОКР), нм	ε , %	ρ , $\times 10^{13} \text{ м}^{-2}$
<i>Горячее прессование</i>			
CoCrCuFeNi	89,5	0,06	9,2
CoCrCuFeNi-0,2C	85,6	0,06	9,6
CoCrCuFeNi-0,4C	81,6	0,05	8,5
CoCrCuFeNi-0,6C	78,0	0,05	9,0
CoCrCuFeNi-0,8C	75,0	0,045	8,4
CoCrCuFeNi-1,0C	71,1	0,045	8,8
<i>Горячее прессование + отжиг</i>			
CoCrCuFeNi	115,1	0,045	5,4
CoCrCuFeNi-0,2C	111,0	0,045	5,4
CoCrCuFeNi-0,4C	123,9	0,05	5,6
CoCrCuFeNi-0,6C	128,4	0,055	5,9
CoCrCuFeNi-0,8C	138,8	0,05	5,0
CoCrCuFeNi-1,0C	146,1	0,05	4,7

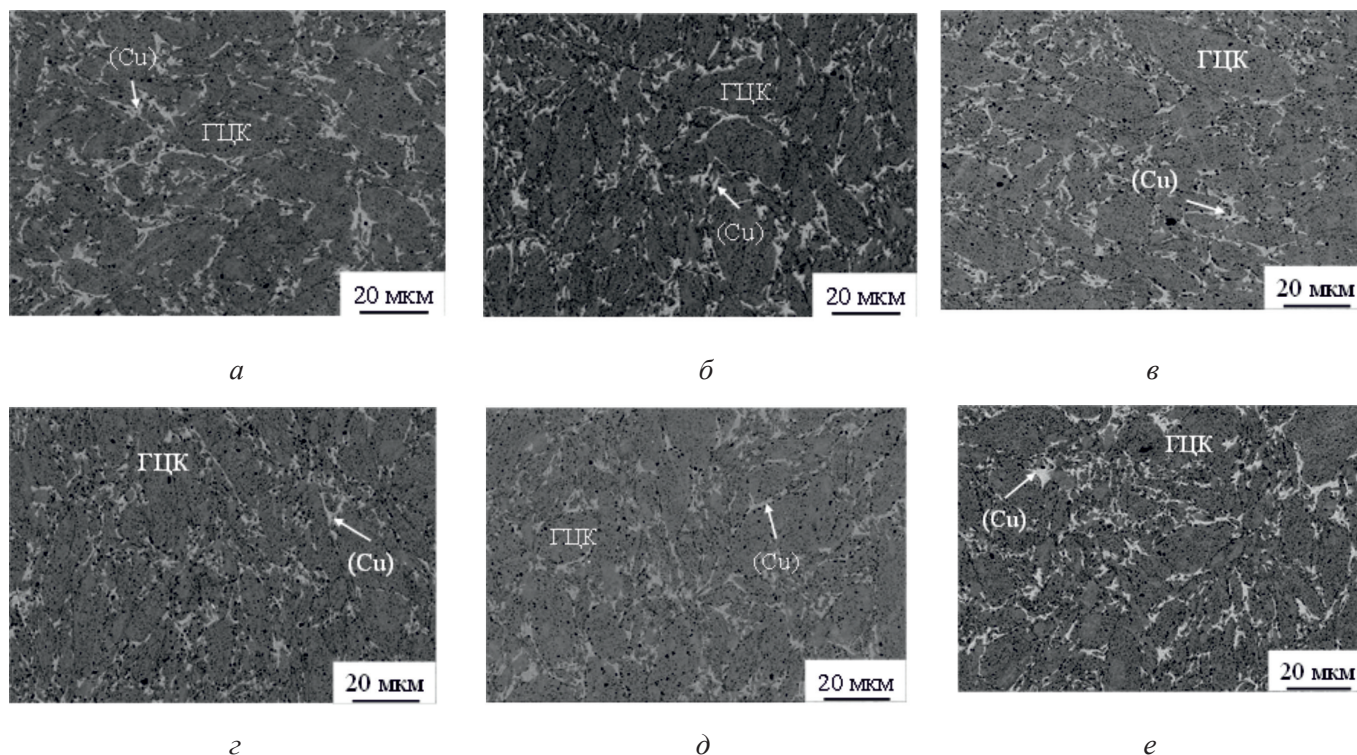


Рис. 3. СЭМ образцов ВЭС CoCrCuFeNi (а, б), CoCrCuFeNi-0,4C (в, г) и CoCrCuFeNi-1,0C (д, е). На снимках а, в, д показаны структуры после ГП, на снимках б, г, е – после ГП и ТО

Fig. 3. SEM images of the CoCrCuFeNi (a, б), CoCrCuFeNi-0.4C (в, г), and CoCrCuFeNi-1.0C (д, е) HEAs. Images (a, в, д) show the microstructures after HP, while images (б, г, е) show the microstructures after HP and HT

не вызывает существенной трансформации микроструктуры, размеры и морфология фазовых областей остаются практически неизменными. Остаточная пористость для всех образцов не превышала 1 %.

Для детального изучения размеров, морфологии и распределения карбидных фаз, а также для оценки дислокационной субструктуры был проведен ПЭМ-анализ сплава CoCrCuFeNi-1,0C в двух состояниях – после ГП и ГП + ТО. Результаты представлены на рис. 4 и 5 соответственно.

Светлопольные изображения (рис. 4, а; рис. 5, а) показывают, что ГЦК-матрица сплава имеет ультрамелкозернистое (УМЗ) строение. Средний размер кристаллитов, определенный методом секущих, составляет 620 ± 50 нм после ГП и увеличивается до 840 ± 70 нм после ТО. Такой умеренный рост зерна (примерно на 35 %) свидетельствует о том, что карбидные частицы, расположенные по границам зерен, эффективно тормозят их миграцию, но не блокируют ее полностью.

Поскольку зерна матрицы и карбидных фаз не различаются по контрасту на светлопольных ПЭМ-изображениях, для их идентификации использовали ЭДС-картирование (рис. 4, д; рис. 5, д) и микродифракцию (рис. 4, б, в; рис. 5, б, в). Согласно картам распределения элементов, хром

локализуется в равномерно распределенных областях субмикронных размеров. Анализ картин электронной дифракции позволяет однозначно идентифицировать эти области как карбид хрома Cr_{23}C_6 .

Важной особенностью является локализация карбидов преимущественно по границам зерен ГЦК-матрицы. Размер карбидных зерен сопоставим с размером зерен матрицы (сотни нанометров). Такое расположение карбидов позволяет предположить, что они выполняют две функции: закрепление границ зерен с ограничением роста зерен при высокотемпературной обработке и повышение сопротивления межзеренным границам скольжению дислокаций, что может влиять на механизмы деформации и разрушения.

Темнопольные ПЭМ-изображения (рис. 4, з; рис. 5, з) свидетельствуют о высокой плотности дислокаций в ГЦК-твердом растворе. После ТО плотность дислокаций визуально остается высокой, что говорит об отсутствии значительной релаксации напряжений и согласуется с расчетами по методу Уильямсона – Холла. Дислокации распределены относительно равномерно по объему зерен, без формирования явной ячеистой структуры.

В ходе исследований методом ПЭМ деформированных образцов были обнаружены еди-

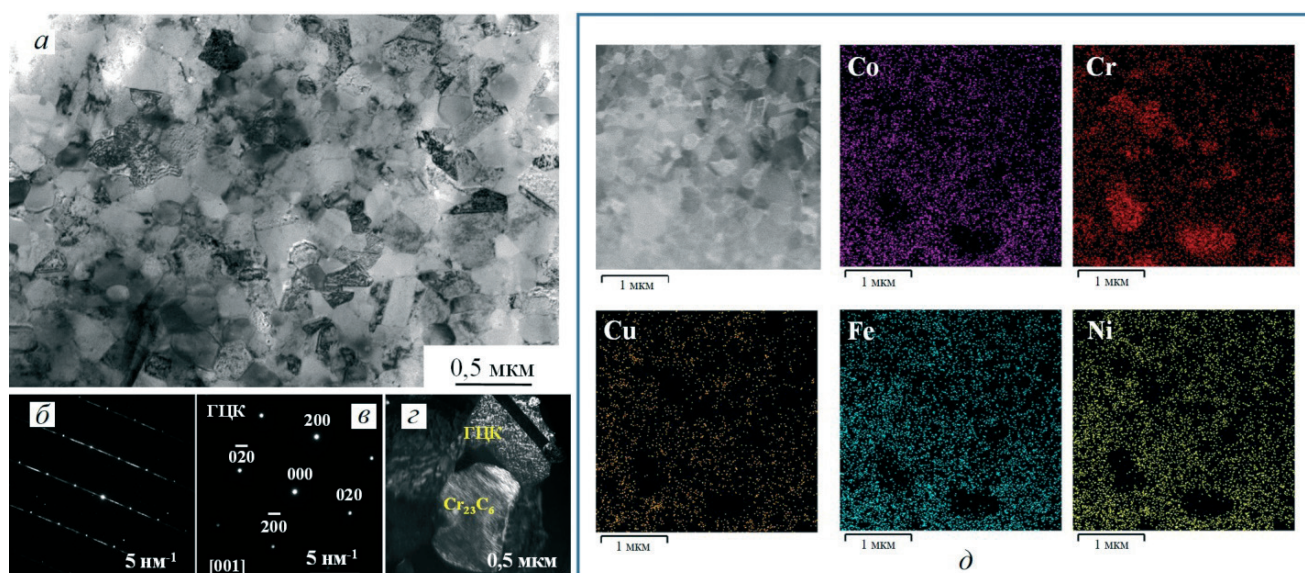


Рис. 4. Изображения микроструктуры ВЭС CoCrCuFeNi-1,0C (ГП), полученные методом ПЭМ (а); электронные дифракции, снятые с зерен Cr_{23}C_6 (б) и ГЦК (в); темнопольное изображение структуры (з) и ЭДС-карты распределения элементов (д)

Fig. 4. TEM images of the microstructure of the CoCrCuFeNi-1.0C (HP) HEA (a), SAED patterns from Cr_{23}C_6 (b) and FCC (c) grains; a dark-field image of the structure (d), and EDS elemental distribution maps (e)

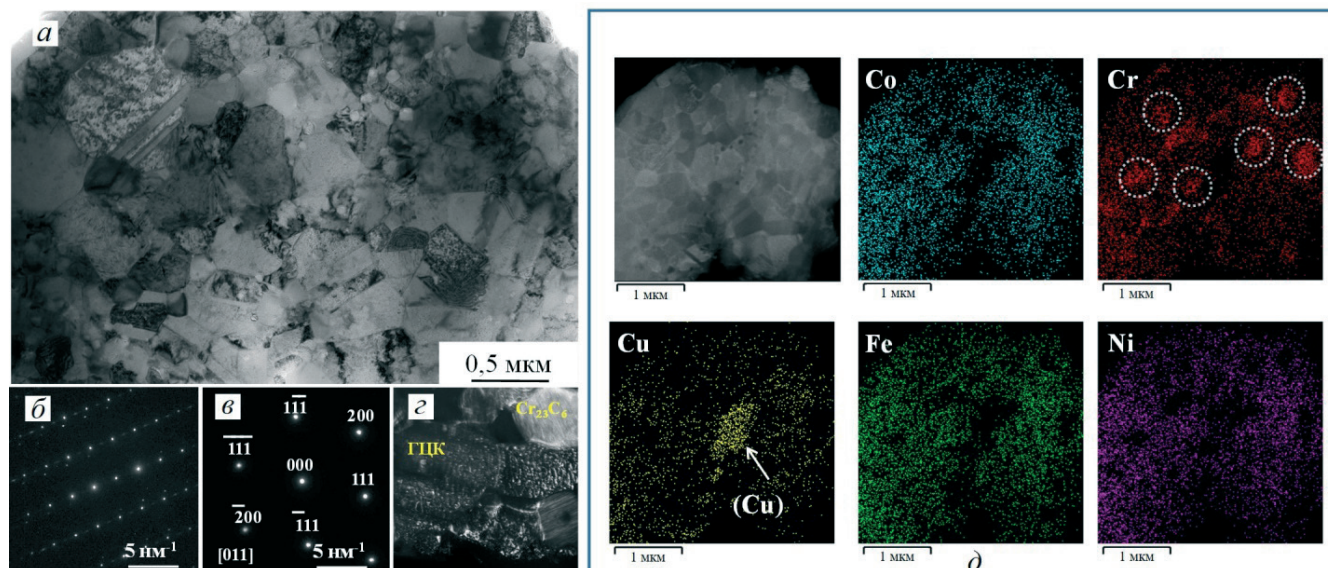


Рис. 5. Изображения микроструктуры ВЭС CoCrCuFeNi-1,0C (ГП + ТО), полученные методом ПЭМ (а); электронные дифракции, снятые с зерен Cr_{23}C_6 (б) и ГЦК (в); темнопольное изображение структуры (г) и ЭДС-карты распределения элементов (д)

Fig. 5. TEM images of the microstructure of the CoCrCuFeNi-1.0C (HP + HT) HEA (a), SAED patterns from Cr_{23}C_6 (b) and FCC (c) grains; a dark-field image of the structure (g), and EDS elemental distribution maps (d)

нические деформационные двойники, однако их количество было незначительным и они не оказывали определяющего влияния на пластичность сплавов. Подавление TWIP-эффекта связано с тем, что в УМЗ-материалах критическое напряжение для зарождения двойников велико, а границы зерен становятся эффективными стоками для дислокаций, препятствуя накоплению дефектов, необходимых для инициирования двойникования.

Сравнение рис. 4 и 5 показывает, что ТО при 900 °C приводит к следующим изменениям: увеличению среднего размера зерна ГЦК-матрицы, незначительному укрупнению карбидных ча-

стиц (без изменения их преимущественной локализации на границах зерен) и сохранению высокой плотности дислокаций.

Исследование механических свойств ВЭС CoCrCuFeNi с различным содержанием углерода (табл. 3) позволило выявить следующие особенности влияния легирующих добавок углерода и проведения ТО.

При содержании углерода менее 0,6 % твердость сплавов после ГП растет немонотонно. Это может быть связано с действием конкурирующих процессов: обеднением матрицы хромом, приводящим к снижению твердости, и упрочнением карбидными фазами, обеспечи-

Таблица 3

Table 3

Механические свойства ВЭС на основе CoCrCuFeNi после ГП и ГП + ТО
Mechanical properties of the CoCrCuFeNi-based HEAs after HP and HP + HT

Состав	Твердость, ГПа		$\sigma_{изг}$, МПа	
	ГП	ГП + ТО	ГП	ГП + ТО
CoCrCuFeNi	$3,27 \pm 0,12$	$3,15 \pm 0,15$	1440 ± 80	1450 ± 50
CoCrCuFeNi-0,2C	$3,37 \pm 0,18$	$3,34 \pm 0,18$	1480 ± 90	1560 ± 40
CoCrCuFeNi-0,4C	$3,30 \pm 0,15$	$3,20 \pm 0,20$	1520 ± 80	1720 ± 40
CoCrCuFeNi-0,6C	$3,20 \pm 0,20$	$3,00 \pm 0,12$	1470 ± 90	1680 ± 80
CoCrCuFeNi-0,8C	$3,48 \pm 0,13$	$3,15 \pm 0,12$	1530 ± 30	1630 ± 30
CoCrCuFeNi-1,0C	$3,56 \pm 0,12$	$3,25 \pm 0,12$	1620 ± 70	1780 ± 50

вающим противоположный эффект. При введении 0,8...1,0 % С вклад карбидного упрочнения преобладает, что выражается в повышении твердости до 3,48...3,56 ГПа. ТО приводит к некоторому снижению твердости (на 5...10 %), что связано с частичной релаксацией внутренних напряжений и умеренным ростом зерна. Однако, как показывают темнопольные ПЭМ-снимки (рис. 4, з; рис. 5, з), плотность дислокаций после ТО остается высокой, поэтому падение твердости не превышает 10 %.

При испытаниях на трехточечный изгиб обнаружен рост предела прочности $\sigma_{изг}$ с увеличением содержания углерода. Наибольший эффект достигается при совместном применении легирования углеродом и ТО: для сплава CoCrCuFeNi-1,0C после ТО $\sigma_{изг}$ достигает 1780 МПа, что на 23,6 % выше, чем у нелегированного сплава без ТО (1440 МПа). Повышение $\sigma_{изг}$ после ТО обусловлено двумя факторами. Во-первых, ТО способствует дореагированию остаточного растворенного углерода с образованием дополнительного количества карбидов (табл. 1). Карбидные частицы, закрепляя границы зерен, препятствуют их миграции и способствуют сохранению УМЗ-структуры. Во-вторых, умеренное увеличение размера зерна (с 620 до 840 нм) снижает удельную поверхность границ зерен.

Поскольку для УМЗ-материалов характерно интеркристаллитное разрушение, уменьшение протяженности границ положительно сказывается на сопротивлении распространению трещин. Таким образом, негативный эффект от роста зерна по Холлу – Петчу компенсируется повышением вязкости разрушения.

На рис. 6 представлены деформационные кривые (зависимость «напряжение – деформация») сплавов CoCrCuFeNi с содержанием углерода 0; 0,2; 0,4; 0,6; 0,8 и 1,0 масс. % после ГП + ТО, а также кривая базового сплава CoCrCuFeNi после ГП. Базовый сплав разрушается хрупко, практически без пластической деформации; его предел прочности составляет 580 МПа (ГП) и 730 МПа (ГП + ТО), что соответствует сколу (рис. 7, а) и отсутствию нелинейного участка на кривой. С увеличением содержания углерода на деформационных кривых появляются нелинейные участки, а предел прочности возрастает. Для сплава с 1 % С достигнуты следующие значения: предел прочности составил 1010 МПа, остаточная деформация – около 2,3 %. Фрактографический анализ (рис. 7, б) показывает, что разрушение становится вязким (ямочный микрорельеф).

Наблюдаемый рост прочности и пластичности не может быть объяснен классическими механизмами упрочнения. Действительно, по

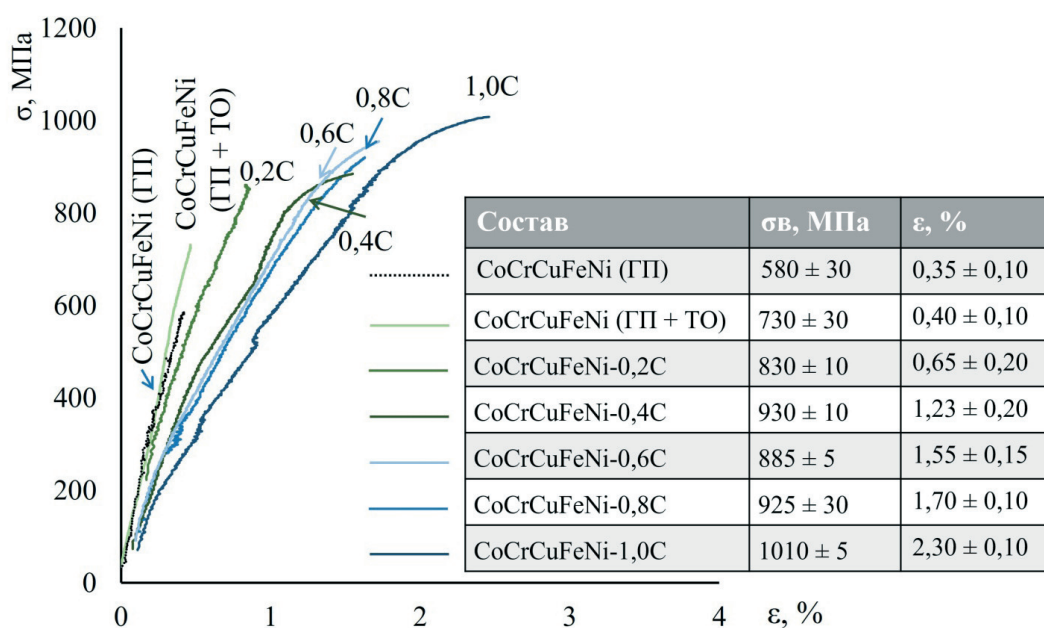


Рис. 6. Деформационные кривые ВЭС CoCrCuFeNi (после ГП и ГП + ТО) с добавками углерода (после ГП + ТО), полученные при испытаниях на одноосное растяжение

Fig. 6. Stress-strain curves of the CoCrCuFeNi HEAs (after HP and HP + HT) with carbon addition (after HP + HT), obtained from uniaxial tensile tests

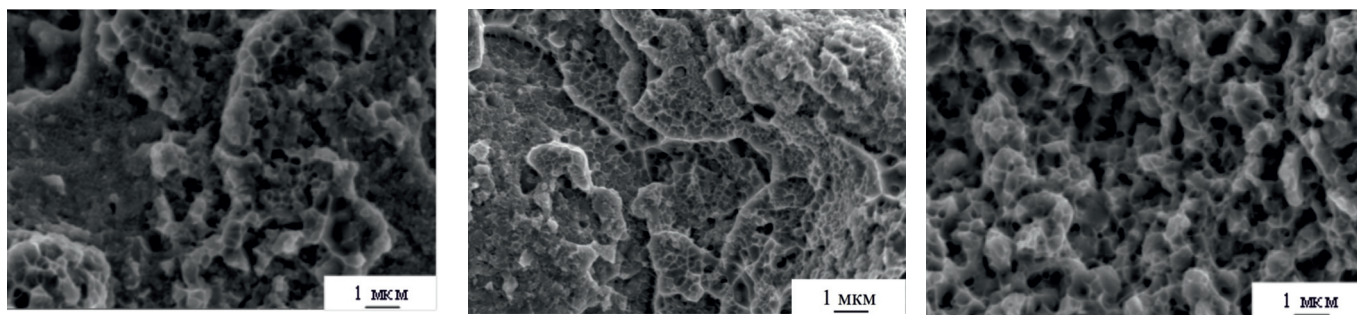


Рис. 7. Фрактография изломов ВЭС CoCrCuFeNi (а), CoCrCuFeNi-0,6C (б) и CoCrCuFeNi-1,0C (в)

Fig. 7. Fractographs of the CoCrCuFeNi (а), CoCrCuFeNi–0.6C (б), and CoCrCuFeNi–1.0C (в) HEAs

данным ПЭМ, после термической обработки происходит увеличение среднего размера зерна с 620 до 840 нм, что согласно механизму Холла – Петча должно приводить к снижению прочности. Дисперсное упрочнение по механизму Орована также не вносит определяющего вклада, поскольку карбидные частицы локализованы преимущественно по границам зерен, а не внутри их объема. Расчет плотности дислокаций по данным рентгеноструктурного анализа методом Уильямсона – Холла показывает ее снижение с $8,8 \cdot 10^{13}$ до $4,7 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ после ТО, что исключает дислокационное упрочнение как основной механизм. Наконец, отсутствие изменения периода кристаллической решетки ГЦК-матрицы при легировании углеродом свидетельствует о пренебрежимо малом вкладе твердорастворного упрочнения.

Таким образом, основной эффект от комплексного воздействия легирования углеродом и ТО заключается не в создании новых барьеров для движения дислокаций, а в повышении вязкости разрушения. Термическая обработка способствует связыванию остаточного растворенного углерода в карбиды, что снижает охрупчивание матрицы и одновременно уменьшает протяженность границ зерен. Для УМЗ-материалов, склонных к интеркристаллитному разрушению, это критически важно. В результате повышается когезионная прочность границ и снижается концентрация напряжений, что позволяет материалу реализовать свой прочностной потенциал, изначально заложенный УМЗ-структурой, но ранее ограниченный хрупкостью.

Фрактографический анализ поверхностей изломов сплавов CoCrCuFeNi с различным содержанием углерода выявил различия в характере разрушения, которые коррелируют с механиче-

скими свойствами, представленными в табл. 2 и на рис. 6. На рис. 7, а показан излом базового сплава CoCrCuFeNi без добавок углерода. Поверхность излома имеет характерный для хрупкого разрушения рельеф: преобладают гладкие участки скола с низкой шероховатостью, отсутствуют следы пластической деформации. Такой тип излома свидетельствует о распространении трещины преимущественно по границам зерен (интеркристаллитное разрушение) или по плоскостям скола внутри зерен. Небольшая доля областей с ямочным микрорельефом указывает на то, что базовый сплав не способен к значительной пластической деформации перед разрушением, что согласуется с линейным характером деформационной кривой на рис. 6 и низкими значениями остаточной деформации.

Промежуточное положение занимает излом сплава CoCrCuFeNi-0,6C (рис. 7, б). В его структуре присутствуют участки с ямочным микрорельефом, однако сами ямки локализуются преимущественно на относительно плоских площадках скола. Это указывает на смешанный характер разрушения, при котором локальная пластическая деформация в отдельных микрообъемах не приводит к полностью вязкому излому из-за недостаточного закрепления границ зерен карбидными частицами. Такая морфология хорошо согласуется с промежуточными значениями механических свойств для данного состава (табл. 3) и свидетельствует о переходном характере разрушения – от хрупкого скола к вязкому транскристаллитному излому при увеличении содержания углерода.

В отличие от этого излом сплава CoCrCuFeNi-1.0C (рис. 7, в) демонстрирует типичную ямочную структуру, характерную для вязкого транскристаллитного разрушения. Ямки образуются

в результате роста, слияния и коалесценции микроростов, которые зарождаются преимущественно у карбидных частиц или других структурных неоднородностей. Размер и глубина ямок свидетельствуют о степени пластичности: относительно мелкие и неглубокие ямки (рис. 7, в) соответствуют умеренной пластичности (остаточная деформация 2,3 % по данным рис. 6), но тем не менее принципиально отличаются от полностью хрупкого излома базового сплава. Переход от хрупкого скола к вязкому ямочному излому при легировании 1 масс. % углерода и последующей ТО объясняется формированием карбидных фаз, закрепляющих границы зерен и способствующих перераспределению напряжений, а также снижением концентрации растворенного углерода в матрице, что уменьшает степень ее охрупчивания.

Трибологические испытания были проведены только для крайних составов (базовый сплав и CoCrCuFeNi-1,0C), что обусловлено результатами механических испытаний. Именно эти два состояния демонстрируют наиболее контрастное поведение при деформации – хрупкое и вязкое разрушение.

Результаты трибологических испытаний (табл. 4, рис. 8) показали, что коэффициент трения слабо зависит от состава и режима обработки образцов и находится в узком диапазоне 0,75...0,77 (рис. 8, а). Все образцы демонстрируют продолжительный период приработки (около 2 тыс. циклов), после завершения которого коэффициент трения стабилизируется на уровне около 0,80. Такая зависимость может быть связана с изнашиванием сферического контртела и увели-

чением площади контакта, а также уплотнением продуктов износа и их постепенным удалением из зоны трения. Подобный характер изменения коэффициента трения согласуется с результатами, полученными в работе [9]. На кривых коэффициента трения для базового сплава после ТО наблюдаются локальные скачки, которые, вероятно, связаны с периодическим отслаиванием оксидных пленок, формирующихся в зоне контакта.

Значения приведенного износа незначительно изменяются в зависимости от структуры ВЭС. Сплав CoCrCuFeNi обладает минимальным значением приведенного износа $7,01 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. После ТО при 900 °С наблюдается увеличение износа до $10,54 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, что может быть связано с релаксацией дефектной структуры ГЦК-фазы. Кроме того, увеличение наплывов материала по краям дорожки износа (рис. 8, а) свидетельствует о снижении сопротивления пластическому деформированию сплава в результате ТО.

Введение 1 масс. % углерода в сплав CoCrCuFeNi приводит к формированию карбидов, что, несмотря на максимальную твердость 3,56 ГПа, сопровождается увеличением приведенного износа до $10,21 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. При ТО этого сплава наблюдается снижение приведенного износа до минимального значения $7,10 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$. Такое изменение может быть связано с повышением деформационной способности матрицы и ее сопротивления локальному разрушению в процессе трения. Более пластичный характер деформирования после ТО подтверждается ямочной морфологией излома (рис. 7, б) и остаточной деформацией при испытаниях на растяжение (2,3 %).

Таблица 4

Table 4

Трибологические характеристики исследованных образцов
Tribological properties of the studied HEAs

Образец	Технологическая операция	Приведенный износ, $10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$		Коэффициент трения (к.т.)	
		образца	контртела	Средний	Конечный
CoCrCuFeNi	ГП	7,01	0,79	0,77	0,81
CoCrCuFeNi	ГП + ТО	10,54	0,95	0,77	0,87
CoCrCuFeNi-1,0C	ГП	10,21	0,80	0,75	0,81
CoCrCuFeNi-1,0C	ГП + ТО	7,10	1,18	0,77	0,81

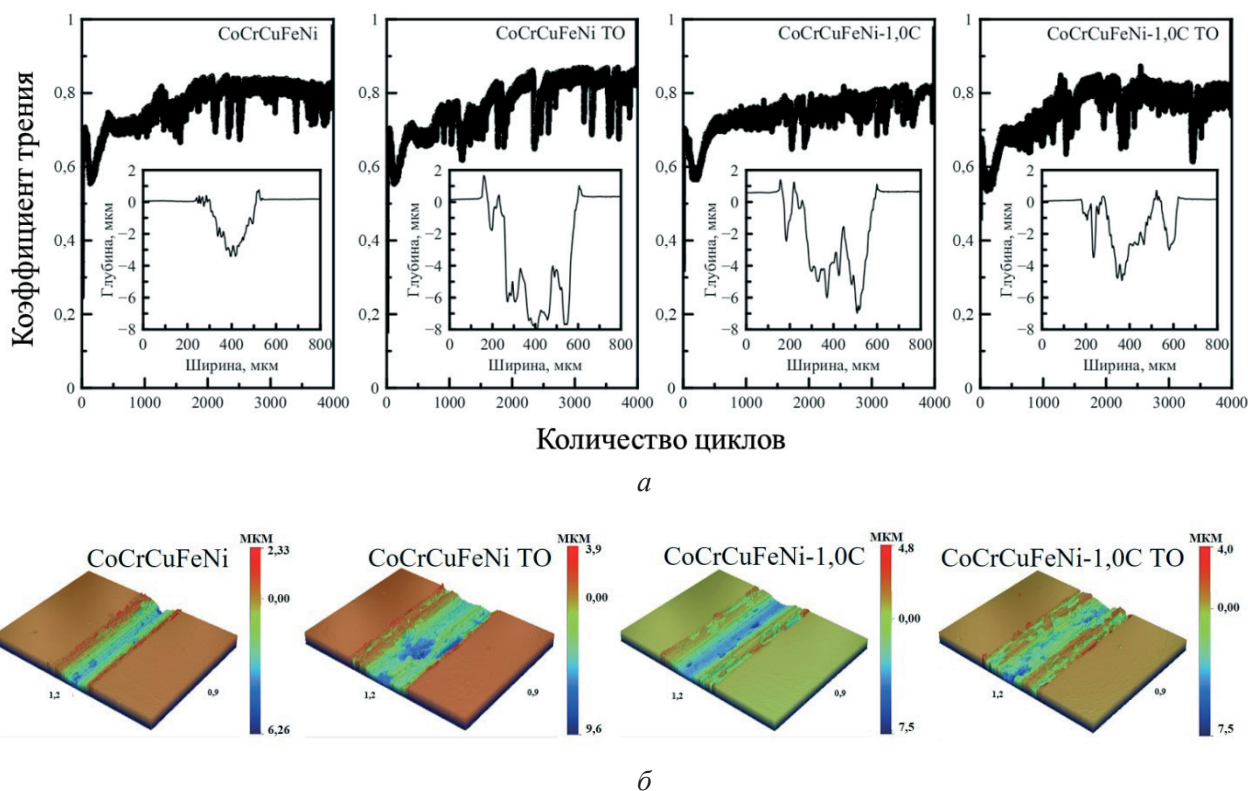


Рис. 8. Зависимость коэффициента трения от количества циклов и 2D- (а) и 3D-изображения дорожек износа ВЭС CoCrCuFeNi-xC (б)

Fig. 8. Friction coefficient as a function of the number of cycles and 2D (a) and 3D (b) images of wear tracks of the CoCrCuFeNi-xC HEAs

Помимо износа образцов представляет интерес поведение контртела (шарика Si_3N_4). Для состава CoCrCuFeNi-1,0C после ТО наблюдается максимальный износ контртела ($1,18 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$), тогда как для базового сплава этот параметр существенно ниже ($0,79 \dots 0,95 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$). Это различие объясняется тем, что упрочненная карбидами поверхность сплава CoCrCuFeNi-1,0C после ТО действует как более агрессивный абразив, интенсифицируя износ керамического контртела.

Выводы

1. Установлено, что механическое легирование и последующее горячее прессование обеспечивают формирование однородных порошковых смесей CoCrCuFeNi-x%С ($x = 0,2; 0,4; 0,6; 0,8; 1,0$ масс. %) и получение компактных образцов с двухфазной структурой, включающей в себя ГЦК-твёрдый раствор и медную фазу (Cu). Введение углерода в диапазоне 0,2...1,0 масс. % практически не изменяет соотношение фаз ГЦК

и (Cu), но приводит к образованию карбидов хрома Cr_{23}C_6 и $\text{Cr}_2(\text{C}, \text{N})$.

2. Показано, что углерод является эффективной добавкой для упрочнения сплава CoCrCuFeNi: твердость возрастает с 3,27 до 3,56 ГПа, а предел прочности при изгибе – с 1440 ± 80 до 1620 ± 70 МПа при повышении содержания углерода до 1,0 %. После дополнительной термической обработки максимальное значение предела прочности при изгибе достигает 1780 ± 50 МПа для сплава CoCrCuFeNi-1,0C. По данным ПЭМ, матрица сплава с 1,0 масс. % С имеет ультрамелкозернистое строение: средний размер кристаллитов изменяется от 620 ± 50 нм до 840 ± 70 нм в зависимости от вида обработки, а карбидные частицы локализуются преимущественно по границам зерен.

3. Добавка углерода с последующей ТО позволяют изменять характер деформационного поведения сплавов. Базовый сплав CoCrCuFeNi характеризуется хрупким разрушением практически без пластической деформации и имеет предел прочности при растяжении около 730 МПа. Для сплава CoCrCuFeNi-1,0C после

ТО достигаются предел прочности 1010 МПа и остаточная деформация 2,3 %.

4. Показано незначительное влияние легирования углеродом ВЭС и последующего отжига на коэффициент трения в условиях сухого скольжения в паре с керамикой Si_3N_4 , который находится в узком диапазоне 0,75...0,77. Снижение приведенного износа ВЭС наблюдается при содержании углерода 1 масс. % и после проведения отжига в водородной атмосфере ($T = 900^\circ\text{C}$) за счет повышения вязкости разрушения матрицы.

Список литературы

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes / J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin, J.-Y. Gan, T.-S. Chin, T.-T. Shun, C.-H. Tsau, S.-Y. Chang // *Advanced Engineering Materials*. – 2004. – Vol. 6 (5). – P. 299–303. – DOI: 10.1002/ADEM.200300567.
2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.257.
3. Enhanced strength-ductility synergy in $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{30}\text{Co}_{10}\text{Cr}_{10}$ high-entropy alloy with multi-scale nanotwins / H. Jiao, D. Zhong, B. Peng, M. Mei, N. Xu, R.D.K. Misra, Y. Tang, L. Zhao // *Materials Science and Engineering A*. – 2026. – Vol. 949. – P. 149447. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2025.149447.
4. Enhanced strength-ductility synergy in a Cu-based high entropy alloy via severe cold-deformed and annealing treatment / J. Li, K. Feng, F. Zhou, Q. Qin, T. Yu, H. Zhao, L. Ge // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 39. – P. 7717–7731. – DOI: 10.1016/J.JMRT.2025.11.133.
5. Superior strength-ductility synergy in additively manufactured CoCrFeNi high-entropy alloys with multi-scale hierarchical microstructure / S. Wang, Z. Chen, R. Chen, Z. Wu, Y. Jia, W. Zhang, Y. Wang, W. Liu, Y. Zhao, R. Shi, B. Cao, S. Yu, J. Wei // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2024. – Vol. 1006. – P. 176268. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2024.176268.
6. Enhanced strength-ductility synergy in complex hetero-structured eutectic high entropy alloy via multi-mechanism deformation / P. Wang, C. Chen, Z. Pu, Z.-L. Xu, K. Chan // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2026. – Vol. 265. – P. 235–255. – DOI: 10.1016/J.JMST.2025.11.024.
7. Deciphering the role of stacking fault energy on TWIP–TRIP interplay in Ni-rich high entropy alloy with tailored Ti content / S. Maharana, S. Biswal, M. Sabat, D.K.V.D. Prasad, T. Laha // *International Journal of Plasticity*. – 2026. – Vol. 199. – P. 104642. – DOI: 10.1016/J.IJPLAS.2026.104642.
8. Manufacturing of metal–diamond composites with high-strength CoCrCu_xFeNi high-entropy alloy used as a binder / P.A. Loginov, A.D. Fedotov, S.K. Mukanov, O.S. Manakova, A.A. Zaitsev, A.S. Akhmetov, S.I. Rupasov, E.A. Levashov // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (3). – P. 1285. – DOI: 10.3390/MA16031285.
9. The effect of copper on the microstructure, wear and corrosion resistance of CoCrCuFeNi high-entropy alloys manufactured by powder metallurgy / S. Mukanov, P. Loginov, A. Fedotov, M. Bychkova, M. Antonyuk, E. Levashov // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (3). – P. 1178. – DOI: 10.3390/MA16031178.
10. High-entropy Fe–Cr–Ni–Co–(Cu) coatings produced by vacuum electro-spark deposition for marine and coastal applications / K.A. Kuptsov, M.N. Antonyuk, A.N. Sheveyko, A.V. Bondarev, S.G. Ignatov, P.V. Slukin, P. Dwivedi, A. Fraile, T. Polcar, D.V. Shtansky // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 453. – P. 129136. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2022.129136.
11. Высокоэнтропийные покрытия Fe–Co–Cr–Ni–(Cu) с повышенной коррозионной и трибокоррозионной стойкостью, полученные электроискровым легированием в вакууме / М.Н. Фатыхова, К.А. Купцов, А.Н. Шевейко, А.Р. Гизатуллина, П.А. Логинов, Д.В. Штанский // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 2024. – Т. 30, № 3. – С. 87–96. – DOI: 10.17073/0021-3438-2024-3-87-96.
12. Burla A., Khandelwal M., Vaidya M. Antibacterial properties of Cu containing complex concentrated alloys // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104915. – DOI: 10.1016/J.MTCOMM.2022.104915.
13. Liquid-phase separation in undercooled CoCr–CuFeNi high entropy alloy / T. Guo, J. Li, J. Wang, Y. Wang, H. Kou, S. Niu // *Intermetallics*. – 2017. – Vol. 86. – P. 110–115. – DOI: 10.1016/J.INTERMET.2017.03.021.
14. Yu P., Lin C.M., Kou S. Microstructure evolution of a CoCrFeNiCu high entropy alloy in directional solidification by arc welding and quenching // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1039. – P. 183228. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.183228.
15. Achieving a high-strength cocrfenicu high-entropy alloy with an ultrafine-grained structure via friction stir processing / N. Li, C.L. Jia, Z.W. Wang, L.-H. Wu, D.R. Ni, Z.-K. Li, H. Fu, P. Xue, B.-L. Xiao, Z.Y. Ma, Y. Shao, Y.-L. Chang // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. – 2020. – Vol. 33 (7). – P. 947–956. – DOI: 10.1007/S40195-020-01037-9.
16. Thangaraju S., Bouzy T.E., Hazotte A. Phase stability of a mechanically alloyed CoCrCuFeNi high entropy alloy // *Advanced Engineering Materials*. – 2017. – Vol. 19 (8). – P. 1700095. – DOI: 10.1002/ADEM.201700095.
17. Effects of Cu additions on microstructure and mechanical properties of as-cast CrFeCoNiCux high-



entropy alloy / Q. Hu, H.L. Wang, L.H. Qian, L.-c. Zeng, Q. Wang, X.-w. Liu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2023. – Vol. 33 (6). – P. 1803–1813. – DOI: 10.1016/S1003-6326(23)66223-5.

18. Mechanical and tribological characteristics of nickel-rich $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}_2$ high entropy-alloys / A.D. Fedotov, S.K. Mukanov, B.Yu. Romanenko, P.A. Loginov, M.Ya. Bychkova, S.I. Rupasov // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2024. – Т. 30, № 1. – С. 55–69. – DOI: 10.17073/0021-3438-2024-1-55-69.

19. Boron-doped high entropy CrFeCoNiCu alloy-based composites reinforced with oxides and borides with enhanced thermomechanical properties / U.U. Narzullov, A.T. Matveev, L.Y. Kaplanskaya, S. Mukanov, K. Kuptsov, T. Teplyakova, P. Loginov, I. Shchetinin, D. Shtansky // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1036. – P. 181778. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181778.

20. On the difference in carbon- and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy / E.G. Astafurova, K.A. Reunova, E.V. Melnikov, M.Yu. Panchenko, S.V. Astafurov, G.G. Maier, V.A. Moskvina // Materials Letters. – 2020. – Vol. 276. – P. 128183. – DOI: 10.1016/J.MATLET.2020.128183.

21. The way to improve strength and ductility of heavily carbon-alloyed high-entropy $\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{15}\text{C}_5$ alloy / S.V. Astafurov, E.V. Melnikov, K.A. Reunova, M.Yu. Panchenko, E.A. Zagibalova, K.V. Krukovskii, E.G. Astafurova // Materials Science and Engineering A. – 2022. – Vol. 851. – P. 143628. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2022.143628.

22. Temperature dependence of the deformation behavior of high-entropy alloys $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{19}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{C}_1$, and $\text{Co}_{17}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{C}_3$. Mechanical properties and temperature dependence of yield stress alloy / E.G. Astafurova, K.A. Reunova, S.V. Astafurov, D.O. Astapov // Physical Mesomechanics. – 2024. – Vol. 27. – P. 113–123. – DOI: 10.1134/S1029959924020012.

23. Temperature dependence of mechanical properties and plastic flow behavior of cast multicomponent alloys $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20-x}\text{C}_x$ ($x = 0, 1, 3, 5$) / E.G. Astafurova, E.V. Melnikov, K.A. Reunova, S.V. Astafurov, M.Yu. Panchenko, A. Mikhno, I. Tumbusova // Physical Mesomechanics. – 2021. – Vol. 24. – P. 674–683. – DOI: 10.1134/S1029959921060059.

24. Synergistic enhancement of strength and ductility of CoCrNi medium-entropy alloy via dual carbon-induced heterogeneous structures / Q.K. Wang, S.A. Li, L.X. He, Z.K. Wang, Y. Cai, N. Zhang, X.J. Zhao, L. Lu // Materials Science and Engineering A. – 2025. – Vol. 948. – P. 149317. – DOI: 10.1016/j.msea.2025.149317.

25. Amani-Ghadim H., Farjam R., Akbari A. Carbon doped $\text{Co}_{40}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{10}$ high entropy alloy: microstructure and mechanical properties // High Entropy Alloy Materials. – 2026. – Vol. 2026. – P. 1–19. – DOI: 10.1007/S44210-025-00073-3.

26. Microstructure and compressive deformation behavior of carbon-doped Fe0.5CrMnAlCu high-entropy alloy / K. Ma, L. Feng, J. Liu, Y. Zhao // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1046. – P. 184880. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.184880.

27. Overcoming the strength-ductility trade-off of additively manufactured metastable high-entropy alloy via carbon doping / Q. Tang, S. Peng, C. Lin, Y. Hou, L. Chen, Z. Li // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1036. – P. 181960. – DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181960.

28. Получение износостойких боридных керметов на основе высокоэнтروпийного сплава CoCrCuFeNi методом горячего прессования / А.Д. Федотов, С.К. Муканов, С.И. Рупасов, П.А. Логинов, Е.А. Левашов // Металлург. – 2026. – № 1. – С. 93–102. – DOI: 10.52351/00260827_2026_1_93.

29. The effect of interstitial carbon on the mechanical properties and dislocation substructure evolution in $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6$ high entropy alloys / Z. Wang, I. Baker, Z. Cai, S. Chen, J.D. Poplawsky, W. Guo // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 120. – P. 228–239. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.072.

30. Ultrahigh-strength and ductile CoCrFeNi-based high-entropy alloys manufactured by laser powder bed fusion with multiple strengthening mechanisms / Z. Wu, M. He, H. Cao, S. Wang, R. Chen, B. Cao, R. Shi, X. Liu, S. Yu, S. Wang, J. Bai, J. Wei // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 25. – P. 2948–2960. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.110.

31. Deformation behavior of nanocrystalline and ultrafine-grained CoCrCuFeNi high-entropy alloys / S. Nam, J.Y. Hwang, J. Jeon, J. Park, D. Bae, M.J. Kim, J.H. Kim, H. Choi // Journal of Materials Research. – 2019. – Vol. 34 (5). – P. 720–731. – DOI: 10.1557/JMR.2018.477.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of carbon alloying and heat treatment on the microstructure, mechanical properties, and tribological behaviour of a powder-metallurgy CoCrCuFeNi high-entropy alloy (HEA)

Pavel Loginov^{1, 2, a, *}, Alexander Fedotov^{1, b}, Samat Mukanov^{1, c}, Bogdan Romanenko^{1, d},
 Yulia Chkannikova^{1, e}, Nikita Koltsov^{1, f}, Marina Bychkova^{1, j}, Olga Manakova^{1, h}

¹ National University of Science and Technology MISIS, 4 Leninsky Prospekt, building 1, Moscow, 119049, Russian Federation

² Institute of Nanotechnology of Microelectronics of the Russian Academy of Sciences, 32A Leninsky Prospekt, Moscow, 119334, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>, pavel.loginov.misis@list.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0009-9208-1453>, sashok12221998@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-6719-6237>, smukanov@misis.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0003-7470-5185>, a.v.d.romanenko@gmail.com;
^e <https://orcid.org/0009-0006-5211-8993>, firestorm567@bk.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0007-5410-5915>, koltsov02@mail.ru;
^j <https://orcid.org/0000-0002-9233-4707>, bychkova@shs.misis.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0001-8882-4191>, manakova_ol@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 May 2026

Revised: 25 May 2026

Accepted: 17 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

High-entropy alloys

Powder metallurgy

Mechanical properties

Tribological properties

Strengthening mechanism

Funding

This study was funded by the Russian Science Foundation (Project No. 22-79-10144-P).

Acknowledgments

The authors express their sincere gratitude to M.I. Petzhik, Head of the Functional Surfaces Testing Laboratory at NUST MISIS, for assistance with the mechanical property characterization.

ABSTRACT

Introduction. Powder metallurgy high-entropy alloys (HEAs) of the CoCrCuFeNi system exhibit high strength but low ductility due to their ultrafine-grained structure and inhomogeneous distribution of the copper-rich phase. One approach to improve the balance of mechanical properties involves the microaddition of non-metallic elements, particularly carbon, which can enhance both strength and ductility. **The purpose of this study** is to determine the effect of carbon content (0.2–1.0 wt.%) and heat treatment on the phase composition, microstructure, mechanical properties, and tribological behavior of powder metallurgy CoCrCuFeNi HEAs fabricated by mechanical alloying and hot pressing. **Materials and methods.** The investigation employed X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), hardness testing, bending testing, tensile testing, and pin-on-plate tribological testing (with Si₃N₄ as the counterbody). **Results and discussion.** It is established that carbon is bound into Cr₂₃C₆ and Cr₂(C,N) phases without altering the ratio of the major phases. Hardness increase from 3.27 to 3.56 GPa, and bending strength increased from 1,440 to 1,620 MPa. For the alloy containing 1.0 wt.% C after annealing, a bending strength of 1,780 MPa, a tensile strength of 1,010 MPa, and an elongation of 2.3% were achieved, whereas the base alloy exhibited brittle fracture at 730 MPa. TEM analysis revealed that carbides are predominantly located at grain boundaries of the matrix (grain size 620–840 nm), facilitating a transition from intergranular cleavage to ductile dimple fracture. The friction coefficient (0.75–0.77) is weakly dependent on composition, while the lowest wear is attained after annealing of the carbon-alloyed composition. It is found that alloying with carbon (1.0 wt.%) followed by heat treatment enhances both the strength and ductility of powder metallurgy CoCrCuFeNi HEAs through carbide strengthening and optimization of grain boundary structure.

For citation: Loginov P.A., Fedotov A.D., Mukanov S.K., Romanenko B.Yu., Chkannikova Yu.G., Koltsov N.A., Bychkova M.Ya., Manakova O.S. Effect of carbon alloying and heat treatment on the microstructure, mechanical properties, and tribological behaviour of a powder-metallurgy CoCrCuFeNi high-entropy alloy (HEA). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 250–268. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-250-268. (In Russian).

References

1. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T.-T., Tsau C.-H., Chang S.-Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 2004, vol. 6 (5), pp. 299–303. DOI: 10.1002/ADEM.200300567.

* Corresponding author

Loginov Pavel Alexandrovich, D.Sc. (Engineering), Associate Professor
 National University of Science and Technology MISIS,
 4 Leninsky Prospekt, Bldg. 1,
 119049, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 916 695-68-07, e-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

2. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.257.
3. Jiao H., Zhong D., Peng B., Mei M., Xu N., Misra R.D.K., Tang Y., Zhao L.-Z. Enhanced strength-ductility synergy in Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀ high-entropy alloy with multi-scale nanotwins. *Materials Science and Engineering A*, 2026, vol. 949, p. 149447. DOI: 10.1016/J.MSEA.2025.149447.
4. Li J., Feng K., Zhou F., Qin Q., Yu T., Zhao H., Ge L. Enhanced strength-ductility synergy in a Cu-based high entropy alloy via severe cold-deformed and annealing treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 39, pp. 7717–7731. DOI: 10.1016/J.JMRT.2025.11.133.
5. Wang S., Chen Z., Chen R., Wu Z., Jia Y., Zhang W., Wang Y., Liu W., Zhao Y., Shi R., Cao B., Yu S., Wei J. Superior strength-ductility synergy in additively manufactured CoCrFeNi high-entropy alloys with multi-scale hierarchical microstructure. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 1006, p. 176268. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2024.176268.
6. Wang P., Chen C., Pu Z., Xu Z.-L., Chan K. Enhanced strength-ductility synergy in complex hetero-structured eutectic high entropy alloy via multi-mechanism deformation. *Journal of Materials Science and Technology*, 2026, vol. 265, pp. 235–255. DOI: 10.1016/J.JMST.2025.11.024.
7. Maharana S., Biswal S., Sabat M., Prasad D.K.V.D., Laha T. Deciphering the role of stacking fault energy on TWIP–TRIP interplay in Ni-rich high entropy alloy with tailored Ti content. *International Journal of Plasticity*, 2026, vol. 199, p. 104642. DOI: 10.1016/J.IJPLAS.2026.104642.
8. Loginov P.A., Fedotov A.D., Mukanov S.K., Manakova O.S., Zaitsev A.A., Akhmetov A.S., Rupasov S.I., Levashov E.A. Manufacturing of metal–diamond composites with high-strength CoCrCu_xFeNi high-entropy alloy used as a binder. *Materials*, 2023, vol. 16 (3), p. 1285. DOI: 10.3390/MA16031285.
9. Mukanov S., Loginov P., Fedotov A., Bychkova M., Antonyuk M., Levashov E. The effect of copper on the microstructure, wear and corrosion resistance of CoCrCuFeNi high-entropy alloys manufactured by powder metallurgy. *Materials*, 2023, vol. 16 (3), p. 1178. DOI: 10.3390/MA16031178.
10. Kuptsov K.A., Antonyuk M.N., Sheveyko A.N., Bondarev A.V., Ignatov S.G., Slukin P.V., Dwivedi P., Fraile A., Polcar T., Shtansky D.V. High-entropy Fe–Cr–Ni–Co–(Cu) coatings produced by vacuum electro-spark deposition for marine and coastal applications. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 453, p. 129136. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2022.129136.
11. Fatykhova M.N., Kuptsov K.A., Sheveyko A.N., Gizatullina A.R., Loginov P.A., Shtansky D.V. High-entropy Fe–Co–Cr–Ni–(Cu) coatings with enhanced corrosion and tribocorrosion resistance obtained by vacuum electrospark deposition. *Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya = Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2024, vol. 30, no. 3, pp. 87–96. DOI: 10.17073/0021-3438-2024-3-87-96. (In Russian).
12. Burla A., Khandelwal M., Vaidya M. Antibacterial properties of Cu containing complex concentrated alloys. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104915. DOI: 10.1016/J.MTCOMM.2022.104915.
13. Guo T., Li J., Wang J., Wang Y., Kou H., Niu S. Liquid-phase separation in undercooled CoCrCuFeNi high entropy alloy. *Intermetallics*, 2017, vol. 86, pp. 110–115. DOI: 10.1016/J.INTERMET.2017.03.021.
14. Yu P., Lin C.M., Kou S. Microstructure evolution of a CoCrFeNiCu high entropy alloy in directional solidification by arc welding and quenching. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1039, p. 183228. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.183228.
15. Li N., Jia C.L., Wang Z.W., Wu L.-H., Ni D.R., Li Z.-K., Fu H., Xue P., Xiao B.-L., Ma Z.Y., Shao Y., Chang Y.-L. Achieving a high-strength CoCrFeNiCu high-entropy alloy with an ultrafine-grained structure via friction stir processing. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2020, vol. 33 (7), pp. 947–956. DOI: 10.1007/S40195-020-01037-9.
16. Thangaraju S., Bouzy T.E., Hazotte A. Phase stability of a mechanically alloyed CoCrCuFeNi high entropy alloy. *Advanced Engineering Materials*, 2017, vol. 19 (8), p. 1700095. DOI: 10.1002/ADEM.201700095.
17. Hu Q., Wang H.L., Qian L.H., Zeng L.-c., Wang Q., Liu X.-w. Effects of Cu additions on microstructure and mechanical properties of as-cast CrFeCoNiCu_x high-entropy alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2023, vol. 33 (6), pp. 1803–1813. DOI: 10.1016/S1003-6326(23)66223-5.
18. Fedotov A.D., Mukanov S.K., Romanenko B.Yu., Loginov P.A., Bychkova M.Ya., Rupasov S.I. Mechanical and tribological characteristics of nickel-rich CoCrCu_xFeNi₂ high entropy-alloys. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya = Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2024, vol. 30, no. 1, pp. 55–69. DOI: 10.17073/0021-3438-2024-1-55-69.
19. Narzullov U.U., Matveev A.T., Kaplanskaya L.Y., Mukanov S., Kuptsov K., Teplyakova T., Loginov P., Shchetinin I., Shtansky D. Boron-doped high entropy CrFeCoNiCu alloy-based composites reinforced with oxides

and borides with enhanced thermomechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1036, p. 181778. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181778.

20. Astafurova E.G., Reunova K.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Yu., Astafurov S.V., Maier G.G., Moskvina V.A. On the difference in carbon- and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy. *Materials Letters*, 2020, vol. 276, p. 128183. DOI: 10.1016/J.MATLET.2020.128183.

21. Astafurov S.V., Melnikov E.V., Reunova K.A., Panchenko M.Yu., Zagibalova E.A., Krukovskii K.V., Astafurova E.G. The way to improve strength and ductility of heavily carbon-alloyed high-entropy Fe₂₀Mn₂₀Cr₂₀Ni₂₀Co₁₅C₅ alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2022, vol. 851, p. 143628. DOI: 10.1016/J.MSEA.2022.143628.

22. Astafurova E.G., Reunova K.A., Astafurov S.V., Astapov D.O. Temperature dependence of the deformation behavior of high-entropy alloys Co₂₀Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀, Co₁₉Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀C₁, and Co₁₇Cr₂₀Fe₂₀Mn₂₀Ni₂₀C₃. Mechanical properties and temperature dependence of yield stress. *Physical Mesomechanics*, 2024, vol. 27, pp. 113–123. DOI: 10.1134/S1029959924020012.

23. Astafurova E.G., Melnikov E.V., Reunova K.A., Astafurov S., Panchenko M., Mikhno A., Tumbusova I. Temperature dependence of mechanical properties and plastic flow behavior of cast multicomponent alloys Fe₂₀Cr₂₀Mn₂₀Ni₂₀Co_{20-x}C_x (x = 0, 1, 3, 5). *Physical Mesomechanics*, 2021, vol. 24, pp. 674–683. DOI: 10.1134/S1029959921060059.

24. Wang Q.K., Li S.A., He L.X., Wang Z.K., Cai Y., Zhang N., Zhao X.J., Lu L. Synergistic enhancement of strength and ductility of CoCrNi medium-entropy alloy via dual carbon-induced heterogeneous structures. *Materials Science and Engineering A*, 2025, vol. 948, p. 149317. DOI: 10.1016/j.msea.2025.149317.

25. Amani-Ghadim H., Farjam R., Akbari A. Carbon doped Co₄₀Cr₂₀Ni₂₀Fe₁₀Mn₁₀ high entropy alloy: microstructure and mechanical properties. *High Entropy Alloy Materials*, 2026, vol. 2026, pp. 1–19. DOI: 10.1007/S44210-025-00073-3.

26. Ma K., Feng L., Liu J., Zhao Y. Microstructure and compressive deformation behavior of carbon-doped Fe_{0.5}CrMnAlCu high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1046, p. 184880. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.184880.

27. Tang Q., Peng S., Lin C., Hou Y., Chen L., Li Z. Overcoming the strength-ductility trade-off of additively manufactured metastable high-entropy alloy via carbon doping. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1036, p. 181960. DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2025.181960.

28. Fedotov A.D., Mukanov S.K., Rupasov S.I., Loginov P.A., Levashov E.A. Poluchenie iznosostoikikh boridnykh kermetov na osnove vysokoentropiinogo splava CoCrCuFeNi metodom goryachego pressovaniya [Production of wear-resistant boride cermets based on the high-entropy CoCrCuFeNi alloy by hot pressing]. *Metallurg = Metallurgist*, 2026, no. 1, pp. 93–102. DOI: 10.52351/00260827_2026_1_93.

29. Wang Z., Baker I., Cai Z., Chen S., Poplawsky J.D., Guo W. The effect of interstitial carbon on the mechanical properties and dislocation substructure evolution in Fe_{40.4}Ni_{11.3}Mn_{34.8}Al_{7.5}Cr₆ high entropy alloys. *Acta Materialia*, 2016, vol. 120, pp. 228–239. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.072.

30. Wu Z., He M., Cao H., Wang S., Chen R., Cao B., Shi R., Liu X., Yu S., Wang S., Bai J., Wei J. Ultrahigh-strength and ductile CoCrFeNi-based high-entropy alloys manufactured by laser powder bed fusion with multiple strengthening mechanisms. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 25, pp. 2948–2960. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.110.

31. Nam S., Hwang J.Y., Jeon J., Park J., Bae D., Kim M.J., Kim J.H., Choi H. Deformation behavior of nanocrystalline and ultrafine-grained CoCrCuFeNi high-entropy alloys. *Journal of Materials Research*, 2019, vol. 34 (5), pp. 720–731. DOI: 10.1557/JMR.2018.477.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Повышение твердости и износостойкости стали 110Г13Л после дробеструйной обработки

Юлия Карлина^{1, а, *}, Владимир Конюхов^{2, 3, b}, Татьяна Опарина^{2, c}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

³ Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, jul.karlina@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>, konyukhov_vyu@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>, martusina2@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669 - 15:621.793.6

История статьи:

Поступила: 04 июня 2026

Рецензирование: 13 июня 2026

Принята к печати: 29 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Дробеструйная обработка

Твердость

Фазы

Сталь Hadfield

Износ

Абразив

Трение

Упрочнение

Дислокации

Двойники

АННОТАЦИЯ

Введение. Литая высокомарганцевая сталь обладает превосходным упрочнением и высокой ударной вязкостью, что делает её хорошо подходящей для применения в условиях ударного износа. На ранних стадиях эксплуатации стали может происходить значительный износ, прежде чем вблизи поверхности разовьётся достаточное упрочнение. Для уменьшения этого начального износа в данном исследовании изучаются микроструктурные характеристики упрочнённого слоя, образованного в результате дробеструйной обработки, и её влияние на износ. **Цель работы** – исследовать влияние предварительной деформации стали после дробеструйной обработки на твердость и абразивный износ. **Методы исследования.** Образцы из стали 110Г13Л подвергались дробеструйной обработке на машине с площадью обработки 100 % поверхности образца. Использовался литой стальной шар номинальным диаметром 2 мм, а направление воздействия на поверхность образца ограничивалось 85°. Давление воздуха составляло 0,35...0,50 МПа, продолжительность обработки 5...120 мин. Микротвердость по Виккерсу измеряли микротвердомером при приложенной нагрузке 0,49 Н в течение 10 с. Морфологию изношенной поверхности исследовали с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Профиль износа поверхности измерялся оптическим профилометром. Структуру поверхности образца исследовали методом рентгеновской дифракции (XRD) с Cu-Kα на дифрактометре Shimadzu XRD-7000. **Результаты и обсуждение.** Сильную неоднородную пластическую деформацию можно наблюдать на глубине около 60 мкм от верхней поверхности. Показано, что поверхностные слои образцов после дробеструйной обработки состоят из аустенита без каких-либо мартенситных превращений. Для подтверждения того, происходит ли превращение аустенита в мартенсит, индуцированный напряжением, в деформационных двойниковых слоях, образованных в результате воздействия стальной дробы, микроструктура поперечного сечения под поверхность была проанализирована методом EBSD. Твердость поверхности для исходного образца из стали 110Г13Л повышается 1,2...2,5 раза после различной длительности обработки. Отмечено, что абразивная стойкость при испытаниях на износ возрастает после дробеструйной обработки. Характер износа по типу резания является доминирующим для исходного необработанного образца. Однако для образца после дробеструйной обработки морфология со следами резания полностью исчезла. Испытания на абразивный износ показывают, что большая максимальная твердость в упрочнённом слое соответствует меньшей потере при износе. Эти результаты демонстрируют, что дробеструйная обработка эффективно повышает износостойкость высокомарганцевой литой стали, способствуя образованию упрочнённого поверхностного слоя.

Для цитирования: Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Повышение твердости и износостойкости стали 110Г13Л после дробеструйной обработки // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 269–285. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-269-285.

Введение

Аустенитные литые стали с содержанием Mn 11...14 масс. % (сталь Hadfield, в России аналог сталь 110Г13Л) широко используются в агрес-

сивных эрозионных средах, таких как абразивный износ и ударная нагрузка, благодаря своим немагнитным свойствам, превосходной ударной вязкости и износостойкости [1–5]. Содержание Mn и C варьируется в зависимости от области применения, когда в состав добавляются соответствующие количества легирующих элементов, таких как Cr, Mo и V. Главной характеристикой сталей Hadfield является их замечательная способность к упрочнению при деформации

*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
Национальный исследовательский Московский
государственный строительный университет,
Ярославское шоссе, 26,
129337, г. Москва, Россия
Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

с сохранением ударной вязкости; именно поэтому стали Hadfield идеально подходят для применений, требующих износостойкости и способности к упрочнению при деформации. Например, в горнодобывающей промышленности они используются в качестве футеровок конусных дробилок, подвергающихся чистому вдавливанию (упрочнение при деформации) и абразивному износу (износ).

В связи с возросшей потребностью в увеличении срока службы отливок продолжается разработка материалов, связанных с высокомарганцевыми литыми сталями [5–10]. Как правило, отливки, такие как железнодорожные переезды, футеровки, рабочие колеса, лопатки и молотковые щековые дробилки, изготавливаются методом вакуумного формования (V-процесс) и методом самозатвердевания в песчаных формах. Эти отливки необходимо подвергнуть термической обработке (закалке в воде) перед использованием, поскольку эвтектические карбиды на границах зерен аустенита, образующиеся при охлаждении после литья, снижают ударную вязкость [10–14]. Далее готовые литые детали поступают в эксплуатацию. Однако на ранних стадиях эксплуатации может происходить значительный износ, прежде чем вблизи поверхности разовьётся достаточное упрочнение. Необходимо отметить, что в области аустенитных марганцовистых сталей опубликовано множество высококачественных научных статей и монографий, посвященных в том числе их механическим и микроструктурным свойствам [3–14]. Количество статей, опубликованных в области разработки за последние два десятилетия, выросло почти в 3 раза [15]. Можно заметить, что число опубликованных статей значительно увеличилось за последние два года, что свидетельствует об активной работе многих исследователей над разработкой сталей этого класса и способов обработки.

Хорошо известно, что высокомарганцевая литая сталь подвергается упрочнению поверхности при ударной обработке во время эксплуатации, что приводит к образованию поверхностно-упрочненного слоя. Износостойкость зависит от толщины и максимальной твердости поверхностно-упрочненного слоя. Однако в большинстве отливок из высокомарганцевой стали износ и разрушение легко случаются на ранних стади-

ях эксплуатации, когда упрочнение в процессе эксплуатации не происходит в полной мере. Для повышения износостойкости и сопротивления деформации были предприняты значительные усилия по упрочнению поверхности отливок из высокомарганцевой стали перед использованием. Типичными процессами поверхностного упрочнения являются высокоскоростная ударная обработка, взрывная закалка, многократная ударная закалка и дробеструйная обработка с применением воздуха [15–22]. Каждый процесс поверхностного упрочнения имеет свои преимущества и недостатки [23–27]. Поверхностно-упрочненные слои, образующиеся при высокоскоростной ударной обработке, взрывной закалке и многократной ударной обработке, имеют относительно большую толщину. Однако эти процессы требуют дорогостоящего оборудования и неприменимы к отливкам со сложной геометрией.

Дробеструйная обработка – это процесс упрочнения поверхности, который в основном улучшает поверхностные свойства материалов путем высокоскоростного распыления мелких частиц. Его суть заключается в использовании энергии удара частиц дробеструйной обработки для приложения ударной силы к поверхности материала, что вызывает пластическую деформацию поверхностного слоя, образование сжимающего напряжения [8–12], повышение механической прочности, износостойкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости [18–20, 28–29]. Кроме того, энергия удара может способствовать измельчению зерен, улучшению микроструктуры [28, 29] и, таким образом, повышению их общих характеристик. Хотя многочисленные макроскопические исследования единогласно подтверждают, что энергия удара при дробеструйной обработке оказывает значительное упрочняющее воздействие на улучшение свойств материала, но конкретный механизм взаимодействия между распыленными частицами и поверхностью обрабатываемого материала во время дробеструйной обработки до сих пор плохо изучен на микроскопическом уровне. Аналогичным образом в академическом понимании основных принципов измельчения зерна и микроструктурных изменений, вызванных ударной энергией, до сих пор остается много неясностей.

Были проведены обширные экспериментальные и имитационные исследования для оценки различных методов упрочнения поверхности и выявления их механизмов с точки зрения механических и усталостных свойств материалов. Авторы [19] провели исследование влияния дробеструйной обработки на характеристики поверхности конструкционной стали. После дробеструйной обработки были измерены шероховатость поверхности, остаточные напряжения, твердость и износостойкость, а также изучено влияние температуры обработки на свойства поверхности. Результаты показали, что поверхность заготовки значительно улучшилась по износостойкости после дробеструйной обработки. Однако авторы этой работы получили небольшой слой упрочнения не более 0,1 мм. Было опубликовано несколько исследований не только на экспериментальном уровне, но и по практическому применению дробеструйного поверхностного упрочнения к высокомарганцевой литой стали [5, 6, 19, 24, 25]. Для улучшения характеристик поверхности были предприняты значительные усилия по модификации методов дробеструйной обработки, таких как ударная обработка под напряжением, твердая дробеструйная обработка и тепловая дробеструйная обработка [27, 28]. Однако существует очень мало сообщений о том, как изменяется микроструктура под поверхностью, обработанной дробеструйной обработкой, до начала и после эксплуатации деталей машин и механизмов.

В настоящем исследовании изучается влияние дробеструйной обработки на твердость и износ аустенитных высокомарганцевых сталей. Как уже упоминалось выше, большие остаточ-

ные сжимающие напряжения в поверхностном слое после дробеструйной обработки очень эффективны для повышения усталостной прочности компонента. Поэтому дробеструйная обработка широко используется для предотвращения возникновения и распространения трещин. Однако надо понимать, что источником усталостного разрушения является чрезмерная деформация [28, 29]. В этом направлении практически нет работ в открытой печати.

Цель работы – провести оценку времени воздействия дробеструйной обработки стали 110Г13Л на твердость и износ, при этом решались следующие **задачи**:

– определение технологических параметров дробеструйной обработки на показатели твердости;

– проведение комплекса исследований поверхностного слоя после дробеструйной обработки с использованием оптической и электронной микроскопии, рентгенофазового анализа;

– проведение испытаний на абразивный износ с инструментальной оценкой топографии поверхности образцов после дробеструйной обработки.

Методы и материалы исследований

В качестве исходного материала были выбраны пластины из стали 110Г13Л размером 100×100 мм и толщиной 10 мм. Химический состав приведен в табл. 1.

Образцы из стали 110Г13Л подвергались дробеструйной обработке на машине типа S100 (производства Китай) с площадью обстрела 100 % поверхности образца. Использовался

Таблица 1

Table 1

Химический состав отливки из стали 110Г13Л по ГОСТ 977–88
Chemical composition of 1.1% C-13% Mn steel castings according to GOST 977–88

Элемент / Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
Содержание по ГОСТ, масс. % / GOST specification, wt. %	0,90...1,50 / 0.90...1.50	0,30...1,00 / 0.30...1.00	11,50...15,00 / 11.50...15.00	≤ 1,00 / ≤ 1.00	≤ 1,00 / ≤ 1.00	≤ 0,30 / ≤ 0.30	≤ 0,05 / ≤ 0.05	≤ 0,120 / ≤ 0.120
Фактическое содержание, масс. % / Actual content, wt. %	1,12 / 1.12	0,98 / 0.98	12,34 / 12.34	0,60 / 0.60	0,10 / 0.10	0,20 / 0.20	0,05 / 0.05	0,034 / 0.034

литой стальной шар номинальным диаметром 2 мм, направление воздействия на поверхность образца ограничивалось 85°. Давление воздуха составляло 0,35...0,5 МПа, продолжительность обработки – от 5 до 120 мин соответственно. Микротвердость по Виккерсу измеряли микротвердомером MX-5 при приложенной нагрузке 0,49 Н в течение 10 с. Морфологию изношенной поверхности исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) C-2700. Профиль износа в поперечном сечении также измерялся оптическим профилометром Bruker Contour GT-K1 с поворотной головкой, полностью автоматизированной и программируемой для измерения свойств поверхности; прибор использовался для оценки глубины рисок после абразивного износа и построения объёмных карт поверхности. Наблюдение за морфологией поверхностного слоя, обработанного дробеструйной обработкой, проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) C-2700. Наблюдения поперечного сечения обработанного образца предварительно осуществляли на оптическом микроскопе. Структуру поверхности образца исследовали методом рентгеновской дифракции (XRD) с Cu-K α в рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000.

Особенности микроструктуры поверхностного слоя также были охарактеризованы с помощью метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Поверхности образцов для EBSD-сканирования шлифовались на прецизионном шлифовальном станке Mitsui (модель 300HMD) с использованием обильного охлаждения для уменьшения термического воздействия. Образцы для EBSD-сканирования помещались на магнитную пластину вращающегося плоскошлифовального станка. Скорость вращения шлифовального круга устанавливалась на 1200...1500 об/мин. Данные EBSD были получены с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss Supra 55VP, оснащенного камерой Oxford Symmetry EBSD и детектором EDS Oxford X-Max. Для сбора данных использовалось программное обеспечение Oxford AZtec версии 4.2 SP1. Сбор данных проводился при энергии пучка 20 кэВ, токе 5 нА. После автоматической регистрации дифракционных картин и создания EBSD-карт в течение 8 часов было оценено качество полученных наборов данных.

Средний показатель индексированных точек на образцах составил 84...89 % [20, 21]. Износостойкость анализировали в соответствии с ГОСТ 23.208–79 «Условия испытания на износостойкость путем трения образца о рыхлый абразив». Образец прижимали с усилием $54,1 \pm 0,25$ Н к резиновому валику, вращающемуся со скоростью 50 ± 2 об/мин и перемещающему абразивные частицы по поверхности образца. В качестве эталонной стали использовали сталь 110Г13Л в состоянии поставки, а в качестве абразива – электрокорунд марки 12А по ГОСТ 28818–90. Показатель абразивного износа рассчитывали по формуле $M = m_1 - m_2$ (где m_1 – начальная масса образца; m_2 – конечная масса образца после испытаний); образцы взвешивали на электронных весах Acculab с точностью $\pm 0,0001$ г. Испытание проводили не менее трех раз.

Относительную износостойкость ($K_{\text{и}}$) исследуемого материала вычисляют по формуле согласно ГОСТ 23.208–79:

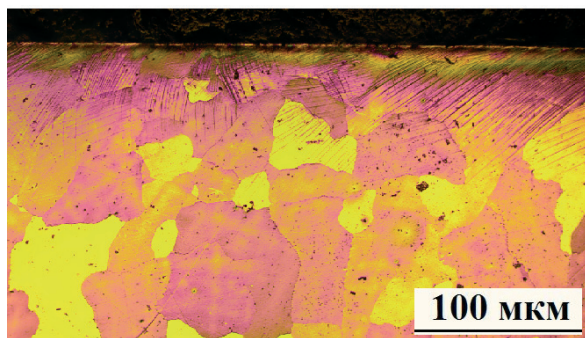
$$K_{\text{и}} = \frac{\overline{g_{\text{э}} \rho_{\text{и}} N_{\text{и}}}}{g_{\text{и}} \rho_{\text{э}} N_{\text{э}}},$$

где $g_{\text{э}}$, $g_{\text{и}}$ – значения потерь массы при испытаниях эталонных образцов и образцов исследуемого материала, г; $\rho_{\text{э}}$, $\rho_{\text{и}}$ – плотности эталонного и исследуемого материалов, г/см³; $N_{\text{э}}$, $N_{\text{и}}$ – количество оборотов ролика при испытаниях эталонного и исследуемого материалов.

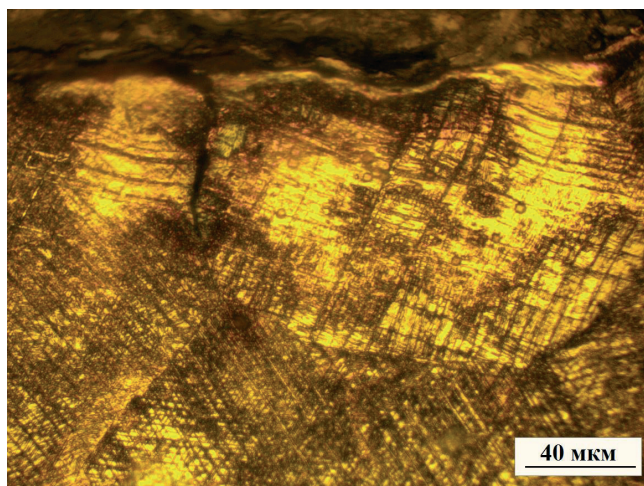
Результаты и их обсуждение

В исследуемом сплаве 110Г13Л наблюдалась одна аустенитная фаза с размером зерен около 100...200 мкм. На рис. 1 показана оптическая микроскопическая микроструктура стали Hadfield в поперечном сечении после 20-минутной дробеструйной обработки. Сильную пластическую деформацию можно легко наблюдать на глубине около 60 мкм от верхней поверхности. Очевидно, что пластическая деформация неоднородна.

На рис. 2 представлена рентгенограмма обработанной поверхности. Наблюдалось пять отчетливых дифракционных пиков при значениях 2θ , равных 43,7°, 50,8°, 74,9°, 90,2° и 96,3°, которые отнесены к различным кристаллическим плоскостям аустенита. За исключением систематического сдвига, положения этих пиков остава-



а



б

Рис. 1. Микроструктура стали 110Г13Л после 20-минутной дробеструйной обработки (оптическая микроскопия):

а – общий снимок поверхностного слоя; б – упрочненный слой со следами деформации двойникованием

Fig. 1. Microstructure of 1.1% C-13% Mn steel after 20-minute shot peening (optical microscopy):

а – general view of the surface layer; б – hardened layer with traces of deformation twinning

лись в значительной степени неизменными для разных образцов.

Анализ результатов рентгеновских исследований показал, что с увеличением времени дробеструйной обработки все дифракционные пики обработанных дробеструйным методом образцов значительно смещаются в сторону больших углов. Это смещение указывает на непрерывное увеличение пластической деформации и связанное с этим развитие остаточного сжимающего напряжения [24–29]. При этом в дифракционных картинах обработанных дробеструйным методом образцов не наблюдалось новых дифракционных пиков, что свидетельствует об отсутствии образования мартенсита, карбидов или других новых фаз в процессе обработки.

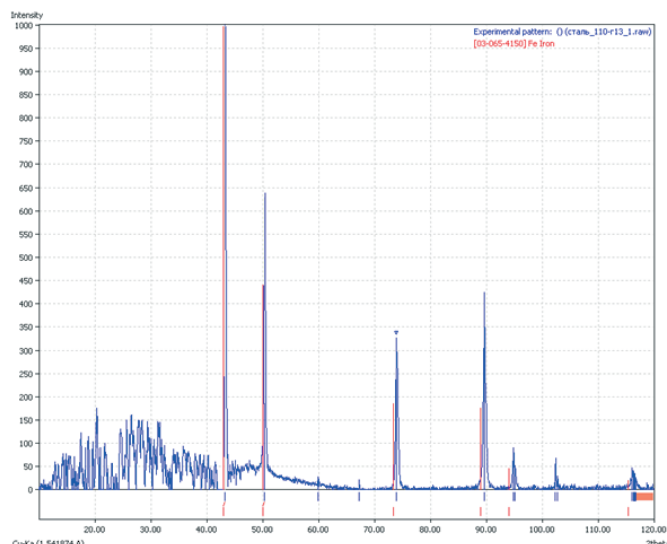


Рис. 2. Рентгенограмма поверхности стали 110Г13Л

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of the surface of 1.1% C-13% Mn steel

На рис. 3 показана поверхность образца под электронным микроскопом и цветная карта обратных полюсных фигур (IPF) необработанного материала.

Вариации цвета внутри зерен качественно отражают разницу во внутренней разориентации. Стали Hadfield имеют аустенитную (градецентрированную кубическую) структуру и низкую энергию дефектов упаковки (SFE) [1, 2, 7, 8, 24–29]. Низкая энергия дефекта упаковки способствует образованию деформационных двойников, в то время как высокая концентрация междоузлий углерода резко увеличивает напряжение трения, влияющее на напряжения зарождения двойников. В процессе деформации происходит непрерывное зарождение и рост двойников [3, 15], что приводит к непрерывному упрочняющему эффекту динамического эффекта Холла – Петча и высокой скорости деформационного упрочнения сплава, демонстрируя, таким образом, превосходную прочность и пластичность. Металлические шары при дробеструйной обработке обеспечивают повторяющиеся удары по поверхности на высокой скорости и генерируют дислокации высокой плотности и двойники деформации. С одной стороны, образовавшаяся дислокация может перестроиться под напряжением с образованием дислокационной сети, что приведет к образованию нанокристаллитов, разделенных размытыми границами зерен [24, 25].

С другой стороны, двойники деформации эффективно разделяют исходные зерна за счет введения различных границ, что приводит к образованию более мелких микроструктур.

В некоторых исследованиях на основе данных просвечивающей микроскопии отмечается, что в поверхностном слое стали Hadfield формируется нанокристаллическая структура со случайной ориентацией [24–26]. Образование нанокристаллитов, по мнению авторов [24], можно объяснить различными эффектами: очень большой деформацией, чрезвычайно большой скоростью деформации и повторяющейся нагрузкой при дробеструйной обработке. Значительно увеличенная деформация и скорость деформации

активируют высокую плотность дислокаций и мультисистемных деформационных двойников, чтобы компенсировать напряжение [22–25].

На рис. 3 (б, в) представлены карты обратных полюсных фигур (ИПФ) EBSD исследуемых образцов. Образец без дробеструйной обработки не демонстрирует значительных полос деформации (рис. 3, а). После 5...15 минут дробеструйной обработки (рис. 1, б) внутри зерен образовались полосы деформации. При увеличении времени обработки эти полосы становились все более плотными, что свидетельствует о накоплении пластической деформации от ударов, которая постепенно разделяла исходные зерна. Когда продолжительность дробеструйной обработки

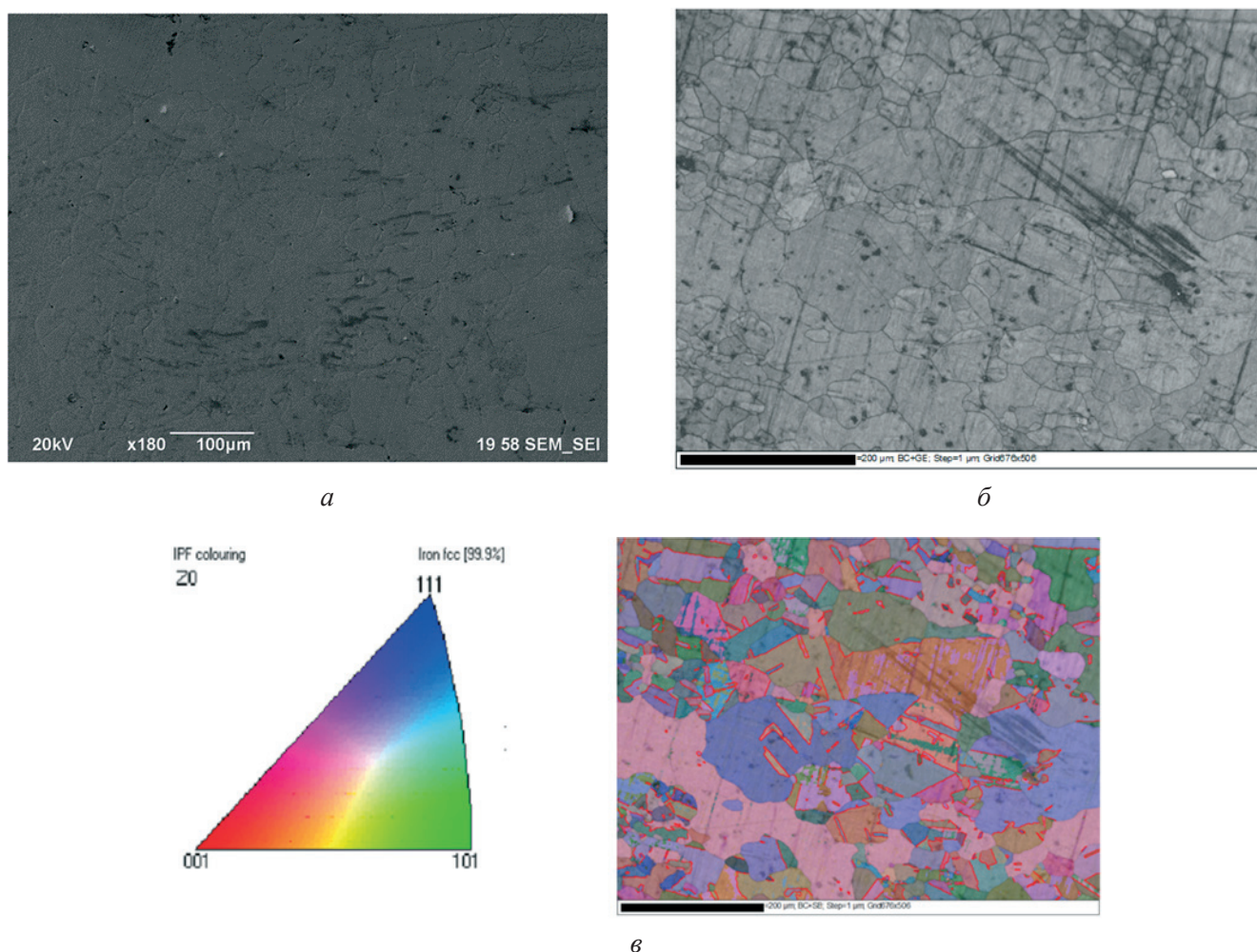


Рис. 3. Результаты исследований структур поверхностного слоя стали 110Г13Л после дробеструйной обработки:

а – электронный снимок структуры зерен аустенита в поверхностном слое; б, в – карты обратных полюсных фигур EBSD

Fig. 3. Results of microstructural characterization of the surface layer of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening:

а – SEM image of the austenite gRain structure in the surface layer; б, в – EBSD inverse pole figure maps

была увеличена до 40 минут, плотность полос деформации достигла максимума, что впоследствии привело к фрагментации зерен. Случайная кристаллографическая ориентация этих вновь образованных зерен отражается в более дисперсном и хаотичном распределении цвета на карте рис. 3, в. После 60 минут дробеструйной обработки распределение цвета не показало существенных дальнейших изменений, что свидетельствует о стабилизации процесса фрагментации зерен и насыщении плотности полос деформации.

Измеренный средний размер зерен в зависимости от продолжительности дробеструйной обработки согласуется с данными микроструктурных наблюдений. Размер зерен в целом уменьшался с 100 мкм (0 мин) до 62 мкм (40 мин) и, наконец, до 57 мкм (60 мин). Общие данные подтверждают, что дробеструйная обработка эффективно измельчает зерна γ -Fe. Проведенный нами анализ карт низкоугловых границ зерен (LAGB) образцов, подвергнутых дробеструйной обработке различной продолжительности, с границами углов разориентации менее 15° показал, что значительная доля LAGB наблюдается во всех условиях. Количественные данные, представленные в табл. 2, показывают значительное увеличение доли LAGB после дробеструйной обработки. В частности, эта доля выросла с 27,4 % в необработанном образце до более чем 70 % во всех образцах, подвергнутых дробеструйной обработке, что подтверждает высокую плотность LAGB в результате процесса. Примечательно, что значение 69,2 % было достигнуто всего за 5 минут обработки. Эти результаты показывают, что дробеструйная обработка генерирует большое количество дислокаций. Во время пластической деформации эти дислока-

ции запутываются, и их движение затрудняется такими препятствиями, как границы зерен и границы двойников, что приводит к образованию дислокационных скоплений. Последующее накопление и реорганизация этих дислокаций приводят к образованию наблюдаемых низкоугловых границ зерен.

На рис. 4 показано изменение твердости по глубине (рис. 4, а) и для образцов при различной продолжительности дробеструйной обработки (рис. 4, б). Дробеструйная обработка значительно увеличила твердость поверхности, которая возросла с 300 HV до 743 HV по мере увеличения времени обработки с 5 до 30 мин. Дальнейшее увеличение времени обработки до 60 мин. показало незначительный рост твердости до 774...785 HV. Это максимальное значение твердости приближается к наивысшей твердости, достижимой в высокомарганцевой стали путем поверхностного ударного упрочнения, как сообщается в литературе [10, 16, 17, 24].

Для всех образцов, подвергнутых дробеструйной обработке, твердость постепенно уменьшалась с увеличением расстояния от поверхности, в конечном итоге она приближаясь к уровню образца без обработки. Небольшой выброс твердости на глубине 0,7...0,8 мм (рис. 4, а) не влияет на общий тренд снижения твердости с поверхности по глубине упрочненного слоя и связан больше всего с особенностями металлургического процесса.

Толщина упрочненного слоя, определяемая как глубина, на которой твердость составила не менее 450...500 HV, находилась в последовательности 20, 170, 310, 480 и 600 мкм для образцов, обработанных в течение 5, 10, 15, 40 и 60 минут соответственно. Примечательно, что градиент твердости становился все менее выра-

Таблица 2

Table 2

Изменение доли низкоугловых границ зерен в исследуемых сталях при различном времени дробеструйной обработки

Change in the proportion of low-angle grain boundaries in the studied steels with different shot peening times

Время дробеструйной обработки (мин) / Shot peening time (min)	0	5	10	15	40	60
Доля малоугловых границ зерен LAGB (%) / Low-angle grain boundary fraction LAGB (%)	27,4	69,2	74,5	79,9	79,3	74,3

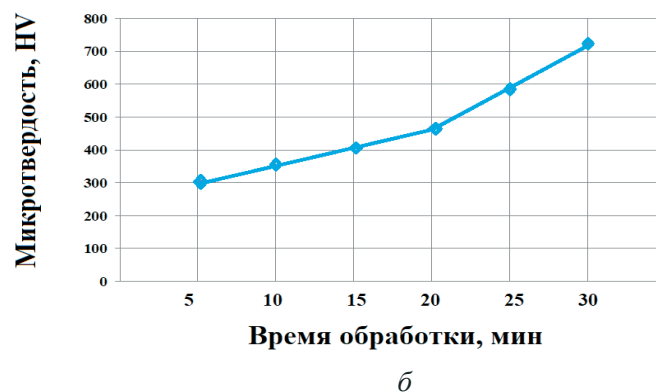
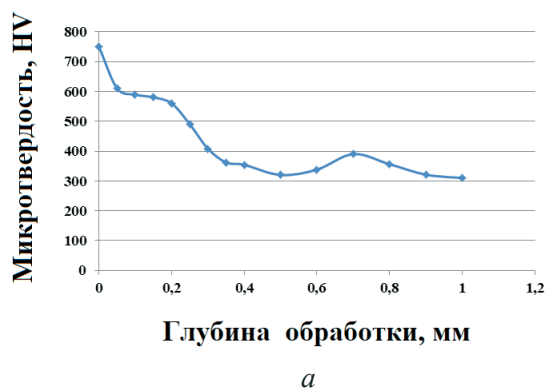


Рис. 4. Значения твердости поверхностного слоя стали 110Г13Л после дробеструйной обработки:
 а – изменение твердости по глубине от поверхности образца после 15-минутной дробеструйной обработки;
 б – изменение твердости поверхностного слоя в зависимости от продолжительности дробеструйной обработки

Fig. 4. Microhardness values of the surface layer of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening:
 а – depth-dependent hardness distribution from the surface after 15-minute shot peening; б – variation of surface layer hardness with shot peening duration

женным с увеличением времени дробеструйной обработки. В целом результаты подтверждают, что дробеструйная обработка успешно создала упрочненный слой на поверхности высокомарганцевой стали, причем глубина слоя увеличивается со временем обработки, но время обработки конечно, и при 60 минутах прироста по глубине не зафиксировано. Формирование этого упрочненного слоя имеет решающее значение для повышения износостойкости материала. Полученные нами результаты превосходят по показателю твердости и глубине упрочнения результаты работы [19], где после дробеструйной обработки твердость на глубине 0,03 мм достигла максимума в 600 HV при использовании твердой стальной дроби и 580 HV при использовании низкоуглеродистой стальной дроби. Однако твердость уменьшилась на глубине от 0,1 мм от поверхности до 220 HV, что аналогично образцу без обработки.

Результаты испытаний на абразивный износ показаны на рис. 5. Потеря массы исследуемой стали в литом состоянии и после дробеструйной обработки в зависимости от времени испытаний также представлена на рис. 5. Из рисунка видно, что потеря массы растет с увеличением времени испытания для всех состояний. Разница между образцами заключается в скорости потери массы. Образец без обработки показал более высокую потерю массы для всех состояний. Образцы, прошедшие дробеструйную обработку в диапазоне 15 минут и более, имеют низкие значения потери массы. Относительная износостойкость

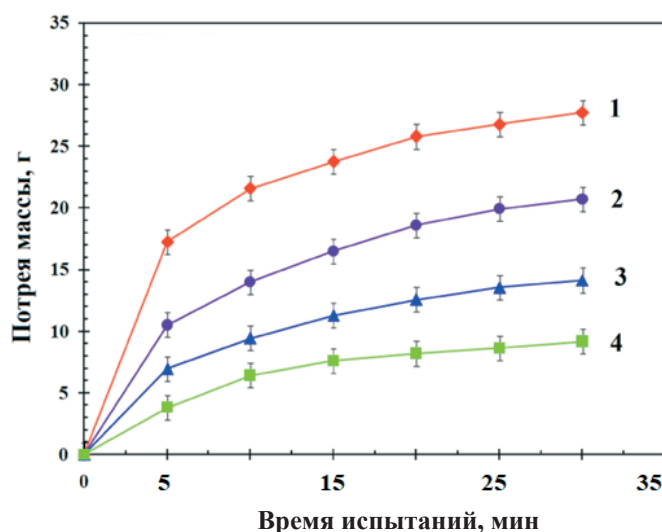


Рис. 5. Результаты испытаний на абразивный износ в зависимости от времени испытаний:
 1 – необработанный образец; 2 – дробеструйная обработка 15 мин; 3 – дробеструйная обработка 30 мин; 4 – дробеструйная обработка 60 мин)

Fig. 5. Results of abrasive wear tests as a function of test duration:
 1 – untreated sample; 2 – shot-peened for 15 min; 3 – shot-peened for 30 min; 4 – shot-peened for 60 min

стали 11Г13Л после дробеструйной обработки представлена в табл. 3.

На рис. 6 приведены изображения следов износа, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ), после испытаний на трение. Изношенная поверхность образца без обработки (рис. 6, а) покрыта глубокими бороздами, светлыми нерегулярными частицами

Относительная износостойкость стали 110Г13Л после дробеструйной обработки

Relative wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening

№ / No.	Образец / обработка / Specimen / treatment	m_0-m_1	m_1-m_2	m_2-m_3	m_3-m_4	m_4-m_5	Общ. изн., г / Overall wear (g)	Относ. изн. по сравн. с 110Г13Л / Relative wear resistance compared to 1.1% C-13% Mn steel
1	110Г13Л без обработки / 1.1% C-13% Mn steel, un- treated	1,0714 / 1.0714	0,3525 / 0.3525	0,2588 / 0.2588	0,2202 / 0.2202	0,1465 / 0.1465	2,0494 / 2.0494	1,0000 / 1.0000
2	110Г13Л, обработка 5 мин / 1.1% C-13% Mn steel, treated for 5 min	0,4945 / 0.4945	0,2179 / 0.2179	0,1567 / 0.1567	0,1546 / 0.1546	0,1456 / 0.1456	1,1693 / 1.1693	1,7527 / 1.7527
3	110Г13Л, обработка 10 мин / 1.1% C-13% Mn steel, treated for 10 min	0,4829 / 0.4829	0,2050 / 0.2050	0,1602 / 0.1602	0,1435 / 0.1435	0,1216 / 0.1216	1,1132 / 1.1132	1,8410 / 1.8410
4	110Г13Л, обработка 15 мин / 1.1% C-13% Mn steel, treated for 15 min	0,7196 / 0.7196	0,1452 / 0.1452	0,0827 / 0.0827	0,0612 / 0.0612	0,0520 / 0.0520	1,0607 / 1.0607	1,9321 / 1.9321
5	110Г13Л, обработка 30 мин / 1.1% C-13% Mn steel, treated for 30 min	0,5284 / 0.5284	0,2143 / 0.2143	0,0961 / 0.0961	0,1086 / 0.1086	0,0646 / 0.0646	1,0120 / 1.0120	2,0251 / 2.0251
6	110Г13Л, обработка 40 мин / 1.1% C-13% Mn steel, treated for 40 min	0,5884 / 0.5884	0,2043 / 0.2043	0,0734 / 0.0734	0,1016 / 0.1016	0,0921 / 0.0921	0,9112 / 0.9112	2,2494 / 2.2494
7	110Г13Л, обработка 60 мин / 1.1% C-13% Mn steel, treated for 60 min	0,3929 / 0.3929	0,1218 / 0.1218	0,1233 / 0.1233	0,1029 / 0.1029	0,1002 / 0.1002	0,8411 / 0.8411	2,4368 / 2.4368

или пятнами. Эти образования, вероятно, являются продуктами износа, такими как частицы отслоения и переноса материала или оксиды, образовавшиеся в результате нагрева при трении. Подобная морфология предполагает, что во время скольжения происходила локальная адгезия и последующее разделение. Очевидно также наличие значительного абразивного износа. Таким образом, основным механизмом износа

для образца без обработки считается адгезионный износ, сопровождающийся значительным абразивным и усталостным износом. В отличие от этого образцы с дробеструйной обработкой демонстрируют правильные прямоугольные (или почти прямоугольные) следы износа. Их изношенные поверхности были относительно гладкими, с мелкими царапинами и небольшим количеством частиц износа, это указывает на то,

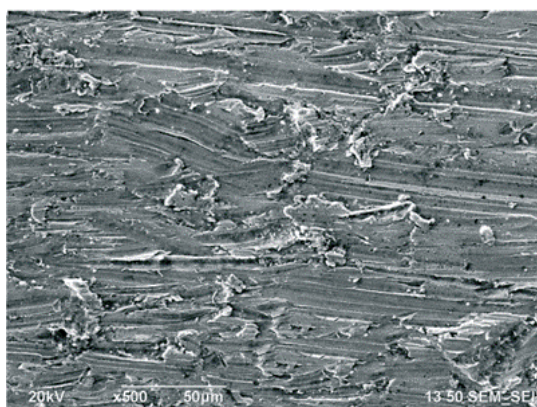
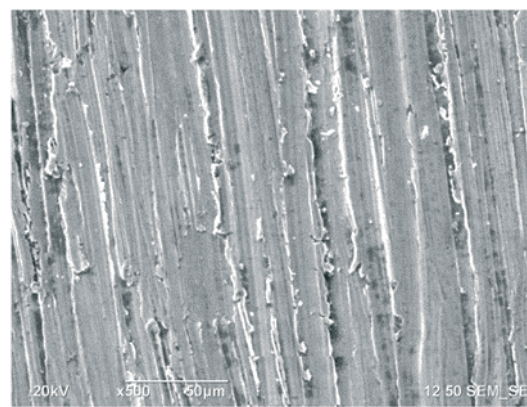

a

б

Рис. 6. Топография поверхности износа образцов под электронным микроскопом:

a – без обработки; *б* – дробеструйная обработка 30 мин

Fig. 6. SEM topography of the worn surfaces:

a – untreated; *б* – after 30-min shot peening treatment

что абразивный износ является доминирующим механизмом с минимальной адгезией.

Этот переход от адгезионного к абразивному износу как доминирующему механизму демонстрирует, как дробеструйная обработка изменяет характер износа высокомарганцевой стали. Повышенная твердость поверхности, достигаемая в результате дробеструйной обработки, затрудняет пластическую деформацию неровностей поверхности, что приводит к выраженному «вспахивающему эффекту» во время абразивного износа.

На рис. 7 представлена трехмерная общая морфология следов износа, наблюдаемая на всех испытанных образцах. Четко видно, что ширина следа износа на необработанном образце значительно больше, чем на образцах, подвергнутых дробеструйной обработке. Профиль поверхности характеризуется сильным перепадом по вершинам и впадинам. Это объясняется тем, что после дробеструйной обработки твердость поверхности образцов быстро возрастает, что затрудняет пластическую деформацию поверхности материала. Однако количественные параметры, такие как глубина износа, не могут быть получены непосредственно из этих исходных морфологических изображений. Для количественного сравнения данные трехмерной морфологии были выровнены с использованием неповрежденной области каждого образца в качестве опорной плоскости.

Сравнительный анализ обработанных следов износа представлен на рис. 7, *б* и рис. 8, *б*.

На рис. 7, *a* показаны профили износа испытанных образцов. Видно, что необработанный образец демонстрирует наибольшую глубину износа, ширина его следа износа значительно больше, чем у образцов, подвергнутых дробеструйной обработке. Этот результат согласуется с результатами на рис. 8, *a*. Для образцов, подвергнутых дробеструйной обработке, максимальная глубина износа постепенно уменьшалась с увеличением времени дробеструйной обработки, достигала минимального значения при времени дробеструйной обработки 40 мин, а затем, наоборот, увеличивалась. Максимальная глубина следа износа и потеря объема (т. е. потеря массы) демонстрируют практически идентичную тенденцию, за исключением максимальной глубины следа износа необработанного образца.

Хотя необработанный образец имеет максимальные глубины, он также имеет наибольшую потерю объема, что обусловлено большей шириной следа износа. Однако после дробеструйной обработки твердость поверхности материала значительно увеличивается, а потеря объема постепенно уменьшается с увеличением времени дробеструйной обработки. При времени дробеструйной обработки 40 мин потеря объема достигла минимума, а затем, наоборот, увеличилась. Таким образом, в наших испытаниях образец демонстрирует оптимальную износостойкость при времени дробеструйной обработки 40 мин. Выявленный эффект роста требует дополнительного изучения, что мы и сделаем в следующих работах.

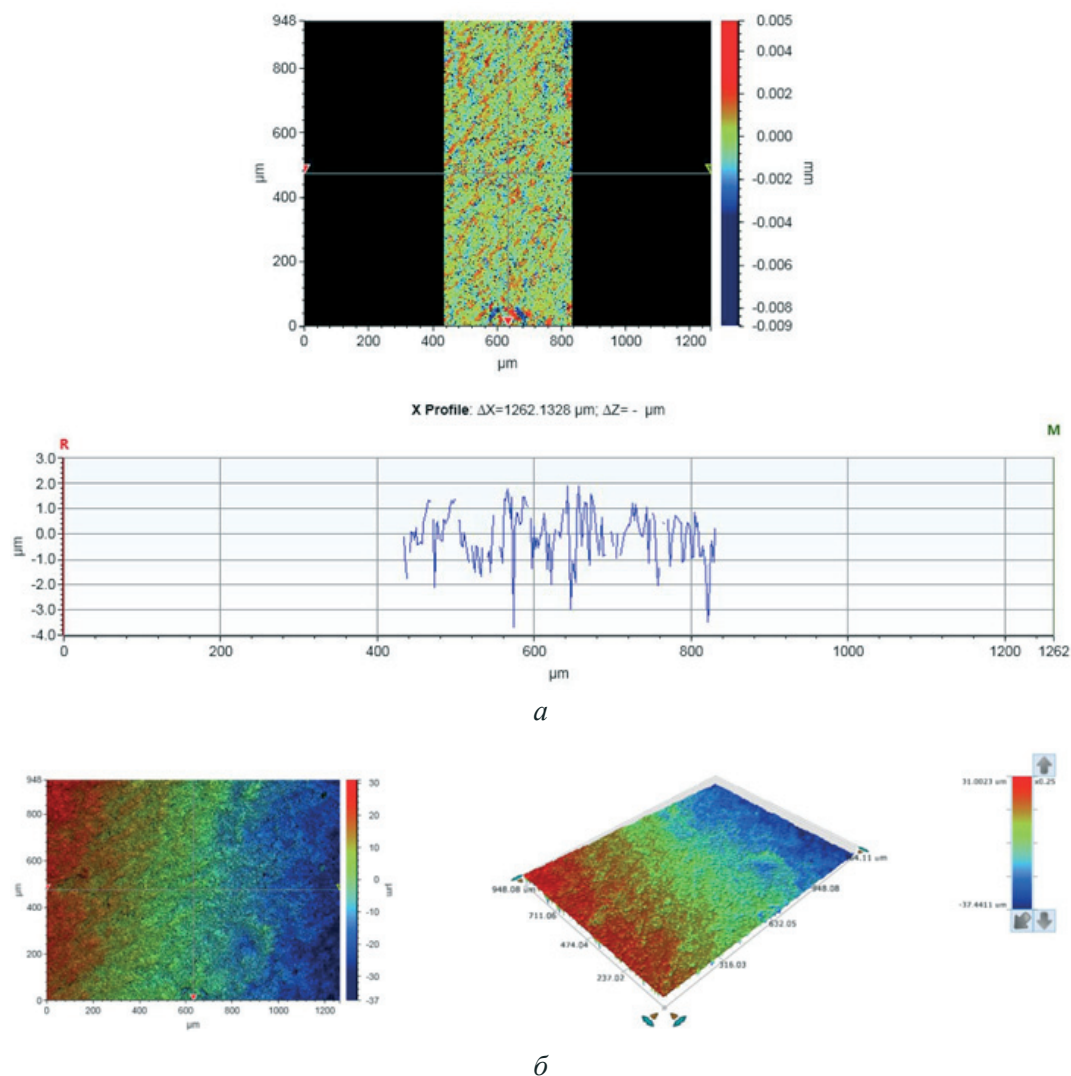


Рис. 7. Топография поверхности износа образцов, измеренная оптическим профилометром без обработки:

a – профиль поверхности; *б* – перепад неоднородностей поверхности

Fig. 7. Topography of the worn surface measured by optical profilometry (untreated specimens):

a – surface profile; *б* – height variation of surface irregularities

Результаты наших исследований и анализ работ других авторов [20–25] показывают, что интенсивные, повторяющиеся удары дроби из стали сглаживают неровности поверхности, тем самым быстро уменьшая шероховатость поверхности (рис. 8). Одновременно эти удары создают многочисленные ямки, которые вводят остаточные сжимающие напряжения и вызывают сильную пластическую деформацию. Пластическая деформация способствует обширному образованию и размножению дислокаций, что приводит к быстрому увеличению плотности дислокаций. Образующиеся дислокации взаимодействуют, образуя сложные конфигурации (например, дис-

локационные стенки и ячейки), а их движение затрудняется микроструктурными барьерами, что приводит к скоплениям и последующему образованию границ субзерен [4, 7, 10, 27]. Микроструктурная эволюция сопровождается существенным упрочнением поверхностного слоя (рис. 1), что непосредственно повышает твердость поверхности (рис. 4). При длительной дробеструйной обработке происходит измельчение зерна, и упрочненный слой утолщается.

Однако, как отмечают авторы [12, 14, 17, 20, 21], чрезмерная обработка приводит к таким негативным последствиям, как микротрещины и расслоение поверхности, что свидетельствует

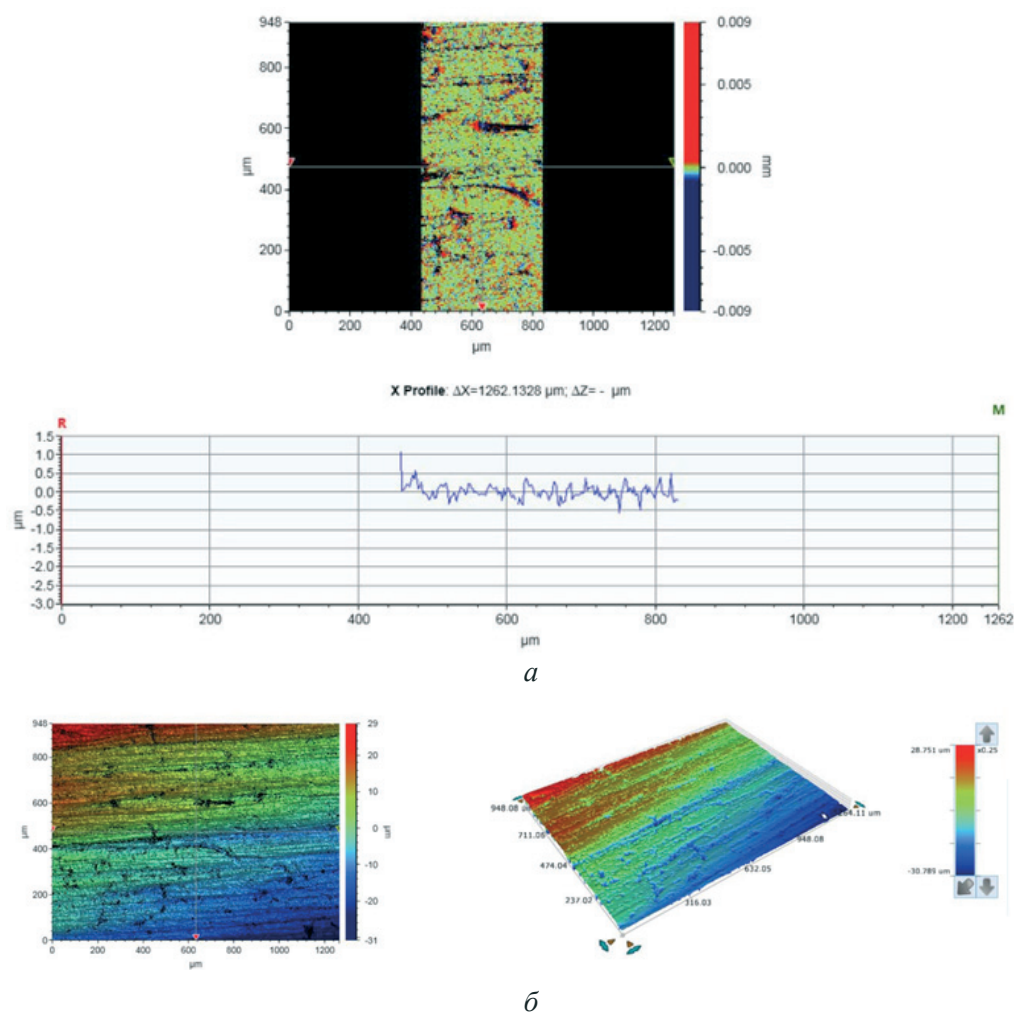


Рис. 8. Топография поверхности износа образцов, измеренная оптическим профилометром после дробеструйной обработки:

a – профиль поверхности; *б* – перепад неоднородностей поверхности

Fig. 8. Topography of the worn surface measured by optical profilometry (after shot peening treatment):

a – surface profile; *б* – height variation of surface irregularities

о начинающемся повреждении поверхности. Следовательно, износостойкость высокомарганцевой стали сначала увеличивается, а затем уменьшается с увеличением времени обработки, в то время как ударная вязкость демонстрирует более сложную, немонотонную тенденцию [15–19]. Эти изменения механических свойств объясняются конкуренцией между благоприятными факторами (дислокационное упрочнение, измельчение зерна и остаточное сжимающее напряжение) и неблагоприятными факторами (шероховатость поверхности и микротрещины), вызванными механическими ударами.

В заключение отметим, что в нашей работе изучалось влияние продолжительности дробеструйной обработки на микроструктуру и

свойства высокомарганцевой стали 110Г13Л. Результаты показывают, что интенсивные, повторяющиеся удары не только улучшают качество поверхности, но и создают остаточные сжимающие напряжения [1–3] и генерируют высокую плотность дислокаций [24, 25]. Зацепление и иммобилизация этих дислокаций на микроструктурных барьерах (например, границах зерен и двойников) приводят к образованию дислокационных скоплений [26, 27], которые впоследствии трансформируются в низкоугловые границы зерен. Процесс измельчения микроструктуры, обусловленный устойчивой пластической деформацией, приводит к постепенному измельчению зерен при увеличении времени дробеструйной обработки. В результате происходит утолщение

упрочненного поверхностного слоя, что влечет за собой изменение механических свойств. Как твердость поверхности, так и износостойкость демонстрируют тенденцию к первоначальному увеличению с последующим уменьшением, при этом оптимальная износостойкость достигается после 40 минут дробеструйной обработки. Соответственно, доминирующий механизм износа переходит от адгезионного к абразивному износу.

Настоящее исследование предоставляет теоретические данные и техническую поддержку для применения дробеструйной обработки с целью продления срока службы высокомарганцевых стальных компонентов в машиностроении. Сталь 110Г13Л, полученная путем дробеструйной обработки, определенно может улучшить износостойкость в условиях абразивного изнашивания, что согласуется с результатами работ других авторов [1, 4, 10, 12–14]. Становится также необходимым переосмыслить вопрос о незначительности влияния наклепа на износостойкость материала. Для коммерческого применения дробеструйная обработка является подходящим процессом упрочнения металлических материалов с целью повышения износостойкости вместо использования легирования или других процессов с изменением объемной микроструктуры материалов, особенно при износе с малой ударной энергией.

Выводы

Установлено, что все образцы из стали 110Г13Л состоят из аустенита без каких-либо мартенситных превращений, происходящих в поверхностном слое при дробеструйной обработке. Уширение брэгговского дифракционного пика в образцах, обработанных дробеструйной обработкой, можно объяснить измельчением зерен и (или) увеличением деформации решетки на атомном уровне.

Показано, что твердость поверхности образцов из стали 110Г13Л существенно увеличивается – с 300 до 743 HV по мере увеличения времени обработки с 5 до 30 мин. Дальнейшее увеличение времени обработки с 30 до 60 мин приводит к небольшому повышению твердости 774...785 HV. Динамика изменения твердости по глубине при дробеструйной обработке зафиксирована в течение 60 мин. Большая длительность обработки не приводит к увеличению твердости.

Установлено, что относительная износостойкость увеличилась в 1,75...2,44 раза при продолжительности обработки 5...60 мин. Для оптимизации износостойкости рекомендуется продолжительность дробеструйной обработки 40 мин, тогда как для применений, требующих повышения ударной вязкости, рекомендуется более короткая продолжительность – 5 мин.

Список литературы

1. Design of low hardness abrasion resistant steels / X. Xu, W. Xu, F.H. Ederveen, S. van der Zwaag // *Wear*. – 2013. – Vol. 301 (1–2). – P. 89–93. – DOI: 10.1016/j.wear.2013.01.002.
2. Андреев Е.Е., Тихонов О.Н. Дробление, измельчение и подготовка сырья к обогащению. – СПб.: СПбГИ, 2007. – 439 с.
3. Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование абразивной износостойкости порошковых проволок при наплавке на высокомарганцевистую сталь Гадфильда // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 287–308. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-287-308.
4. Исследование механизмов абразивного и ударно-абразивного изнашивания высокомарганцевой стали / В.М. Колокольцев, К.Н. Вдовин, В.П. Чернов, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, В.К. Дубровин // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. – 2017. – Т. 15, № 2. – С. 54–62. – DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-2-54-62.
5. Effects of impact energy on the wear resistance and work hardening mechanism of medium manganese austenitic steel / H. Chen, D. Zhao, Q. Wang, Y. Qiang, J. Qi // *Friction*. – 2017. – Vol. 5 (4). – P. 447–454. – DOI: 10.1007/s40544-017-0158-6.
6. Adapting medium manganese steels for different wear conditions: insights from aluminum modification / L.L. Xu, Z.B. Zheng, H.K. Yang, Z.B. Xu, J. Long, S. Wang, S.Y. Zhao, H.Y. Wang // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2025. – Vol. 32. – P. 3504–3519. – DOI: 10.1007/s42243-025-01516-2.
7. Разработка износостойких деталей из высокомарганцевой модифицированной стали 110Г13Л / Ш.М. Чоршанбиев, К.А. Каримов, Ш.Р. Адилова, Н.Д. Тураходжаев, А. Еркинджонов, М.М. Мирмухамедов, Дж.Х. Шарипов, З.Р. Обидов, Х. Комолов // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. – 2024. – Т. 17 (2). – С. 175–185.
8. Simulation of front end loader bucket–soil interaction using discrete element method / E.G. Nezami, Y.M. Hashash, D. Zhao, J. Ghaboussi // *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics*. – 2007. – Vol. 31 (9). – P. 1147–1162. – DOI: 10.1002/nag.594.

9. Review of the modeling methods of bucket tooth wear for construction machinery / Z. Dong, F. Jiang, Y. Tan, F. Wang, R. Ma, J. Liu // *Lubricants*. – 2023. – Vol. 11. – P. 253. – DOI: 10.3390/lubricants11060253.
10. Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Хабибуллин Ш.М. Исследование процесса эксплуатации литых броней из стали марки 110Г13Л в мельнице МПСИ – 70х23 // *Литейные процессы*. – 2013. – № 12. – С. 8–11.
11. Синицын Н.И., Чикова О.А., Чезганов Д.С. Влияние разрушения микрогетерогенности на микроструктуру и кристаллическое строение слитков стали 110Г13Л (Стали Гадфильда) // *Черные металлы*. – 2020. – № 1. – С. 36–42.
12. Kwok T.W.J., Dye D. A review of the processing, microstructure and property relationships in medium Mn steels // *International Materials Reviews*. – 2023. – Vol. 68 (8). – P. 1098–1134. – DOI: 10.1080/09506608.2023.2199617.
13. Мулявко Н.М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л // *Известия Челябинского научного центра УрО РАН*. – 2001. – № 4. – С. 28–30.
14. Recent advances in medium-manganese steel: a review of key findings, challenges, and future perspectives / S. Mohapatra, B. Satpathy, A. Sarkar, S. Kumar, S. Aich, M.S. Oh // *Journal of Materials Science*. – 2025. – Vol. 60 (23). – P. 9447–9528. – DOI: 10.1007/s10853-025-11010-5.
15. Park G., Jeong S., Lee C. Fusion weldabilities of advanced high manganese steels: a review // *Metals and Materials International*. – 2021. – Vol. 27 (7). – P. 2046–2058. – DOI: 10.1007/s12540-020-00706-9.
16. Hardening by transformation and cold working in a Hadfield steel cone crusher liner / R. Allende-Seco, A. Artigas, H. Bruna, L. Carvajal, A. Monsalve, M.F. Sklate-Boja // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 961. – DOI: 10.3390/met11060961.
17. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel / W. Yan, L. Fang, K. Sun, Y. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 460–461. – P. 542–549. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.094.
18. Уточнение механизма фазовых и структурных превращений в стали 110Г13Л в интервале температур нагрева образцов под закалку от 920 °С до 1100 °С / А.Е. Балановский, Е.А. Гусева, М.В. Константинова, Ю.И. Карлина // *Черные металлы*. – 2023. – № 8. – С. 18–25. – DOI: 10.17580/chm.2023.08.03.
19. Microstructure and wear behavior of high-Mn austenitic cast steel hardened by air blast shot-peening / H.K.L. Ngo, T. Okuyama, K. Yamamoto, M. Nakayama, M. Kudo, K. Mizuno, Y. Yagi // *International Journal of Metalcasting*. – 2025. – Vol. 20. – P. 1837–1850. – DOI: 10.1007/s40962-025-01699-0.
20. Возможности метода дифракции обратно-рассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов / В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, А.В. Завдовеев, В.В. Бурховецкий. – Киев: Наукова думка, 2014. – 102 с. – DOI: 10.13140/2.1.5016.6720.
21. Advancements in EBSD techniques: A comprehensive review on characterization of composites and metals, sample preparation, and operational parameters / S. Doddapaneni, S. Kumar, S. Sharma, G. Shankar, M. Shettar, N. Kumar, G. Aroor, S.M. Ahmad // *Journal of Composites Science*. – 2025. – Vol. 9 (3). – P. 132. – DOI: 10.3390/jcs9030132.
22. Harada Y., Fukaura K., Haga S. Influence of microshot peening on surface layer characteristics of structural steel // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 191 (1–3). – P. 297–301. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.026.
23. Fatigue behavior of notched steel specimens with nanocrystallized surface obtained by severe shot peening / S. Bagherifard, I. Fernandez-Pariente, R. Ghelichi, M. Guagliano // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 497–503. – DOI: 10.1016/j.matdes.2012.09.025.
24. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel / W. Yan, L. Fang, Z. Zheng, K. Sun, Y. Xu // *Tribology International*. – 2009. – Vol. 42 (5). – P. 634–641. – DOI: 10.1016/j.triboint.2008.08.012.
25. Peening techniques for surface modification: processes, properties, and applications / M. John, P.R. Kalvala, M. Misra, P.L. Menezes // *Materials*. – 2021. – Vol. 14 (14). – P. 3841. – DOI: 10.3390/ma14143841.
26. Świetlicki A., Szala M., Walczak M. Effects of shot peening and cavitation peening on properties of surface layer of metallic materials – A short review // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – P. 2476. – DOI: 10.3390/ma15072476.
27. Yang G., Kim J.-K. An overview of high yield strength twinning-induced plasticity steels // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 124. – DOI: 10.3390/met11010124.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Increased hardness and wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening

Yulia Karlina^{1, a, *}, Vladimir Konyukhov^{2, 3, b}, Tatiana Oparina^{2, c}

¹ National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  jul.karlina@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  konyukhov_vyu@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  martusina2@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 June 2026

Revised: 13 June 2026

Accepted: 29 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Shot peening

Hardness

Phases

Hadfield Steel

Wear and tear

Abrasive

Friction

Hardening

Dislocations

Deformation twins

ABSTRACT

Introduction. Cast high-manganese steel exhibits excellent work hardening and high impact toughness, making it well suited for impact wear applications. Significant wear may occur in the early stages of steel service before sufficient work hardening develops near the surface. To mitigate this initial wear, this study investigates the microstructural characteristics of the hardened layer formed by shot peening and its effect on wear. **The purpose of this work** is to investigate the effect of pre-strain induced by shot peening on hardness and abrasive wear. **Materials and methods.** Specimens of 1.1% C-13% Mn steel were shot peened using a machine with a treatment area of 100% of the specimen surface. A cast steel ball with a nominal diameter of 2 mm was used, and the direction of impact on the specimen surface was set at 85°. The air pressure was 0.35–0.50 MPa, and the treatment duration was in the range of 5–120 min. *Vickers* microhardness was measured using a microhardness tester under an applied load of 0.49 N for 10 s. The morphology of the worn surface was examined using an optical microscope and a scanning electron microscope (SEM). The surface wear profile was measured with an optical profilometer. The surface structure of the specimens was examined by X-ray diffraction (XRD) with Cu K α radiation using a Shimadzu XRD-7000 diffractometer. **Results and discussion.** Severe non-uniform plastic deformation was observed at a depth of approximately 60 μ m from the surface. It was shown that the surface layers of the shot-peened samples consist of austenite, without any martensitic transformations. To confirm whether stress-induced austenite-to-martensite transformation occurs in the strain-induced twin layers formed by steel shot peening, the subsurface cross-sectional microstructure was analyzed using EBSD. The surface hardness of the original 1.1% C-13% Mn steel specimen increased by a factor of 1.2–2.5 after varying treatment times. An increase in abrasion resistance in wear tests was observed after shot peening. A cutting wear pattern was dominant for the original untreated specimen. However, for the shot-peened specimen, the cutting-mark morphology completely disappeared. Abrasion wear tests showed that higher maximum hardness in the hardened layer corresponds to lower wear loss. These results demonstrated that shot peening effectively improves the wear resistance of high-manganese cast steel by promoting the formation of a hardened surface layer.

For citation: Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Increased hardness and wear resistance of 1.1% C-13% Mn steel after shot peening. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 269–285. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-269-285. (In Russian).

References

1. Xu X., Xu W., Ederveen F.H., Zwaag S. van der. Design of low hardness abrasion resistant steels. *Wear*, 2013, vol. 301 (1–2), pp. 89–93. DOI: 10.1016/j.wear.2013.01.002.
2. Andreev E.E., Tikhonov O.N. *Droblenie, izmel'chenie i podgotovka syr'ya k obogashcheniyu* [Crushing, grinding and preparation of raw materials for beneficiation]. St. Petersburg, SPbGI Publ., 2007. 439 p.
3. Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Issledovanie abrazivnoi iznosostokosti poroshkovykh provolok pri naplavke na vysokomargantsovistuyu stal' Gadfil'da [Study of abrasive wear resistance of flux-cored wires

* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
 National Research Moscow State Construction University,
 26 Yaroslavskoe shosse,
 129337, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

during surfacing on high-manganese Hadfield steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 287–308. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27-4-287-308.

4. Kolokoltsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A., Dubrovin V.K. Issledovanie mekhanizmov abrazivnogo i udarno-abrazivnogo iznashivaniya vysokomargantsevoi stali [Study of abrasive and impact and abrasive wear mechanisms of high manganese steel]. *Vestnik MGTU im. G.I. Nosova* = *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2017, vol. 15, no. 2, pp. 54–62. DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-2-54-62.

5. Chen H., Zhao D., Wang Q., Qiang Y., Qi J. Effects of impact energy on the wear resistance and work hardening mechanism of medium manganese austenitic steel. *Friction*, 2017, vol. 5 (4), pp. 447–454. DOI: 10.1007/s40544-017-0158-6.

6. Xu L.L., Zheng Z.B., Yang H.K., Xu Z.B., Long J., Wang S., Zhao S.Y., Wang H.Y. Adapting medium manganese steels for different wear conditions: insights from aluminum modification. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2025, vol. 32, pp. 3504–3519. DOI: 10.1007/s42243-025-01516-2.

7. Chorshanbiev Sh.M., Karimov K.A., Adilova Sh.R., Turakhodzhaev N.D., Erkindzhonov A., Mirmukhamedov M.M., Sharipov J.Kh., Obidov Z.R., Komolov H. Razrabotka iznosostoikikh detalei iz vysokomargantsevoi modifitsirovannoi stali 110G13L [Development of wear-resistant parts from high-manganese modified 110G13L brand steel]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Tekhnika i tekhnologii* = *Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technology*, 2024, vol. 17 (2), pp. 175–185.

8. Nezami E.G., Hashash Y.M., Zhao D., Ghaboussi J. Simulation of front end loader bucket–soil interaction using discrete element method. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics*, 2007, vol. 31 (9), pp. 1147–1162. DOI: 10.1002/nag.594.

9. Dong Z., Jiang F., Tan Y., Wang F., Ma R., Liu J. Review of the modeling methods of bucket tooth wear for construction machinery. *Lubricants*, 2023, vol. 11, p. 253. DOI: 10.3390/lubricants11060253.

10. Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Khabibullin Sh.M. Issledovanie protsessa ekspluatatsii litykh bronei iz stali marki 110G13L v mel'nitse MPSI – 70x23 [Study of the operation process of cast armor plates made of steel grade 110G13L in the MPSI–70x23 mill]. *Liteinye protsessy* = *Foundry processes*, 2013, no. 12, pp. 8–11.

11. Sinitsyn N.I., Chikova O.A., Chezganov D.S. Vliyanie razrusheniya mikroeterogenosti na mikrostrukturu i kristallicheskoe stroenie slitkov stali 110G13L (Stali Gadfil'da) [Effect of destruction of microheterogeneity on microstructure and crystal structure of 110g13l steel ingots (Hadfield steel)]. *Chernye metally* = *Stahl und Eisen*, 2020, no. 1, pp. 36–42. (In Russian).

12. Kwok T.W.J., Dye D. A review of the processing, microstructure and property relationships in medium Mn steels. *International Materials Reviews*, 2023, vol. 68 (8), pp. 1098–1134. DOI: 10.1080/09506608.2023.2199617.

13. Mulyavko N.M. Analiz ekspluatatsionnoi stoikosti otlivok iz stali 110G13L [Analysis of the operational durability of 110G13L steel castings]. *Izvestiya Chelyabinskogo nauchnogo tsentra UrO RAN*, 2001, no. 4, pp. 28–30. (In Russian).

14. Mohapatra S., Satpathy B., Sarkar A., Kumar S., Aich S., Oh M.S. Recent advances in medium-manganese steel: a review of key findings, challenges, and future perspectives. *Journal of Materials Science*, 2025, vol. 60 (23), pp. 9447–9528. DOI: 10.1007/s10853-025-11010-5.

15. Park G., Jeong S., Lee C. Fusion weldabilities of advanced high manganese steels: a review. *Metals and Materials International*, 2021, vol. 27 (7), pp. 2046–2058. DOI: 10.1007/s12540-020-00706-9.

16. Allende-Seco R., Artigas A., Bruna H., Carvajal L., Monsalve A., Sklate-Boja M.F. Hardening by transformation and cold working in a Hadfield steel cone crusher liner. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 961. DOI: 10.3390/met11060961.

17. Yan W., Fang L., Sun K., Xu Y. Effect of surface work hardening on wear behavior of Hadfield steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 460–461, pp. 542–549. DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.094.

18. Balanovsky A.E., Guseva E.A., Konstantinova M.V., Karlina Yu.I. Utochnenie mekhanizma fazovykh i strukturnykh prevrashchenii v stali 110G13L v intervale temperatur nagreva obraztsov pod zakalku ot 920 °S do 1100 °S [Clarification of the mechanism of phase and structural transformations in 110G13L steel in the range of heating temperatures of samples for hardening from 920 °C to 1100 °C]. *Chernye metally* = *Stahl und Eisen*, 2023, no. 8, pp. 18–25. DOI: 10.17580/chm.2023.08.03. (In Russian).

19. Ngo H.K.L., Okuyama T., Yamamoto K., Nakayama M., Kudo M., Mizuno K., Yagi Y. Microstructure and wear behavior of high-mn austenitic cast steel hardened by air blast shot-peening. *International Journal of Metalcasting*, 2025, vol. 20, pp. 1837–1850. DOI: 10.1007/s40962-025-01699-0.

20. Varyukhin V.N., Pashinskaya E.G., Zavdoveev A.V., Burkhovetskii V.V. *Vozможности метода дифракции обратного рассеяния электронов для анализа структуры деформированных материалов* [Possibilities of the Electron Backscatter Diffraction Method for Analysis of the Structure of Deformed Materials]. Kyiv, Naukova Dumka Publ., 2014. 102 p. DOI: 10.13140/2.1.5016.6720.

21. Doddapaneni S., Kumar S., Sharma S., Shankar G., Shettar M., Kumar N., Aroor G. Advancements in EBSD techniques: a comprehensive review on characterization of composites and metals, sample preparation, and operational parameters. *Journal of Composites Science*, 2025, vol. 9 (3), p. 132. DOI: 10.3390/jcs9030132.

22. Harada Y., Fukaura K., Haga S. Influence of microshot peening on surface layer characteristics of structural steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 191 (1–3), pp. 297–301. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.026.

23. Bagherifard S., Fernandez-Pariente I., Ghelichi R., Guagliano M. Fatigue behavior of notched steel specimens with nanocrystallized surface obtained by severe shot peening. *Materials & Design*, 2013, vol. 45, pp. 497–503. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.09.025.

24. Yan W., Fang L., Zheng Z., Sun K., Xu Y. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel. *Tribology International*, 2009, vol. 42 (5), pp. 634–641. DOI: 10.1016/j.triboint.2008.08.012.

25. John M., Kalvala P.R., Misra M., Menezes P.L. Peening techniques for surface modification: processes, properties, and applications. *Materials*, 2021, vol. 14 (14), p. 3841. DOI: 10.3390/ma14143841.

26. Świetlicki A., Szala M., Walczak M. Effects of shot peening and cavitation peening on properties of surface layer of metallic materials – A short review. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 2476. DOI: 10.3390/ma15072476.

27. Yang G., Kim J.-K. An overview of high yield strength twinning-induced plasticity steels. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 124. DOI: 10.3390/met11010124.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Оценка возможности снижения остаточного аустенита при лазерной цементации низкоуглеродистой стали дополнительной криогенной обработкой

Антонина Карлина^{1, а, *}, Виталий Гладких^{1, б}, Галина Витькина^{2, с},
Роман Кононенко^{2, 3, д}, Виктор Кондратьев^{2, 4, е}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

² Череповецкий государственный университет, ул. Луначарского, 5, г. Череповец, 162602, Россия

³ Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

⁴ Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Фаворского, стр. 1А, г. Иркутск, 664033, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, karlinat@mail.com; ^б <https://orcid.org/0000-0003-1953-1584>, gladkich_87@mail.ru;

^с <https://orcid.org/0000-0002-1076-2709>, 20procents@mail.ru; ^д <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politeh@mail.ru;

^е <https://orcid.org/0000-0002-7437-2291>, imz@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793

История статьи:

Поступила: 08 июня 2026

Рецензирование: 16 июля 2026

Принята к печати: 29 июля 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Цементация

Паста

Мартенсит

Ледебурит

Аустенит

АННОТАЦИЯ

Введение. Остаточный аустенит представляет собой аустенитную фазу, сохраняющуюся в стали после ее неполного превращения в мартенсит/бейнит/феррит. Присутствие остаточного аустенита в стали может вызывать положительные или отрицательные изменения в зависимости от его доли. Следовательно, в готовых изделиях должен быть соответствующий диапазон содержания остаточного аустенита. В процессе традиционной химико-термической обработки металлов цементацией остаточный аустенит является недопустимым дефектом процесса. В сфере поверхностной обработки металлов концентрированными источниками энергии этому вопросу посвящено очень мало работ. **Цель работы** – снижение остаточного аустенита в цементируемом слое после лазерного упрочнения с использованием дополнительной криогенной обработки. **Материалы и методы исследований.** Лазерную цементацию стали 20 проводили волоконным лазером непрерывного действия на основе иттербия (LS-16, 1,5 кВт, IPG Photonics, Оксфорд, Массачусетс, США), излучающим на длине волны 1,07 мкм. Содержание углерода в заданном науглероженном слое определяли методом оптической эмиссионной спектроскопии тлеющего разряда (GD-Profilers 2TM). Твердость измеряли с помощью полуавтоматического твердомера Виккерса с нагрузкой 500 г и шагом вдавливания 0,25 мм. Рентгенодифракционные спектры регистрировали с помощью прибора SmartLab 9KW с медной мишенью Cu-Kα и длиной волны рентгеновского излучения (λ) 1,5406 Å. Диапазон угла сканирования 2θ составлял от 40 до 100°, скорость сканирования – 2° в минуту. Количественный анализ объемной доли остаточного аустенита проводился в соответствии с рекомендациями, указанными в ASTM E975-13. Криогенную обработку осуществляли при температуре –196 °С. **Результаты исследований.** Различное содержание графита в составе паст для лазерной цементации приводит к формированию разных структур и фаз (цементита, ледебурита, мартенсита, остаточного аустенита) в поверхностном слое. Исследование микроструктурного состояния поверхностного слоя показало, что структура исходного материала стали 20 состоит из мягкого и пластичного феррита с твердым перлитом. Тепловой градиент на поверхности расплавленной углеродосодержащей смеси, создаваемый лазерным лучом, трансформировал исходную микроструктуру в мартенсит путем растворения углеродного состава смеси и затвердевания аустенитной фазы в мартенсит посредством быстрого охлаждения. При этом из-за быстрого охлаждения поверхностного слоя формируется остаточный аустенит. В работе показано, что лазерная цементация приводит к образованию модифицированного поверхностного слоя, состоящего из насыщенного углеродом мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. Криогенная и отпускная обработка дополнительно преобразуют остаточный аустенит в цементированном слое в мартенсит, что повышает твердость цементированного слоя.

Для цитирования: Оценка возможности снижения остаточного аустенита при лазерной цементации низкоуглеродистой стали дополнительной криогенной обработкой / А.И. Карлина, В.А. Гладких, Г.Ю. Витькина, Р.В. Кононенко, В.В. Кондратьев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 286–314. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-286-314.

Введение

Низкоуглеродистые стали широко используется во многих отраслях промышленности благодаря умеренной прочности на разрыв, доступности, хорошей механической обрабатываемости, ударной вязкости и пластичности. Однако относительно низкая твердость поверхности и износостойкость ограничивают их эксплуата-

*Адрес для переписки

Карлина Антонина Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
Национальный исследовательский Московский
государственный строительный университет,
Ярославское шоссе, 26,
129337, г. Москва, Россия
Тел.: +7 950 120-19-50, e-mail: karlinat@mail.ru

ционные характеристики для работы в сложных условиях [1, 2]. Для решения этих проблем и расширения функциональности деталей машин и механизмов из низкоуглеродистой стали исследователи обратились к методам модификации поверхности, направленным на улучшение их механических свойств [1–10]. Одним из наиболее эффективных методов модификации поверхности является термообработка посредством процесса науглероживания поверхностного слоя металла низкоуглеродистых сталей.

Науглероживание – широко распространенный термохимический процесс, который вводит диффундирующие элементы, такие как углерод, в поверхностный слой стали при повышенной температуре, после чего следует закалка и отпуск для повышения твердости и износостойкости [1–3]. Операции механической обработки низкоуглеродистых сталей, предназначенных для цементации, обычно выполняются до процесса цементации. На этом этапе сердцевина из низкоуглеродистой стали остается относительно мягкой и пластичной, что позволяет эффективно ее резать, строгать и сверлить с минимальным износом инструмента [3–5]. Низкоуглеродистая сталь обладает превосходной обрабатываемостью по сравнению с углеродистыми и легированными сталями, прежде всего благодаря высокому содержанию феррита, самой мягкой фазы стали. Упрочнение низкоуглеродистой стали с помощью процесса цементации значительно повышает ее характеристики во многих инженерных приложениях, где прочность поверхности имеет решающее значение.

Традиционные методы цементации в твердой, жидкой и газовой среде ограничены длительным временем обработки, непостоянной атмосферой, межзерненным окислением и искажением размеров, особенно в деталях сложной формы или тонких деталях [1, 2]. Хотя низкотемпературная (вакуумная) цементация решает многие из этих проблем, предлагая более быстрые циклы науглероживания, минимальное окисление, улучшенную однородность и уменьшенную деформацию, но она также имеет свои недостатки, включая высокие первоначальные инвестиции, зависимость от точной дозировки газа и контроля потока, а также сложность добавления углеродородов, таких как ацетилен, без образования сажи или смолистых отложений, что ограничи-

вает ее широкое применение [1–4]. Кроме того, традиционные процессы производят опасные побочные продукты, генерируют выбросы CO_2 и создают проблемы с утилизацией отработанных цементирующих составов, что делает их экологически неустойчивыми [5, 6]. Более того, для многих инженерных решений существует компромисс между глубиной поверхностного слоя и пластичностью сердцевины, поскольку чрезмерное или глубокое образование науглероженного поверхностного слоя в тонких деталях может снизить общую прочность на растяжение за счет термического роста зерен и увеличения остаточного напряжения. Следовательно, при проектировании необходимо тщательно сбалансировать твердость поверхности и вязкость сердцевины.

Эффективным решением проблемы сокращения времени цементации является поверхностное насыщение с использованием концентрированных источников нагрева. Существует множество методов поверхностного упрочнения высокоизносостойкими материалами. К ним относятся прежде всего лазерная [8–12], электронно-лучевая [13–17], плазменная [18–26] и электродуговая [27, 28] обработка.

Поверхностные слои, содержащие ~1,57...2,55 % (масс.) углерода, были получены методом атмосферной электронно-лучевой наплавки низкоуглеродистых стальных пластин смесью порошков железа и графита [13–17]. Основным параметром процесса, определяющим толщину, структуру и механические свойства упрочненного слоя, был ток электронного пучка. При увеличении тока пучка от 20 до 26 мА толщина наплавленных слоев увеличивалась от 1,2 до 2,6 мм, а твердость снижалась от 5,7 до 4,5 ГПа. В испытаниях на трение с неподвижными абразивными частицами износостойкость наплавленных слоев была близка к износостойкости образцов, подвергнутых цементации в порошковой среде. Лазерная цементация [8–12], так же как и плазменная [18–28], осуществляется преимущественно с плавлением поверхностного слоя, на который предварительно нанесена углеродосодержащая порошковая смесь. Лазерное поверхностное легирование проводилось экспериментально для различных подложек и легирующих элементов [8–10, 29–34]. Большая часть опубликованных работ [8–12, 29–34],

касающихся лазерной цементации сталей, выполнена именно этим методом.

В работах с использованием электронного луча [13–17] плазменной дуги также были получены гиперэвтектические составы по углероду [18–28]. Однако перекристаллизация подложки приводит к образованию трещин, что является существенным недостатком процесса и объясняется изначально хрупкой природой получаемых микроструктур, чему способствуют чрезвычайно высокие скорости охлаждения и затвердевания. Еще одним недостатком процесса является образование газовой пористости в затвердевших поверхностных слоях.

Известно, что мартенсит можно разделить на высокоуглеродистый пластинчатый мартенсит и низкоуглеродистый пластинчатый мартенсит в зависимости от содержания углерода [2, 3]. Повышенное содержание углерода вблизи поверхности при цементации с получением гиперэвтектических составов ($> 4,3$ масс. % С) цементированных слоев [13–17, 22–29] способствует образованию крупнозернистого пластинчатого мартенсита и значительного количества остаточного аустенита, что, следовательно, снижает прочность поверхности и негативно влияет на общие характеристики материала [1–3]. Для снижения содержания остаточного аустенита и повышения прочности поверхности используют многоступенчатые стратегии термообработки, включая двойной высокотемпературный отпуск, вторичное закаливание, криогенную обработку и отпуск при отрицательных температурах.

Отличие от механизма плавления, механизм лазерной цементации, включающий аустенизацию подложки и последующую твердотельную диффузию углерода в аустените, исследовался очень мало [7–9, 29–33]. Этот механизм, безусловно, ближе к традиционным методам газовой и порошковой цементации, но возникает важный вопрос относительно возможности получения цементированных слоев в твердом состоянии с использованием лазерного излучения без плавления поверхности. Это в основном связано с чрезвычайно высокими скоростями нагрева, встречающимися при лазерном облучении сталей, которые составляют порядка 10^4 К/с или даже выше [7–10]. Кроме того, время, проведенное выше критической температуры аустенизации (время выдержки), очень короткое, что

ограничивает доступное время для диффузии углерода в аустените.

Лучшим решением может стать прямой процесс лазерной закалки в контролируемой атмосфере. В подходящей газовой среде лазерный луч способен вызывать химическую реакцию вблизи поверхности стали, что дает возможность изменять ее поверхностные свойства [29–33]. Таким образом, он сочетает в себе преимущества как газового науглероживания, так и лазерного луча, а также устраняет необходимость в дорогостоящих печах и их управлении. Кроме того, контролируемая атмосфера также обеспечивает однородность и управляемость процесса. Необходимо отметить преимущества цементации через пасту или обмазку [13, 14, 19–27], наносимую на поверхность металла, ввиду простоты способа нанесения, контроля содержания углерода в составе пасты и возможности локализации мест цементации на конкретном месте на деталях и инструментах. В то же время особенности лазерной цементации как в газовой, так и твердой фазе, с оплавлением или без оплавления поверхностного слоя и с высокими скоростями нагрева, которые составляют порядка 10^4 К/с или даже выше [8–10], способствуют незавершенности мартенситного процесса на стадии охлаждения, что приводит к формированию остаточного аустенита (ОА) в упрочненном слое. Проведенный нами анализ открытых источников информации показывает, что вопросу остаточного аустенита не уделяется достаточного внимания со стороны научных школ лазерной [8–12], электронно-лучевой [13–17], плазменной [19–28] поверхностной цементации. В то же время большой опыт теоретических и экспериментальных исследований накоплен в области традиционных печных химико-термических методов обработки различных металлов [1–5, 34–44].

Известно [1, 2, 36, 41, 42], что остаточный аустенит обнаруживается в сталях, когда аустенит не полностью превращается в продуктовые фазы. Термин «остаточный аустенит» обозначает аустенит, который не подвергается превращению при комнатной температуре. Стабильность и количество остаточного аустенита являются важными факторами при проектировании стали. Хотя исследования показали, что остаточный аустенит улучшает механические свойства стали, но его склонность к превращению в мартенсит

при дальнейшем переохлаждении или приложенном напряжении также может быть нежелательной. Например, сообщалось, что остаточный аустенит увеличивает срок службы подшипников при усталостном качении, но его избыточное количество может ухудшить размерную стабильность подшипников [37–40]. Присутствие ОА в стали может вызывать положительные или отрицательные изменения в зависимости от его доли. Следовательно, в готовых изделиях, таких как шестерни, подшипники и инструменты, желателен соответствующий диапазон содержания ОА. Для повышения долговечности подшипников в различных областях применения их микроструктура должна быть настроена в соответствии с их использованием. Например, подшипники в редукторах могут преждевременно выйти из строя из-за образования трещин в подшипниковой стали, если не поддерживается необходимое содержание ОА [37–40]. Сообщалось, что увеличение содержания ОА ($> 20\%$) в этих подшипниках обеспечивает относительно длительный срок службы в таких областях применения.

В работах [4–6] рассмотрены вопросы влияния длительности процесса насыщения углеродом на величину остаточного аустенита среднеуглеродистых сталей 40X, 35XГСА и 42CrMoS4. Показано, что увеличение времени насыщения с 8 до 12 часов приводит к увеличению остаточного аустенита с 7 до 14 %.

Авторы работы [41] показали, что прямая оценка количества аустенита, оставшегося неизменным после полной закалки, с помощью рентгенодифракционного анализа затруднена, поскольку высокоинтенсивные пики аустенита и мартенсита перекрываются и сливаются, а аустенит превращается в мартенсит во время подготовки образца из-за своей низкой стабильности. Результаты показывают, что количество остаточного аустенита в полностью закаленном образце низкоуглеродистой стали недооценивается при использовании стандартной рентгенодифракционной спектроскопии.

Однако, по мнению авторов [41], становится возможным обнаружить даже это небольшое количество остаточного аустенита после короткой термической обработки (нагрев до температур 200–400 °C), которая приводит к обогащению аустенита углеродом. Из-за обеднения мартен-

сита углеродом и сопутствующего обогащения аустенита пики разделяются и разрешаются.

В работе [42] исследуется магнитоиндуктивный метод оценки различных уровней содержания остаточного аустенита в цементированной подшипниковой стали 20NiCrMo7, при этом проводится сравнение с соответствующими измерениями методом рентгеновской дифрактометрии и анализом изображений с помощью оптического микроскопа. Содержание остаточного аустенита в цементированной стали 20NiCrMo7 было изменено путем дополнительного отпуска; магнитоиндуктивный метод дает точные результаты (со средним отклонением 0,5 %) с достаточной чувствительностью на различных уровнях (включая значения ниже 5 об. %) остаточного аустенита.

В работе [45] используются фотографии микроструктур и содержание углерода для обучения моделей машинного прогнозирования остаточного аустенита цементированной стали. Для установления взаимосвязи между химическими элементами, микроструктурой и механическими свойствами сначала необходимо металлографически точно определить микроструктуру. Нейронная сеть устанавливает отображение из пространства признаков в целевой атрибут без учета каких-либо сложных законов внутренних преобразований; вместо этого она преобразует процесс в набор обучаемых весов, которые теоретически могут аппроксимировать любой тип нелинейного преобразования. Таким образом, крайне важно уметь точно сегментировать фотографии микроструктур стали [45]. Результаты показывают, что точность сегментации по фотографиям микроструктуры с помощью модели достигает 95,2 %.

Криогенная обработка (КИ) широко известна своей эффективностью в снижении доли остаточного аустенита и стабилизации фаз при комнатной температуре [46]. Во время КИ материал выдерживается при температуре значительно ниже температуры завершения мартенситного превращения (M_f) в течение определенного времени, после чего следует процесс повторного нагрева до комнатной температуры [1–10, 42–44].

В работе [47] разработан комплексный технологический процесс для стали, включающий в себя цементацию, отпуск, закалку и криогенную обработку. Цементированные образцы

были охарактеризованы путем анализа профиля углерода, содержания остаточного аустенита на поверхности, микроструктуры и профиля твердости. Стали $17\text{Cr}_2\text{Ni}_2\text{MoVNb}$ и $20\text{Cr}_2\text{Ni}_4\text{A}$ имели схожую микроструктуру после цементации, состоящую из высокоуглеродистого игольчатого мартенсита, карбидов и остаточного аустенита в поверхностном слое и низкоуглеродистого пластинчатого мартенсита в сердцевине. Глубина цементированного слоя составляла около $1,4 (\pm 0,05)$ мм. Была получена хорошая микроструктура с игольчатым отпущенным мартенситом, меньшим количеством остаточного аустенита, мелкозернистыми дисперсными карбидами и отсутствием оксидов. Твердость образцов вблизи поверхности после криогенной обработки увеличилась на 102...122 HV.

Ранее мы указывали, что в процессе поверхностной цементации формируются ледебуритные структуры в цементированном слое [13, 14, 24]. Представляет интерес работа [48], где была исследована микроструктура ледебуритовой стали Vanadis 6, подвергнутой обработке при отрицательных температурах -140°C в течение различного времени с последующими различными режимами отпуска. Полученные результаты позволяют авторам сделать следующие выводы: 1) количество остаточного аустенита уменьшается в пять раз в результате этой обработки, и в этой фазе возникают сжимающие напряжения выше 1500 МПа; 2) в период обработки при отрицательных температурах -140°C образуется большое количество «дополнительных» цементитных карбидов; это количество выше, чем достигается при обработке при отрицательных температурах -196°C .

Анализ литературы как по традиционным методам цементации, так и по методам с использованием концентрированных источников нагрева показывает, что процесс цементации является критически важной технологией для улучшения характеристик поверхности и механической надежности металлов, однако он сопряжен с рядом проблем и ограничений, которые могут повлиять на его эффективность. Вопросам снижения остаточного аустенита при традиционных способах цементации уделяется особое внимание. Криогенная обработка является в настоящий момент единственной операцией, позволяющей уменьшить его содержание в цементированной стали [47–49].

Результаты недавних исследований подчеркивают как достижения, так и критические проблемы, связанные с методами цементации [29–33]. Точный контроль потенциала углерода, температуры и времени выдержки необходим для достижения равномерной глубины закали и концентрации углерода, но отклонения могут привести к остаточному аустениту, хрупким карбидным сеткам или неполному упрочнению из-за недостаточной диффузии углерода [1–10].

В работе [33] проведен обзор литературы в области лазерной поверхностной термообработки сталей. Авторами показано, что за период с 2008 по 2024 год количество публикаций, посвященных лазерной обработке стали, увеличилось почти в 20 раз. К 2024 году число статей оставалось на уровне более 200. Это демонстрирует значительный интерес к технологии лазерной поверхностной закалке как простых сталей, так и цементированных сталей в различных центрах по всему миру и подтверждает утверждение о том, что она обладает значительным потенциалом применения с измеримыми экономическими выгодами. В то же время отметим, что в обзоре [33] приоритет отдавался публикациям, содержащим подробные числовые и описательные данные, относящиеся к процессу лазерной обработки (закалки), такие как мощность лазера, скорость сканирования, диаметр пятна, тип лазерного источника, конечная твердость и химический состав стали. Первоначально это была база данных, содержащая около 100 наиболее релевантных исследований. В обзоре нет ссылок на отдельную область применения лазеров в процессах химико-термической обработки, кроме двух работ [29–32], приведенных выше.

В настоящей работе представлен метод лазерного упрочнения с применением нанесенной на поверхность низкоуглеродистой стали графитовой смеси, которая переплавлялась с поверхностным слоем металла с использованием лазерного излучения и последующей дополнительной криогенной обработкой.

Целью работы является снижение остаточного аустенита в цементруемом слое после лазерного упрочнения с использованием дополнительной криогенной обработки.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

- исследование микроструктуры и распределение микротвердости поверхностного слоя

низкоуглеродистой стали после лазерной цементации с оплавлением;

- исследование влияния криогенной обработки на твердость и содержание остаточного аустенита в упрочненном слое.

Материалы и методы исследований

В качестве основы для получения цементуемого поверхностного слоя в металле использовали сталь 20 – низкоуглеродистую качественную конструкционную сталь, известную своей высокой прочностью, хорошей обрабатываемостью, свариваемостью и ковкостью. Типичный химический состав стали 20 по ГОСТ 1050–2013: 0,17...0,24 % (C), 0,35...0,65 % (Mn), 0,17...0,37 % (Si), не более 0,030 % (P), не более 0,030 % (S). Она обладает минимальным пределом прочности на растяжение 450 МПа и пределом текучести 245 МПа. Удлинение до разрушения может достигать 35...40 %. Легко подвергается холодной и горячей вытяжке с использованием соответствующего формовочного оборудования. Размеры образцов для лазерной обработки составили 100×40×10 мм. На поверхность образца стали 20 наносилась графитсодержащая смесь (графит марки ЭГС).

На рис. 1 представлены фрагменты графита в порошковом составе. Подробная технология нанесения графитовой смеси в виде пастообразной массы на поверхность образцов подробно приведена в работах авторов [13–29]. Лазерная модификация поверхности с нанесенным графитовым слоем проводилась с использованием

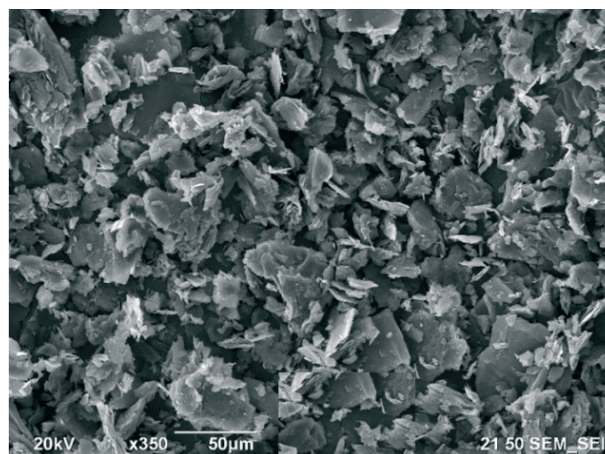


Рис. 1. Фрагменты частиц графитового покрытия с размером < 0,08 мм

Fig 1. Fragments of graphite coating particles with a size of < 0.08 mm

ем обрабатывающего блока, оснащенного волоконным лазером непрерывного действия на основе иттербия (LS-16, 1,5 кВт, IPG Photonics, Оксфорд, Массачусетс, США), излучающим на длине волны 1,07 мкм. В табл. 1 показаны режимы, при которых осуществляли процесс лазерного насыщения.

Содержание углерода в заданном науглероженном слое определяли методом оптической эмиссионной спектрометрии тлеющего разряда (GD-Profilер 2™). Твердость измеряли с помощью полуавтоматического твердомера Виккерса МН-500 с нагрузкой 500 г и шагом вдавливания 0,25 мм. Рентгенодифракционные спектры регистрировали с помощью прибора SmartLab 9KW с медной мишенью Cu-Kα и длиной волны рентге-

Таблица 1

Table 1

Параметры процесса насыщения
Parameters of the saturation process

Расстояние до поверхности образца, мм / Distance to sample surface (mm)	Скорость перемещения, мм/с / Traverse speed (mm/s)	Мощность лазерного нагрева, кВт / Laser power (kW)	Содержание графита, % / Graphite content (%)	Удельный вес покрытия, г/м ² / Coating specific weight (g/m ²)
5	3	1,0 / 1.0	10	100...120
5	3	1,0 / 1.0	25	130...150
5	3	1,0 / 1.0	50	160...180
4	10	1,5 / 1.5	10	80...100
4	10	1,5 / 1.5	25	110...130
4	10	1,5 / 1.5	50	140...160

новского излучения (λ) 1,5406 Å. Диапазон угла сканирования 2θ составлял от 40 до 100°, а скорость сканирования – 2 градуса в минуту. Количественный анализ объемной доли остаточного аустенита проводился в соответствии с рекомендациями, указанными в ASTM E975-13 [49]. Расчет объемной доли основывался на интегральных интенсивностях дифракционных пиков (200) γ , (220) γ , (311) γ , (200) α и (211) α . Кроме того, средняя концентрация углерода в остаточном аустените C_γ (масс. %) определялась с использованием следующего уравнения [46, 47]:

$$C_\gamma = (\alpha_\gamma - 3,547) / 0,046, \quad (1)$$

где α_γ параметр кристаллической решётки остаточного аустенита, Å, определённый по положению дифракционных пиков (200) γ и (220) γ .

Микроструктурные исследования проводились с помощью сканирующей электронной микроскопии (Zeiss Auriga Compact SEM). Микроструктура поверхностного слоя изучалось с использованием оптического микроскопа MET-2. Содержание остаточного аустенита измерялось с помощью программного обеспечения для анализа изображений Stream Essentials Olympus.

Для оценки криогенной обработки образцы после лазерного насыщения углеродом погружали в жидкий азот при -196°C на 2, 5 и 10 ч. Кроме того, для изучения влияния продолжительности криогенной обработки образцы подвергались отпуску при 200°C в течение 2 ч. Схема эксперимента представлена на рис. 2.

Результаты исследований

Внешний вид поверхности образцов после лазерной цементации представлен на рис. 3. На рис. 3, а показан внешний вид поверхности до нанесения пасты. На рис. 3, б, в – поверхность после обработки лазером с различной мощностью. Видно, что при мощности 1 кВт остаются частицы графита на поверхности расплава. С увеличением мощности до 1,5 кВт поверхность имеет минимальное количество не расплавленных частиц.

На рис. 4, а показан поперечный шлиф после применения покрытия с 10 % графита, на рис. 4, б – после применения покрытия с 25 % графита. На рис. 4, в приведена объём-

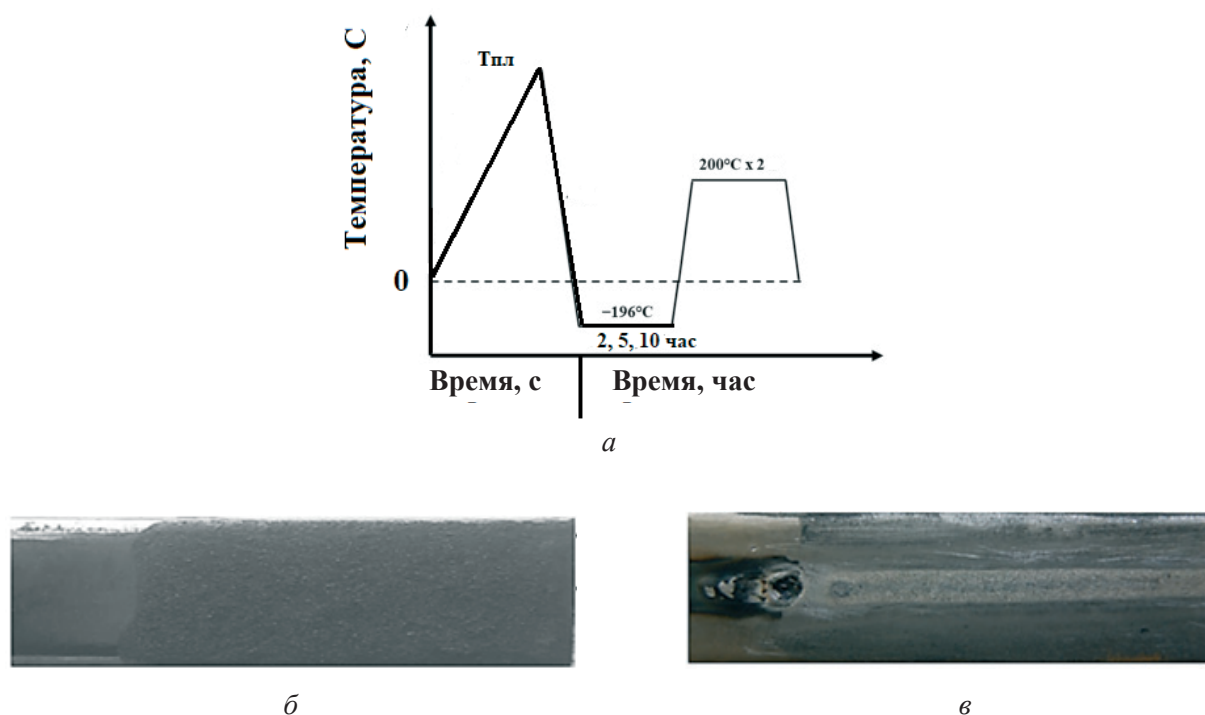


Рис. 2. Процесс лазерного насыщения с различной продолжительностью криогенной обработки и отпуска (а); образец с графитовой пастой (б); образец после лазерного оплавления графитовой пастой (в)

Fig. 2. Laser saturation process with different durations of cryogenic treatment and tempering (a); sample with graphite paste (b); sample after laser melting of graphite paste (v)

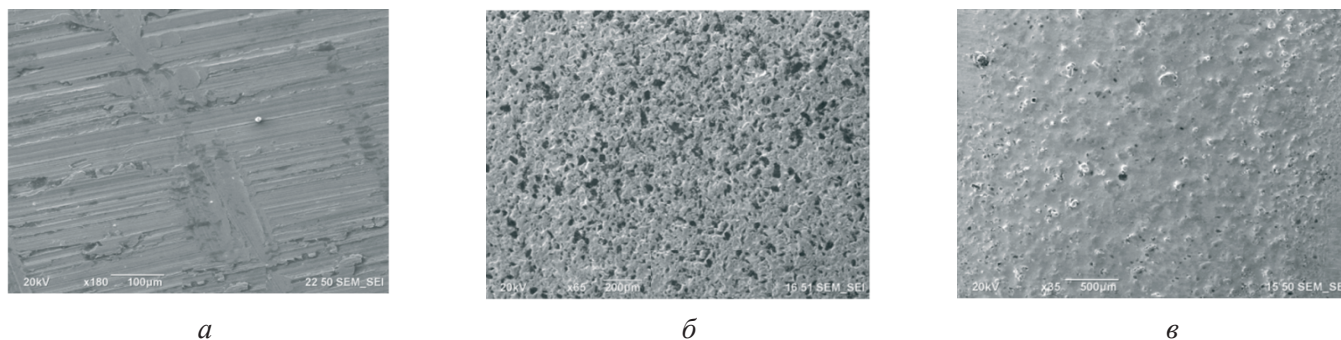


Рис. 3. Поверхности образцов после лазерной цементации:
a – исходная поверхность; *б* – после нанесения порошковой смеси (25 % графита); *в* – 50 % графита

Fig. 3. Surfaces of samples after laser carburizing:
a – original surface; *б* – after application of powder mixture (25% graphite); *в* – 50% graphite

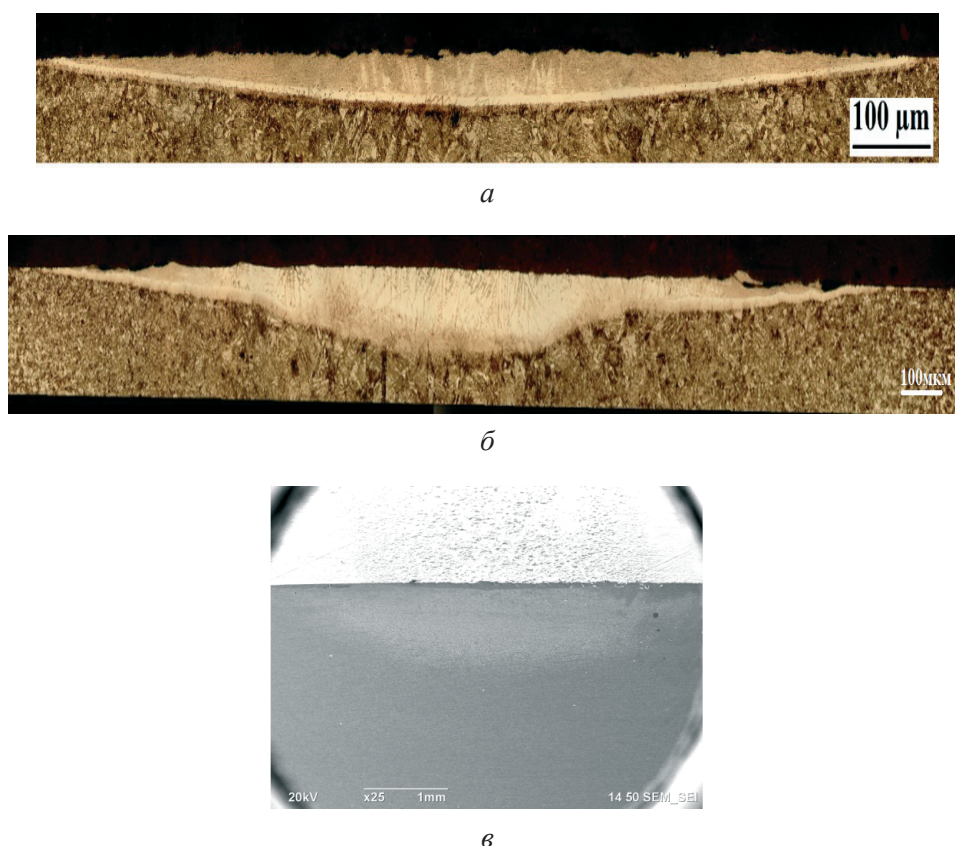


Рис. 4. Упрочненный слой в металле после оплавления порошковой смеси в поперечном сечении:

a – оптическая металлография 10 % графита; *б* – оптическая металлография 25 % графита; *в* – электронный снимок 10 % графита

Fig. 4. Hardened layer in the metal after melting of the powder mixture in cross section:

a – optical metallography, 10% graphite; *б* – optical metallography, 25% graphite; *в* – SEM image, 10% graphite

ная фотография под электронным микроскопом, где одновременно видно поверхность покрытия и поперечный разрез по глубине. Видно, что глубина науглероженного слоя составляет не

более 100 мкм (рис. 4). Далее идет зона термического влияния со структурами, характерными для поверхностной закалки. Науглероженный слой на рис. 4, *a*, *б* под поверхностью отличается

ся темно-желтым цветом, этот слой однороден и простирается на глубину ($50 \pm 0,1$) мкм. Отчетливо виден белый слой остаточного аустенита. Оптические микроснимки на рис. 4, а, б выявили наличие остаточного аустенита (светлые области) с реечным и пластинчатым мартенситом (темные области). Этот процесс хорошо описан в литературе по данной области. В образцах были обнаружены два типа остаточного аустенита – блочная и пленочная морфология.

В ходе экспериментов установлено, что с увеличением содержания графита в порошковой смеси до 50 % были получены эвтектидные и гиперэвтектические составы по углероду с большим количеством остаточного аустенита (рис. 5). Градиентное распределение значений микротвердости (рис. 6) является хорошим маркером содержания (распределения) углерода по поперечному сечению слоя. На поперечных шлифах цементированного слоя с помощью оптического микроскопа остаточный аустенит идентифицируется хорошо (рис. 4, 5, 7, 8). Содержание углерода в цементированном слое измеряли послойно (по глубине) для каждого состава порошковой смеси; результаты измерений приведены в табл. 2.

С помощью рентгенодифракционного анализа, представленного на рис. 9, была определена объемная доля остаточного аустенита. Установлено, что исходная поверхность стали 20 не содержат остаточного аустенита при комнатной температуре (рис. 9, а). После проведения лазерной поверхностной цементации с покрытием 50 % графита обнаружены пики аустенита (рис. 9, б). Для дальнейшего количе-

ственного определения доли остаточного аустенита образцы, обработанные при скорости 3 мм/с и мощности лазерного излучения 1 кВт с 50%-м содержанием графита, после обработки были отшлифованы и исследованы профили рентгеновской дифракции, соответствующие глубинам науглероживания 20, 60, 120, 190, 280 и 500 мкм, как показано в табл. 3. Все полученные дифрактограммы имели одинаковое распределение пиков по глубине цементированного слоя (как на рис. 9, б), отличались только ширина и высота пиков. Были обнаружены пики закаленного мартенсита и остаточного аустенита. Проанализированы дифракционные пики для γ , а именно (200), (220) и (311), а также пики для α (200) и (211). На глубинах от 60 до 280 мкм зафиксировано максимальное количество остаточного аустенита в диапазоне от 11 до 21 %.

Участки поверхностного слоя после лазерной цементации, исследованные методом рентгеновской дифракции, были параллельно изучены с помощью оптической микроскопии (табл. 4). Оценка проводилась на основе изображений в оттенках серого для получения процентного содержания остаточного аустенита на единицу площади. Предполагая случайное распределение зерен и изотропный рост зерен, процентное содержание на единицу площади было принято равным объемному проценту. На рис. 8, а–в, демонстрирующих репрезентативную микроструктуру всех образцов, подтверждено присутствие мартенсита и остаточного аустенита в каждом образце. Кроме того, на рис. 8 показаны репрезентативные изображения образца в цвете, полученные с помощью оптической

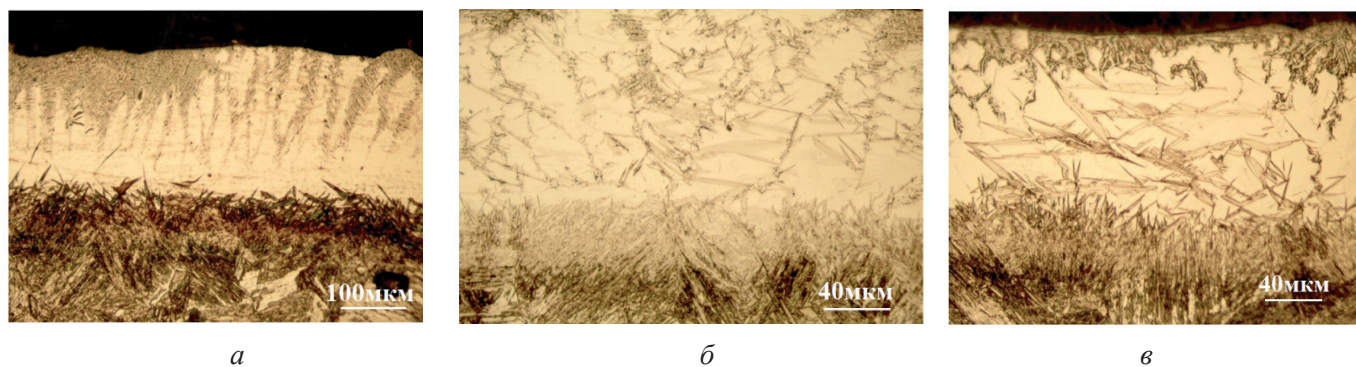
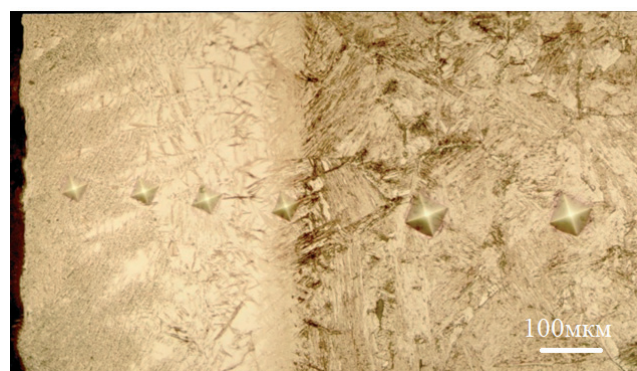


Рис. 5. Упрочненный слой в металле после оплавления порошковой смеси в поперечном сечении:
а, б – 25 % графита; в – 50 % графита

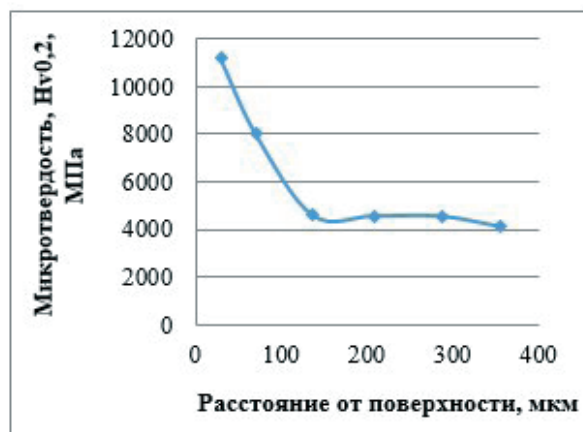
Fig. 5. Hardened layer in the metal after melting of the powder mixture in cross section:
а, б – optical metallography, 25% graphite; в – optical metallography, 50% graphite



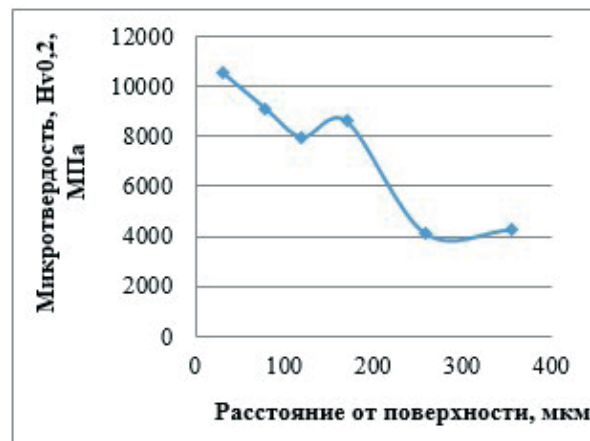
а



б



в



г

Рис. 6. Поверхностный слой после лазерного переплавления графитосодержащей порошковой смеси по глубине:

а – при 50 % графита; б – 25 % графита; в – распределение микротвердости 50 % графита; г – распределение микротвердости 25% графита

Fig. 6. Surface layer after laser carburizing by depth:

а – 50% graphite; б – 25% graphite; в – microhardness distribution, 50% graphite; г – microhardness distribution, 25% graphite

Таблица 2

Table 2

Содержание углерода в поверхностном слое стали 20 после лазерной цементации от состава пасты

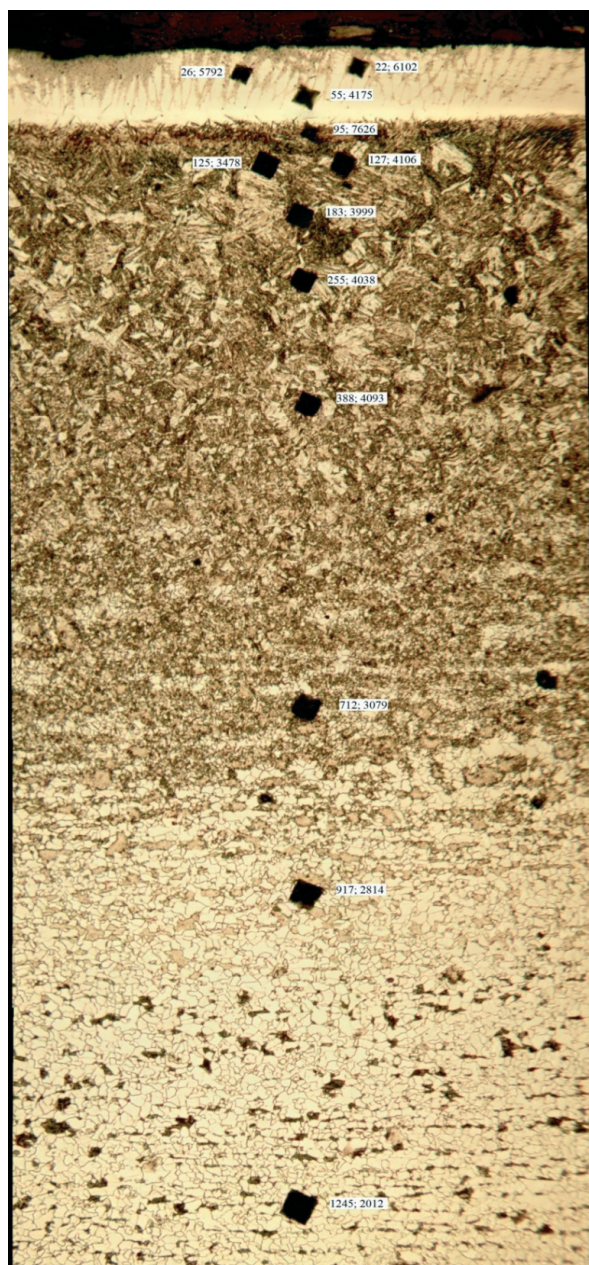
The carbon content in the surface layer of steel 20 after laser carburizing from the paste composition

Глубина, мкм / Depth (μm)	Содержание С, % (покрытие с 10 % графита) / C content (10% graphite coating)	Содержание С, % (покрытие с 50 % графита) / C content (50% graphite coating)
0	0,8 / 0.8	2,4 / 2.4
200	0,6 / 0.6	1,8 / 1.8
500	0,4 / 0.4	1,2 / 1.2

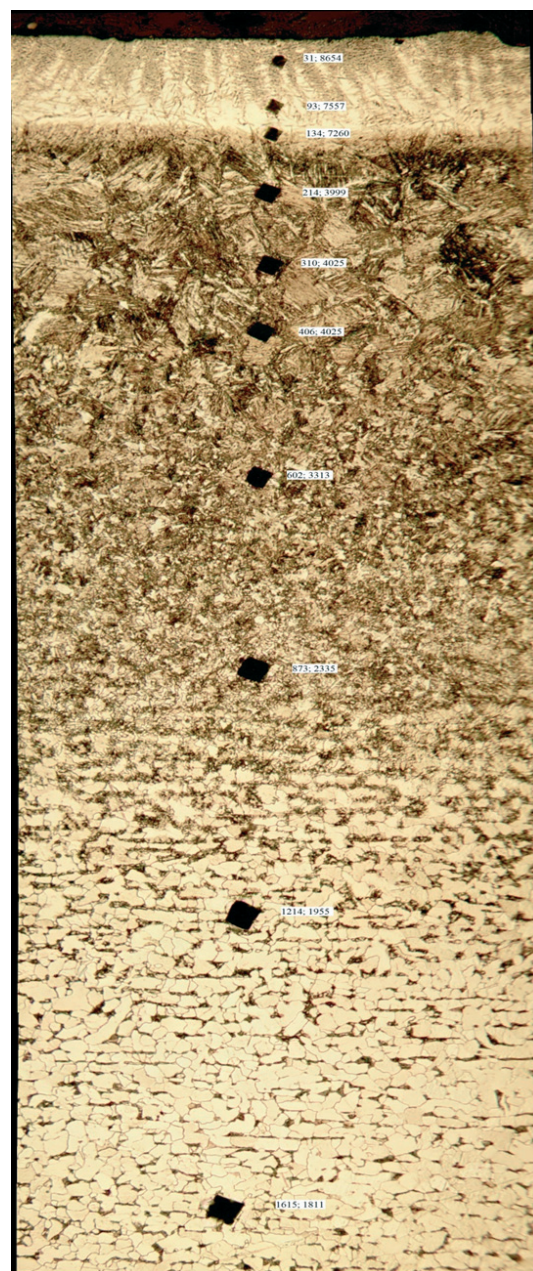
микроскопии. Появление однородного мартенсита (темный) и остаточного аустенита (белый) в цвете облегчает измерение доли отдельных фаз.

На рис. 10 представлены результаты после криогенной обработки и отпуска. На рис. 10, а показано исходное содержание остаточного ау-

стенита после лазерной цементации составом 20 % графита, на рис. 10, б – после двух часов выдержки при -196°C . По оптическим изображениям видно снижение остаточного аустенита, расчет по программе показал снижение до 10 %. Рис. 10, в показывает картину после выдержки



a



б

Рис. 7. Панорамный снимок по глубине поверхностного слоя после лазерной цементации с распределением микротвердости по слоям (науглероженный слой, зона термического влияния, переходный слой к основному металлу):

a – 25 % графита; *б* – 50 % графита

Fig. 7. Panoramic image of the surface layer depth after laser carburizing with microhardness distribution by layers (carburized layer, heat-affected zone, transition layer to the base metal):

a – 25% graphite; *б* – 50% graphite

5 часов. Для дальнейшего количественного определения доли остаточного аустенита были исследованы профили рентгеновской дифракции после криогенной обработки и отпуска, соответствующие глубинам науглероживания, как показано в табл. 5. Были обнаружены пики закаленного мартенсита и остаточного аустенита.

Были проанализированы дифракционные пики для γ , а именно (200), (220) и (311), а также пики для α (200) и (211). Количество остаточного аустенита снижается по всей глубине.

На рис. 11 представлена совмещенная компиляция результатов исследований, показывающая микроструктуру мартенсита и остаточного

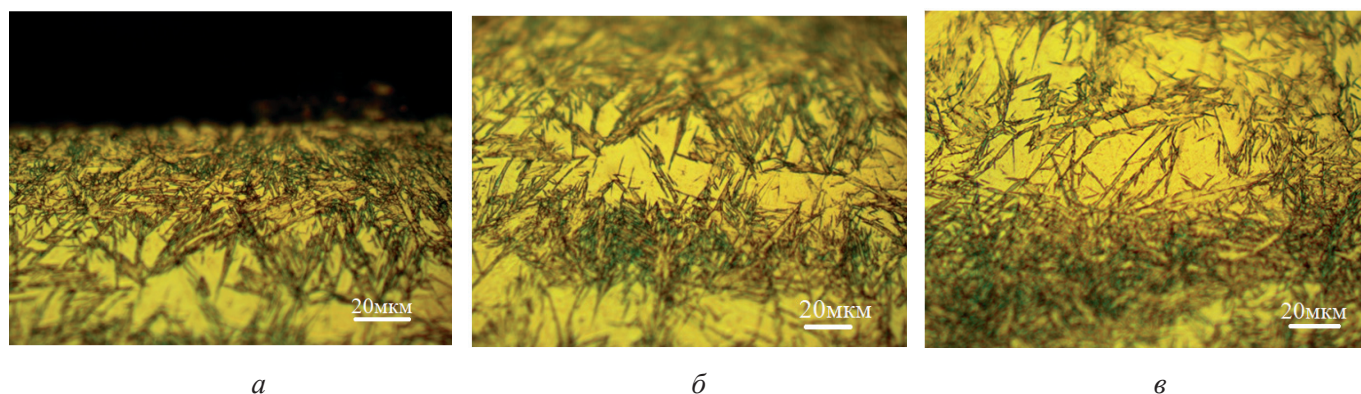


Рис. 8. Оптическая металлография фрагментов слоя по глубине после обработки порошковой смеси, содержащей 10 % графита:

a – на поверхности; *б* – середина слоя; *в* – переход к основному металлу

Fig. 8. Optical metallography of layer fragments by depth after processing with a powder mixture containing 10% graphite:

a – at the surface; *б* – middle of the layer; *в* – transition to the base metal

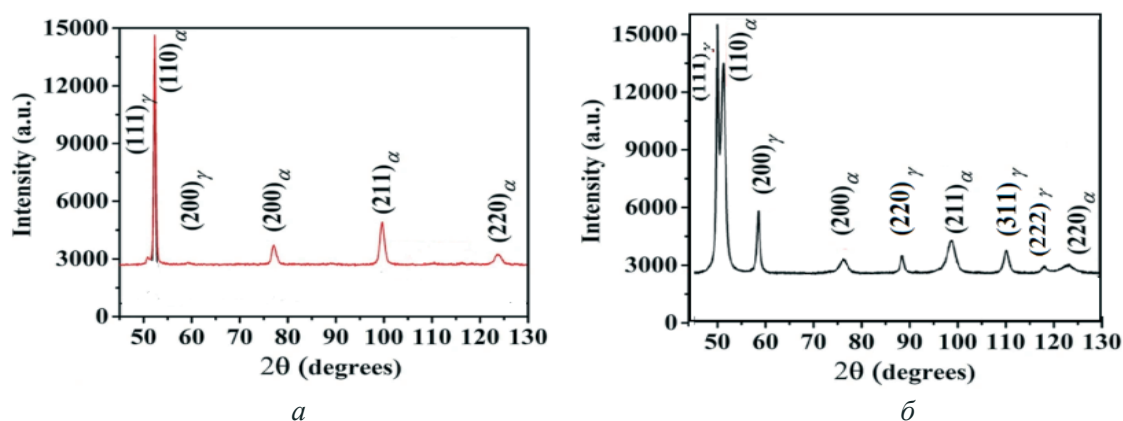


Рис. 9. Рентгенодифракционные спектры:

a – исходной стали 20; *б* – после лазерной цементации с использованием пасты с 50 % графита

Fig. 9. X-ray diffraction patterns:

a – initial 0.2% C steel; *б* – after laser carburizing with 50% graphite paste

Таблица 3

Table 3

Распределение мартенсита, остаточного аустенита по данным рентгенодифракционного анализа после лазерной цементации с 50 % графита

Distribution of martensite and residual austenite according to X-ray diffraction analysis after laser carburizing with 50% graphite coating

Глубина, мкм / Depth (μm)	Мартенсит, % / Martensite (%)	Аустенит, % / Austenite (%)
20	95,99631845	4,003681549
60	78,00152027	21,99847973
120	83,2360707	16,7639293
190	82,97027584	17,02972416
280	88,87531497	11,12468503
500	95,60167217	4,398327833
580	99,50605689	0,493943112

Таблица 4

Table 4

Результаты измерений на различной глубине количества остаточного аустенита с помощью оптической металлографии

Results of measurements at different depths of the amount of residual austenite using optical metallography

Образец / Sample	Глубина, мкм / Depth, μm			
	0	100	200	500
Покрытие с 10 % графита / 10% graphite coating	2,1	8,2	28,5	10,2
Покрытие с 25 % графита / 25% graphite coating	6,2	16,5	32,4	12,5
Покрытие с 50 % графита / 50% graphite coating	12,3	28,7	29,4	20,8

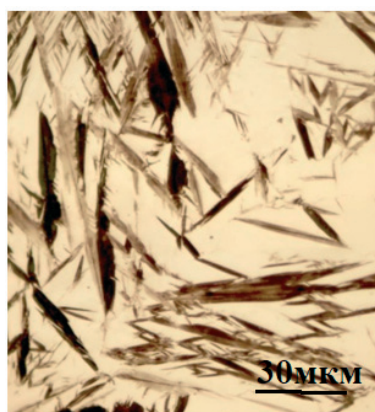
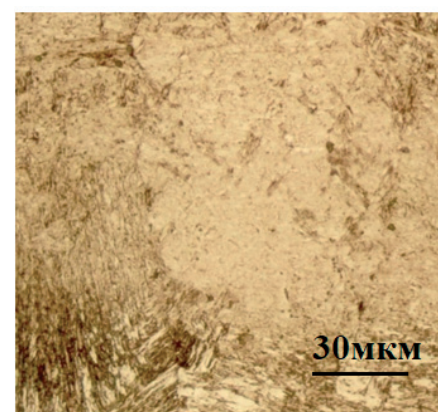
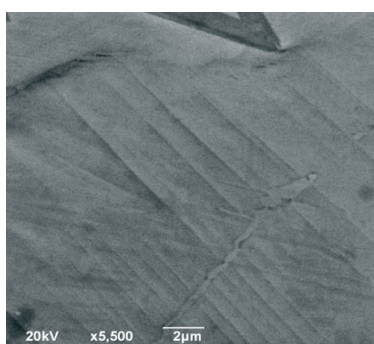
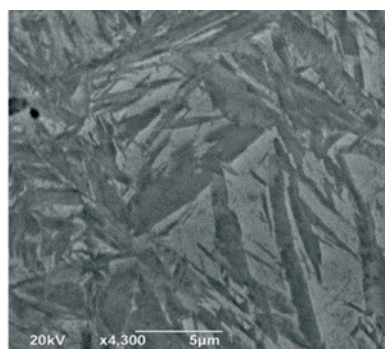
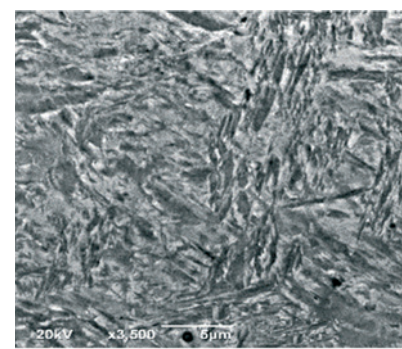

a

б

в

г

д

е

Рис. 10. Микроструктура цементруемого слоя после криогенной обработки и отпуска:

a, г – исходное содержание остаточного аустенита 20 %; *б, д* – после 2 часов выдержки при $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, снизилось до 16 %; *в, е* – после выдержки 5 часов, снизилось до 10 %

Fig. 10. Microstructure of the carburized layer after cryogenic treatment and tempering:

a, г – initial residual austenite content 20%; *б, д* – after 2 h of holding at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, decreased to 16%; *в, е* – holding for 5 h, decreased to 10%

аустенита с распределением значений микротвердости по глубине слоя. Видно, что в зоне с максимальным количеством остаточного аустенита наблюдается провал твердости. После криогенной обработки в течение двух часов и отпуска этот провал твердости устраняется за счет

превращения остаточного аустенита в мартенсит (рис. 12). Криогенная обработка в течение 10 часов не добавила положительного эффекта в снижении остаточного аустенита в цементированном слое. Отметим повышение микротвердости после криогенной обработки (рис. 11).

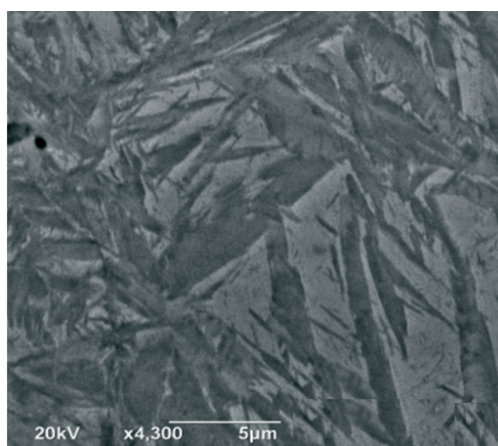
Таблица 5

Table 5

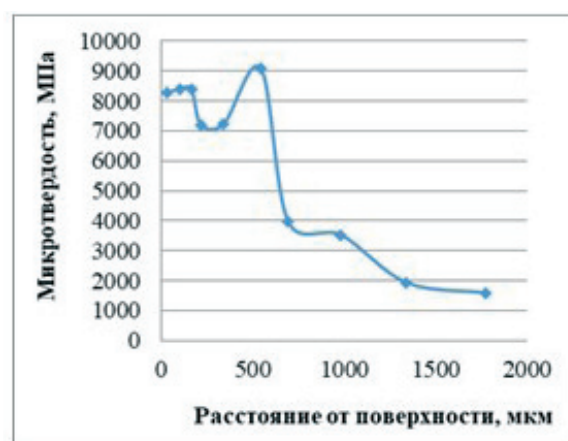
Распределение мартенсита, остаточного аустенита по данным рентгendifракционного анализа после криогенной обработки (5 ч) и отпуска

Distribution of martensite and residual austenite according to X-ray diffraction analysis after cryogenic treatment (5 h) and tempering

Глубина, мкм / Depth, (μm)	Мартенсит, % / Martensite, (%)	Аустенит, % / Austenite, (%)
20	99,50605689	0,493943112
60	94,60167217	5,398327833
120	88,87531497	11,12468503
190	92,97027584	7,02972416
280	98,990674	1,009326002
500	99,50605689	0,493943112
580	99,44403915	0,555960854



а



б



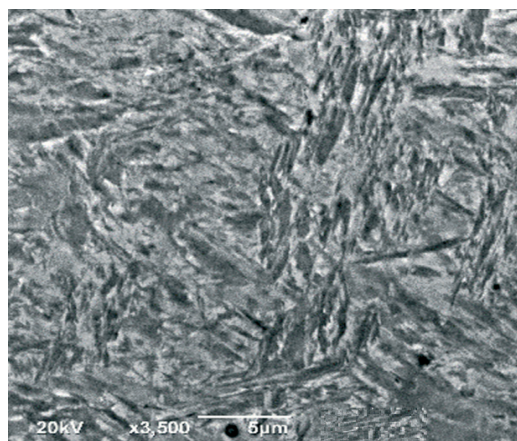
в

Рис. 11. Обобщение результатов исследований после лазерной цементации на режимах с оплавлением поверхности при скорости 3 мм/с (содержание 25 % графита):

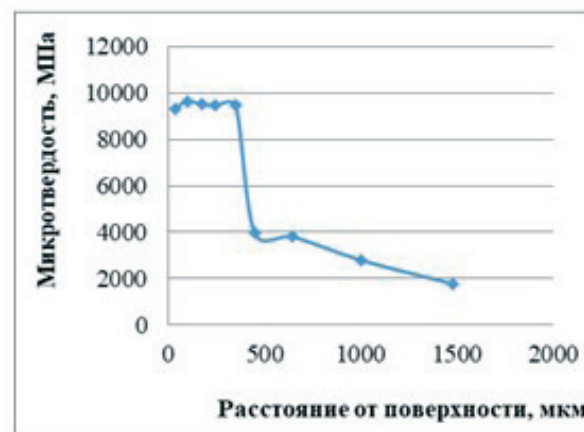
а – микроструктура слоя мартенсит; б – распределение микротвердости по глубине упрочнения;
в – панорамное оптическое фото упроченной зоны по глубине

Fig. 11. Summary of research results after laser carburizing in modes with surface melting at a speed of 3 mm/s (25% graphite):

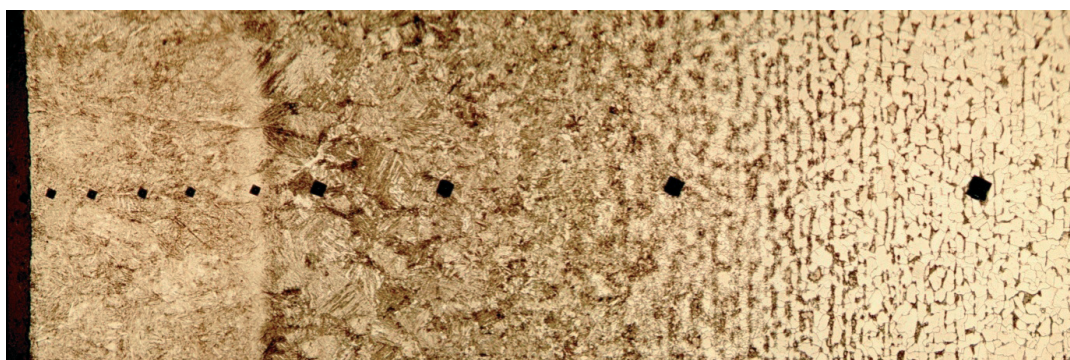
а – microstructure of the layer (martensite); б – microhardness distribution by hardening depth; в – panoramic optical image of the hardened zone by depth



а



б



в

Рис. 12. Обобщение результатов исследований после лазерной цементации на режимах с оплавлением поверхности при скорости 3 мм/с (содержание 25 % графита) + криогенная обработка и отпуск:

а – микроструктура слоя мартенсит; б – распределение микротвердости по глубине упрочнения; в – панорамное оптическое фото упроченной зоны по глубине

Fig. 12. Summary of research results after laser carburizing in modes with surface melting at a speed of 3 mm/s (25% graphite) + cryogenic treatment and tempering:

а – microstructure of the layer (martensite); б – microhardness distribution by hardening depth; в – panoramic optical image of the hardened zone by depth

Обсуждение результатов

Прежде чем приступить к обсуждению результатов, необходимо сформулировать тезис о том, что мы в ходе экспериментов получили в поверхностном слое стали 20 сверхнасыщенный углеродом металл, который с точки зрения фаз и структур, сформированных в нем, не имеет ничего общего с основой. Мы только использовали сталь 20 как основу для проведения поверхностной цементации. Естественно, при анализе фаз и структур мы будем обращаться к работам других авторов, где аналогичные фазовые и структурные превращения исследованы в работах [13–29]. На рис. 4 показаны изображе-

ния образцов, полученные с помощью оптического микроскопа, которые соответствуют поверхностному слою, подповерхностному слою, переходному слою и сердцевине слева направо. После лазерной поверхностной цементации поверхностный слой в основном состоит из цементита, а подповерхностный слой – из более мелких игольчатых мартенситов и остаточного аустенита. Распределение мартенсита и остаточного аустенита по данным рентгенодифракционного анализа после лазерной цементации было представлено в табл. 2. Видно, что содержание остаточного аустенита распределено по глубине неоднородно. Для более точного понимания зависимости процесса формирования остаточно-

го аустенита от условий лазерной цементации необходимы дополнительные исследования. В настоящий момент мы можем впервые констатировать, что такая проблема в процессе лазерной цементации есть и ранее она в работах [13–26] не освещалась. Вопрос, хорошо это или плохо, остаётся открытым, так как основная цель лазерной цементации – это повышение твердости и износостойкости.

На рис. 5–8 показаны изображения образцов, полученные с помощью оптического микроскопа, которые соответствуют поверхностному слою, подповерхностному слою, переходному слою и сердцевине слева направо. В целом на панорамном снимке видно, что в результате лазерной цементации формируется насыщенный углеродом слой, имеющий четкую границу по линии сплавления с основным металлом. При этом основной металл по линии сплавления нагревался ниже температуры плавления, и в нем видна зона термического влияния, в которой тоже сформировались структуры закалки. Таким образом, получился своеобразный композиционный слой.

Поверхностный слой при содержании графита порошковой смеси в диапазоне до 25 % в основном состоит из игольчатого мартенсита и остаточного аустенита, а подповерхностный слой – из более мелких игольчатых мартенситов и остаточного аустенита. С уменьшением содержания углерода микроструктура переходного слоя в основном представлена пластинчатым мартенситом и небольшим количеством игольчатого мартенсита, в то время как сердцевина в основном состоит из пластинчатого мартенсита из-за длительного времени выдержки. Большое количество остаточного аустенита фиксируется визуально при оптической съемке (рис. 4, 5) при содержании графита 50 % в порошковой смеси, что совпадает с результатами работ, полученных методами электронно-лучевой обработки без вакуума [13–16] и плазменным [21–29] при цементации низкоуглеродистых стальных пластин смесью порошков железа и графита. Основными структурными компонентами в наплавленных слоях [13, 14, 21, 22] были ледебурит, вторичный видманштеттеновский цементит и перлит. Механизм формирования ледебурита, цементита и перлита при содержании в порошковой смеси до 50 % и более подробно рассмотрен в работах [13,

14, 21–26]. Для получения высокоуглеродистой мартенситной структуры авторы работы [13] рекомендуют непосредственно в процессе наплавки путем повышения теплопередачи в более холодный объем заготовки увеличить толщину и массу заготовки или уменьшить толщину упрочняющего слоя.

Микроструктурный анализ поверхностного цементированного слоя в низкоуглеродистой стали, подвергнутой цементации, также выявляет значительные изменения морфологии и распределения зерен в различных зонах. Градиент микроструктуры от поверхности к центру подчеркивает диффузионно-обусловленный характер цементации, приводящий к упрочненному внешнему слою с повышенным содержанием углерода, сужающемуся к более мягкой, пластичной сердцевине (рис. 7, 11, 12). Такой микроструктурный профиль желателен, поскольку он сочетает в себе износостойкость поверхности с прочностью сердцевины, что является важным свойством для конструктивных применений, требующих долговечности. Микроснимки также подтверждают, что более высокие содержания графита в пасте при науглероживающей обработке способствуют более высокому насыщению углеродом, что приводит улучшению механических свойств, в частности твердости [13–23]. Оптическая металлография выявила видимый контраст между поверхностным слоем и сердцевиной после травления, что позволило качественно оценить глубину поверхностного слоя. Эти результаты подтверждают эффективность цементации в улучшении поверхностных свойств при сохранении прочности сердцевины [2, 3] и соотносятся с результатами работ других авторов [13–26].

После криогенной обработки (рис. 10, 12) и отпуска часть остаточного аустенита дополнительно трансформируется, и содержание мартенсита в поверхностном слое образца дополнительно увеличивается, в то время как переходный слой и сердцевина в основном состоят из отпускаемого пластинчатого мартенсита.

Измерение содержания остаточного аустенита на различной глубине с помощью оптической микроскопии (табл. 4) показало аналогичную тенденцию, как и измерение методом рентгеновской дифракции (XRD) (табл. 3). Однако с помощью этого метода сложно точно количественно

оценить низкий уровень остаточного аустенита ($< 2\%$) [34–39]. С целью снятия вопросов о количественном несоответствии почти в полтора раза используемых в работе двух способов определения остаточного аустенита дадим следующее пояснение.

Важно отметить главный тезис нашей работы, что в наших исследованиях не стояла цель оценить точность каждого метода, мы просто для сравнения использовали два метода, чтобы выявить роль или влияние операции криогенной обработки на превращения остаточного аустенита. Для этих целей нам и необходимо было использовать именно два метода, чтобы понимать, как протекает процесс поверхностного насыщения стали углеродом, какие структуры и фазы в нем формируются и как влияет криогенная обработка на эти процессы.

С точки зрения точности и достоверности полученных двумя способами значений остаточного аустенита отметим, что оптический способ относится к качественной оценке остаточного аустенита [2, 3], так как, несмотря на четкую визуализацию (см. рис. 5–8) и большую площадь изучения (типичная площадь измерения $> 100 \text{ мкм}^2$), простота подготовки образца и используемого оборудования (оптический микроскоп) в процессе исследования остаточного аустенита имеет ограничения в части определения пленочного остаточного аустенита (расположенного по границам пластин мартенсита) и, что самое важное, высока вероятность ошибочной интерпретации с карбидом железа [50], также имеющим белый оттенок при просмотре в оптический микроскоп [51]. С целью устранения ошибочной интерпретации необходимо дополнительно использовать микротвердомер. Следующий момент, который важно учитывать, – как выбрать подходящий травитель (обычно это 3...5%-я азотная кислота в спирте), так как время и интенсивность травления могут сильно изменять контрастность структуры таким образом, что незакаленные (тетрагональные) мартенситные пластины невозможно отличить от остаточного аустенита.

Отдельного нормативного документа на способ определения остаточного аустенита в РФ нет, есть отсылки к ГОСТ 8233–56 «Сталь. Эталоны микроструктуры», ГОСТ 11878–66 «Сталь аустенитная. Методы определения содержания

ферритной фазы в прутках». В последнем нормативном документе предписано: «На каждом шлифе при увеличении 280–320 и диаметре поля зрения микроскопа 0,38–0,43 мм определяют место с наибольшим содержанием исследуемой фазы, которое визуальным оценивают в баллах или в процентах путем сравнения с фотоэталоны прилагаемой шкалы». В нормативном документе («Эталоны микроструктуры») структуры аустенита нет. С учетом сказанного выше оптическая микроскопия дает качественные данные с субъективным количественным предположением, однако содержание остаточного аустенита ниже 5 % определить сложно. Автор работы [51] отмечает, что оптическая микроскопия дает отклонение до 20 % в зависимости от содержания остаточного аустенита и отпуска. Этот метод субъективен и дает большие разбросы результатов. Поэтому некоторые компании разработали собственные корпоративные стандартные микроснимки [51]. С учетом сказанного данные оптической металлографии необходимо рассматривать как качественные показатели именно оценки процесса формирования остаточного аустенита в поверхностном слое при лазерной цементации с использованием паст, содержащих графит от 10 до 50 %.

Измерение методом рентгеновской дифракции (XRD) признается большинством исследователей надежным инструментальным способом измерения остаточного аустенита в стали (погрешность измерения до 0,1%) [34, 37, 39, 41, 46, 48, 49, 52]. Однако присутствие карбидов [50, 51] может влиять на определение остаточного аустенита. Это влияние обусловлено наличием перекрывающихся или соседних пиков карбидов, которые могут мешать и изменять интенсивность пиков феррита или аустенита. Стандартный алгоритм, основанный на оценке интересующей области, может привести к неверной оценке остаточного аустенита [51, 52], поскольку он может быть полностью или частично учтен при интегрировании пиков. Используя подход полного профиля, можно учесть влияние этого пика и не учитывать его, а также все остальные пики карбидов, которые могут мешать. В то же время, как отмечает автор [51], наличие дополнительных фаз и отражений, обусловленных размером зерна, карбидами или текстурой, может вызывать искажения и отклонения.

Многие исследователи считают, что метод дифракции отраженных электронов EBSD способен дать более точную картину по остаточному аустениту в цементированном слое по сравнению с оптическим методом и рентгеновской дифракцией. Однако это не так, и метод EBSD имеет еще больше ограничений, чем представленные выше два метода [53, 54]. Первое – это размеры: очень небольшие размеры образца (не более 5 мм сторона квадрата) и толщина образца не более 1 мм. В добавление к этому сама съемка проводится на еще меньшей площади образца (строится карта площадью не более 100 мкм), т. е. это локальная нерепрезентативная выборка. Если еще учесть, что в нашем случае возможно неравномерное распределение мартенсита и остаточного аустенита (см. рис. 8) в площади картирования, то этот метод с точки зрения количественных значений нам ничего не дает. Авторы [53] отмечают, что возможно строить карты и больше 100 мкм, но это увеличивает время съемки до 24...120 часов.

Второе требование – по шероховатости поверхности: высота неровностей не более 100 нм [53, 54].

И третье, самое важное для нашего случая определения остаточного аустенита: для получения четких точек идентификации при картировании необходимо устранить остаточные напряжения в цементированном слое путем отпуска или отжига [53, 54], так как при наличии напряженного состояния на поверхности и в поверхностном слое дифракционная картина не будет формироваться по причине нарушения физической сущности метода EBSD, заключающегося в том, что электроны дифрагируют на плоскостях кристаллической решетки и формируют на детекторе уникальные узоры (линии Кикучи), а если кристаллическая решетка сильно искажена, то не происходит дифракции и линии Кикучи не формируются на детекторе. Карта съемки не формируется и вместо идентификации типа кристаллической решетки получаются сплошные темные точки. Для снятия остаточных напряжений после термообработки рекомендуется высокий отпуск или отжиг [1, 2]. В нашем случае это недопустимо. Известно [1, 2], что остаточный аустенит уже находится в состоянии сильного сжатия после обычной закалки. Это происходит потому, что домены остаточного аустенита «ин-

капсулированы» между мартенситными доменами и подвергаются сжимающему напряжению в результате положительного изменения объема при превращении остаточного аустенита в мартенсит.

Важное дополнение, что частицы остаточного аустенита размером менее 0,2 мкм не могут быть проиндексированы методом EBSD [53]. Следовательно, количество остаточного аустенита, изображенное на фазовых картах, недооценивается. Кроме того, размер мартенсита измеряется в соответствии с различными ориентациями мартенсита на обратных полюсных диаграммах (IPF).

С учетом сказанного выше данные, полученные в нашей работе методом рентгеновской дифракции (XRD), достоверны с учетом апробированного используемого метода, который имеет погрешность измерения остаточного аустенита до 0,1 % [37, 39, 41, 46, 48, 49]. В табл. 6 представлены данные по содержанию остаточного аустенита в цементированном слое для разного состава паст, содержащих графит, при следующих режимах обработки: скорость 3 мм/с, мощность лазерного излучения 1 кВт. Как правило, в мартенситной микроструктуре высокоуглеродистых сталей или цементированных сталей с содержанием углерода 0,8 масс. % может сохраняться 30 об. % или более аустенита [2]. Содержание углерода в поверхностном слое стали 20 после лазерной цементации от состава пасты (см. табл. 2) показывает нам, что углерода на поверхности может быть от 0,8 до 2,2 %. Данные табл. 6 не противоречат результатам, полученным при традиционных способах цементации [2].

Проведенная нами криогенная обработка образцов после лазерной цементации показала положительные результаты (рис. 13.) Известно, что традиционная закалка обычно проводится при температуре окружающей среды, что приводит к сохранению части остаточного аустенита в закаленном слое. С другой стороны, при криогенной обработке из-за объемного расширения, происходящего при превращении аустенитной фазы в «новую мартенситную» фазу, непреобразованный остаточный аустенит испытывает состояние сжимающего гидростатического давления во всех направлениях, что затрудняет дальнейшее превращение [55–59].

Таблица 6

Table 6

Количество остаточного аустенита на поверхности цементированного слоя от содержания графита в пасте при лазерной цементации

Amount of retained austenite on the surface of the carburized layer as a function of graphite content in the paste during laser carburizing

Содержание графита, % / Graphite content (%)	Параметр решетки, Å (аустенит α_γ) / Lattice parameter, Å (austenite α_γ)	Параметр решетки, Å (мартенсит α_α) / Lattice parameter, Å (martensite α_α)	Аустенит, % (рентгеноструктурный анализ) / Austenite (%) (XRD)
10	3,59175 / 3.59175	2,87231 / 2.87231	5,829724 / 5.829724
25	3,58959 / 3.58959	2,87278 / 2.87278	10,29394 / 10.29394
50	3,58777 / 3.58777	2,87356 / 2.87356	24,983112 / 24.983112



Рис. 13. Результаты снижения остаточного аустенита в науглероженном поверхностном слое стали 20 после криогенной обработки в течение 5 часов и последующем отпуске:

1 – покрытие 10 % графита; 2 – покрытие 25 % графита; 3 – покрытие 50 % графита

Fig. 13. Results of residual austenite reduction in the carburized surface layer of 0.2% C steel after cryogenic treatment for 5 h and subsequent tempering:

1 – 10% graphite coating; 2 – 25% graphite coating; 3 – 50% graphite coating

В наших исследованиях после криогенной обработки образовалась фаза «нового мартенсита», которая в основном включала тонкопластинчатый мартенсит и линзовидный мартенсит, а в фазе «нового мартенсита» образовались кристаллические дефекты, такие как двойники (рис. 10–12). Это согласуется с результатами обзоров работ [55–59], где сообщили, что тер-

мически активированное образование мартенсита можно интерпретировать как рост тонкопластинчатого мартенсита, который термически зарождается во время охлаждения, в линзовидный мартенсит. Другие исследования [46–48] показали, что существует ориентационное соотношение К–С между мартенситной фазой и остаточным аустенитом в процессе фазового превращения мартенсита.

В целом из обзорных работ по криогенной обработке сталей [55–59] следует, что строгое ориентационное соотношение К–С или Н–В между «новым мартенситом» и остаточным аустенитом способствует структурной стабильности материала. Значительное увеличение этого соотношения после криогенной обработки предполагает, что криогенная обработка полезна для повышения стабильности твёрдости материала (рис. 12). Образование фазы «нового мартенсита» увеличивает плотность дислокаций, а источником дислокаций может быть тонкая пластинка или изотермическая мартенситная фаза [58, 59]. Кроме того, высокая плотность дислокаций вокруг нерастворенных карбидов увеличилась из-за разницы в коэффициентах теплового расширения матричной структуры и карбидов [50]. Некоторые исследователи считают, что криогенная обработка может полностью устранить фазу остаточного аустенита [44–47], в то время как другие придерживаются противоположного мнения – что она может только уменьшить содержание остаточного аустенита [49, 50]. С другой стороны, известно [1, 2], что темпера-

тура завершения мартенситного превращения (Mf) высоколегированных мартенситных сталей ниже температуры окружающей среды и остаточный аустенит объективно всегда присутствует в стали.

Из анализа обзорных работ [55–59] можно сделать вывод, что криогенная обработка вызывает благоприятные изменения в микроструктуре низкоуглеродистых цементированных, высокоуглеродистых сталей, приводящие к повышению твердости и улучшению износостойкости. Эти улучшения объясняются несколькими факторами. Большинство исследований связывают улучшение характеристик со снижением содержания остаточного аустенита (γ -фазы) и увеличением количества карбидов. Другие исследования также подчеркивают измельчение мартенсита с большей плотностью дислокаций и мелким двойникованием, образование вторичных карбидов и установление более однородного распределения наноразмерных переходных преципитатов. Однако конкретные механизмы, определяющие эти улучшения, и их степень варьируются в зависимости от состава материала и параметров обработки.

В то же время отметим, что согласно обзорной работе [58] на криогенную обработку стали существенно влияют схемы технологического процесса криогенной обработки. Существует дискуссия о последовательности термической обработки и ее влиянии на результат окончательной обработки. Использовались различные последовательности [58]. Наиболее часто применялся «классический» режим с криогенной обработкой после закалки и перед отпуском – последовательность А. Однако есть и другие последовательности: В – последовательность без отпуска после КИ; С – последовательность с многократным последующим закаливанием и КИ перед отпуском; D – последовательность с прерывистым охлаждением или предварительным старением перед КИ; Е – последовательность с КИ после отпуска; F – последовательность с предварительным отпуском, КИ и последующим отпуском; G – последовательность с несколькими циклами КИ/отпуска. Они оказывают сильное влияние на содержание остаточного аустенита. Время погружения в криогенную среду является вторым по значимости параметром (после температуры криогенной среды), влия-

ющим на микроструктуру и свойства металлов. Скорость охлаждения – третий по значимости параметр, влияющий на микроструктуру и механические свойства материалов (9,34...14 % изменений) [58]. Четвертый параметр – время выдержки в криогенной среде.

Применительно к нашим результатам все эти факторы мы не учитывали при проведении исследований, что позволяет нам в будущем провести комплексное исследование по этим параметрам. В то же время, анализируя работы [56, 57], можно с уверенностью сказать, что выдержка в криогенной среде 10 часов в наших экспериментах не дала положительного прироста эффекта снижения остаточного аустенита и прироста твердости по причине прекращения эксперимента с нашей стороны. Однако, как показывают результаты работы [56], быстрый прирост твердости на 1-2 единицы по шкале HRC происходил в первые 2...5 часов, далее идет медленное нарастание твердости, т. е. в наших исследованиях необходимо было увеличить выдержку до 15...42 часов как минимум [56]. В работе [56] даны рекомендации по времени выдержки, скорости погружения и температуре криогенной среды для различных типов сталей, что дает нам возможность в дальнейшем проверить эти рекомендации.

В ряде обзорных статей [55–59] за последние примерно два десятилетия авторы обсуждали влияние криогенной обработки на различные металлы и материалы. Несмотря на значительный объем исследований, подтверждающих преимущества криогенной обработки, сохраняется необходимость в комплексных исследованиях именно в способах поверхностной цементации, где пока недостаточно экспериментальных исследований. Большая часть работ в области поверхностного упрочнения с использованием концентрированных источников нагрева [8–22] направлена на повышение твердости и износостойкости стали. Одна из главных проблем традиционной термообработки сталей путем закалки и отпуска – содержание остаточного аустенита (γ R), который является мягким, нестабильным при низких температурах и в процессе эксплуатации превращается в хрупкий мартенсит.

Роль остаточного аустенита в процессе трения еще до конца не изучена, и какой процент – 1, 10, 20, 25 % – благоприятно влияет на повы-

шение износостойкости, тоже вопрос дискуссий. Превращение аустенита в мартенсит связано с расширением объема примерно на 4 %, что вызывает деформацию компонентов. Таким образом, для минимизации содержания γR в сталях используется либо обработка при отрицательных температурах, либо многократный отпуск при относительно высокой температуре и (или) в течение более длительного времени. Преимущества криообработки для повышения износостойкости сталей были отмечены исследователями [46–48]. Однако механизмы, ответственные за повышение износостойкости при криообработке, еще не установлены. Некоторые исследователи [46–48, 56, 57] утверждают, что повышение износостойкости происходит только за счет превращения γR в мартенсит. Однако это явление представляет собой общую черту как холодной обработки (до -80°C , так и криообработки (-196°C), и поэтому значительное повышение износостойкости сталей при криообработке по сравнению с холодной обработкой не может быть объяснено исключительно минимизацией γR .

Хотя механизм повышения износостойкости при криообработке еще не до конца изучен, представленные данные об износе криообработанных сталей также не дают никаких указаний для количественной оценки степени улучшения. Таким образом, сложно обобщить существующие результаты для получения единой картины. В дальнейших своих исследованиях мы продолжим работы в этом направлении в части испытаний на износ образцов с различным содержанием остаточного аустенита в поверхностном слое после лазерной цементации.

Выводы

Установлено, что в процессе лазерной поверхностной цементации при скорости 3 мм/с и мощности лазерного излучения 1 кВт с использованием порошковой смеси графита от 10 до 50 % происходит формирование в цементированном слое остаточного аустенита в пределах 5,8...24,9 %.

Проанализированы дифракционные пики для γ , а именно (200), (220) и (311), а также пики для α (200) и (211). Были обнаружены пики закаленного мартенсита и остаточного аустенита. Максимальное количество остаточного аустени-

та находится на глубине от 60 до 280 мкм в диапазоне от 11 до 21 %.

Криогенная обработка образцов после лазерной цементации с выдержкой в течение 2...5 часов и последующего отпуска позволяет снизить в 1,5...2 раза количество остаточного аустенита в науглероженном слое. Криогенная обработка в течение 10 часов не показала дополнительного снижения остаточного аустенита.

Криогенная обработка образцов после лазерной цементации с выдержкой в течение 2...5 часов и последующего отпуска существенно повышает твердость. Макротвердость по шкале HRC увеличивается на 1–2 единицы, микротвердость по шкале Виккерса – на 100–180 ед.

Список литературы

1. Филиппов М.А., Косицына И.И., Гервасьев М.А. Упрочнение и защита поверхности металлов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2012. – 234 с.
2. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
3. The influence of carburization parameters on the mechanical behavior of mild steel: a review / M.J. Madu, O. Adedipe, S.A. Lawal, A.S. Abdulrahman // Journal of Engineering and Applied Science. – 2025. – Vol. 72 (1). – P. 193. – DOI: 10.1186/s44147-025-00776-9.
4. Effect of soaking time on paste carburizing of carburized low carbon steel / M.H. Jumadin, B. Abdullah, M.H. Ismail, S.K. Alias, S. Ahmad // Key Engineering Materials. – 2017. – Vol. 740. – P. 93–99. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.740.93.
5. Effect of carburizing process on high cycle fatigue behavior of 18CrNiMo7-6 steel / S. Qin, C. Zhang, B. Zhang, H. Ma, M. Zhao // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 16. – P. 1136–1149. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.12.074.
6. Influence of the carburization time on the structural and mechanical properties of XC20 steel / S. Abdenour, A. Linda, C. Oualid, B. Ali, L.M. Salah, D. Hamid, C. Francisco // Materials Research Express. – 2021. – Vol. 8 (8). – P. 085604. – DOI: 10.1088/2053-1591/ac1ece.
7. A review – Effect of accelerating methods on gas nitriding: accelerating mechanism, nitriding behavior, and techno-economic analysis / Y.L. Zhou, F. Xia, A.J. Xie, H.P. Peng, J.H. Wang, Z.W. Li // Coatings. – 2023. – Vol. 13 (11). – P. 1846. – DOI: 10.3390/coatings13111846.
8. Song H., Tao F. Laser-assisted coating techniques and surface modifications // Coatings. – 2026. – Vol. 16 (4). – P. 430. – DOI: 10.3390/coatings16040430.



9. Effect of laser heat-treatment and laser nitriding on the microstructural evolutions and wear behaviors of AISI P21 mold steel / W.S. Shin, H.J. Yoo, J.H. Kim, J. Choi, E.J. Chun, C. Park, Y.J. Kim // *Metals*. – 2020. – Vol. 10 (11). – P. 1487. – DOI: 10.3390/met10111487.

10. Бровер Г.И., Бровер А.В., Дьяченко Л.Д. Структура и свойства инструментальных сталей после обработки различными источниками концентрированных потоков энергии // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2005. – № 12. – С. 27–31.

11. Чудина О.В. Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева: теория и технология. – М.: МАДИ, 2003. – 248 с.

12. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: учебное пособие для вузов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 664 с.

13. Losinskaya A.A., Lozhkina E.A., Bardin A.I. Structure and properties of steel case-hardened by non-vacuum electron-beam cladding of carbon fibers // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 286. – P. 012036. – DOI: 10.1088/1757-899X/286/1/012036.

14. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing / I. Bataev, M. Golkovskii, A. Bataev, A. Losinskaya, R. Dostovalov, A. Popelyukh, E. Drobyaz // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 242. – P. 164–169. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038.

15. Non-vacuum electron-beam carburizing and surface hardening of mild steel / I.A. Bataev, M.G. Golkovskii, A.A. Losinskaya, A.A. Bataev, A.I. Popelyukh, T. Hassel, D.D. Golovin // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 322. – P. 6–14. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.09.137.

16. Влияние низкотемпературной цементации в плазме электронного пучка на упрочнение и шероховатость поверхности метастабильной аустенитной стали / П.А. Скорынина, А.В. Макаров, А.И. Меньшаков, А.Л. Осинцева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 97–109. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109.

17. Структура и свойства поверхностных слоев низкоуглеродистой стали, полученных методом наплавки углеродсодержащих порошковых смесей и последующей закалки / А.А. Лосинская, Е.А. Дробяз, В.А. Батаев, Н.В. Плотнокова, М.Г. Голковский // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2013. – № 4 (61). – С. 5–11.

18. Влияние фрикционной обработки и низкотемпературной плазменной цементации на структуру и фазовый состав метастабильной аустенитной стали / Р.А. Саврай, П.А. Скорынина, А.В. Макаров,

А.И. Меньшаков, В.С. Гавико // *Физика металлов и металловедение*. – 2023. – Т. 124, № 5. – С. 409–416. – DOI: 10.31857/S0015323023600442.

19. Structure and surface properties of metastable austenitic steel subjected to liquid carburizing at a reduced temperature / R.A. Savrai, P.A. Skorynina, A.V. Makarov, A.L. Osinceva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – Vol. 121 (1). – P. 65–71. – DOI: 10.1134/S0031918X20010135.

20. Effect of liquid carburizing at lowered temperature on the micromechanical characteristics of metastable austenitic steel / R.A. Savrai, P.A. Skorynina, A.V. Makarov, A.L. Osinceva // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – Vol. 121 (10). – P. 1015–1020. – DOI: 10.1134/S0031918X20100105.

21. Visualization of the reverse side of cathode and anode spots in a welding arc / Y.I. Karlina, A.E. Balanovskiy, G.E. Kurdyumov, V.A. Gladkikh, V.Y. Konyukhov, T.A. Oparina, R.V. Kononenko, V.V. Kondratiev // *Applied Sciences*. – 2026. – Vol. 16. – P. 3385. – DOI: 10.3390/app16073385.

22. Балановский А.Е., Ву Ван Гюи. Насыщение поверхности металла углеродом при плазменной поверхностной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2017. – Т. 13, № 9 (153). – С. 82–91.

23. Ву Ван Гюи, Балановский А.Е. Исследование износостойкости поверхности стали после плазменной цементации с использованием углеродосодержащей пасты // *Вестник ИРГТУ*. – 2017. – Т. 21, № 4. – С. 10–21.

24. Ву Ван Гюи, Балановский А.Е. Физические основы технологии плазменной поверхностной цементации деталей на примере втулки шпинтона пассажирского вагона // *Вестник ИРГТУ*. – 2017. – Т. 21, № 3. – С. 10–22.

25. Балановский А.Е., Ву Ван Гюи. Плазменная поверхностная цементация с использованием графитового покрытия // *Письма о материалах*. – 2017. – Т. 7, № 2. – С. 175–179. – DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.

26. New plasma carburizing method / A.E. Balanovskii, M.V. Grechneva, Vu Van Huy, D.A. Zhuravlev // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. – 2017. – Vol. 87. – P. 092003. – DOI: 10.1088/1755-1315/87/9/092003.

27. Surface saturation with carbon using plasma arc and graphite coating / V.H. Vu, A.E. Balanovskiy, V.T. Doan, V.T. Nguyen // *Tribology in Industry*. – 2021. – Vol. 43 (2). – P. 211–221. – DOI: 10.24874/ti.951.08.20.12.

28. Balanovskiy A.E. Digital visualisation of the process of heating and melting of metal in arc discharge with a non-consumable electrode // *Welding International*. – 2017. – Vol. 31 (6). – P. 467–476. – DOI: 10.1080/09507116.2016.1268765.

29. Höche D., Kaspar J., Schaaf P. 2 – Laser nitriding and carburization of materials // Laser surface engineering: processes and applications / ed. by J. Lawrence and D.G. Waugh. – Elsevier, 2015. – P. 33–58. – (Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials; no. 65). – DOI: 10.1016/B978-1-78242-074-3.00002-7.
30. Katsamas A.I., Haidemenopoulos G.N. Laser-beam carburizing of low-alloy steels // Surface and Coatings Technology. – 2001. – Vol. 139 (2–3). – P. 183–191. – DOI: 10.1016/S0257-8972(00)01061-6.
31. Maharjan N., Zhou W., Wu N. Direct laser hardening of AISI 1020 steel under controlled gas atmosphere // Surface and Coatings Technology. – 2020. – Vol. 385. – P. 125399. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125399.
32. The effect of laser energy density on the microstructure, residual stress and phase composition of H13 steel treated by laser surface melting / J. Zhang, M. Yu, Z. Li, Y. Liu, Q. Zhang, R. Jiang, S. Sun // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 856. – P. 158168. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158168.
33. Laser surface hardening of carburized steels: a review of process parameters and application in gear manufacturing / J. Kluczyński, K. Jasik, J. Łuszczek, J. Pokropek // Materials. – 2025. – Vol. 18 (15). – P. 3623. – DOI: 10.3390/ma18153623.
34. Поздняков Е.П., Степанкин И.Н. Влияние длительности цементации на структуру и свойства конструкционных среднеуглеродистых сталей 40X, 35ХГСА и 42CrMoS4 // Литье и металлургия. – 2024. – № 1. – С. 69–77. – DOI: 10.21122/1683-6065-2024-1-69-77.
35. Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование процесса поверхностного обезуглероживания стали 20 после цементации и термической обработки // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 122–136. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27-3-122-136.
36. Wong A. Modelling the stability and transformation kinetics of retained austenite in steels // Materials Science and Technology. – 2022. – Vol. 38 (11). – P. 676–688. – DOI: 10.1080/02670836.2022.2063539.
37. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel / X.C. Xiong, B. Chen, M.X. Huang, J.F. Wang, L. Wang // Scripta Materialia. – 2013. – Vol. 68 (5). – P. 321–324. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.11.003.
38. Advantages and shortcomings of retained austenite in bearing steels: a review / C. Sidoroff, M. Perez, P. Dierickx, D. Girodin // Bearing Steel Technologies: 10th Volume, Advances in Steel Technologies for Rolling Bearings. – ASTM International, 2014. – P. 1–37. – DOI: 10.1520/STP158020140081.
39. Effect of retained austenite – Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel / Y. Shen, S.M. Moghadam, F. Sadeghi, K. Paulson, R.W. Trice // International Journal of Fatigue. – 2012. – Vol. 75. – P. 135–144. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.02.017.
40. Evans M.H. An updated review: white etching cracks (WECs) and axial cracks in wind turbine gearbox bearings // Materials Science and Technology. – 2016. – Vol. 32 (11). – P. 1133–1169. – DOI: 10.1080/02670836.2015.1133022.
41. Kumar S., Singh S.B. Quantification of retained austenite in low-carbon steels // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2023. – Vol. 54 (11). – P. 4283–4294. – DOI: 10.1007/s11661-023-07162-1.
42. Evaluation of retained austenite in carburized bearing steel using magneto-inductive method / L.G. Ionescu, M.V. Pantawane, C. Tănase, R.V. Sichim, C.A. Dascălu, B. Ghiban // Crystals. – 2023. – Vol. 13 (8). – P. 1173. – DOI: 10.3390/cryst13081173.
43. Zhu Z., Liang Y. Prediction of residual stress of carburized steel based on machine learning // Applied Sciences. – 2020. – Vol. 10 (21). – P. 7759. – DOI: 10.3390/app10217759.
44. Experimental study on vacuum carburizing process for low-carbon alloy steel / S. Wei, G. Wang, X. Zhao, X. Zhang, Y. Rong // Journal of materials engineering and performance. – 2014. – Vol. 23 (2). – P. 545–550. – DOI: 10.1007/s11665-013-0762-1.
45. Effectiveness of machine-learning and deep-learning strategies for the classification of heat treatments applied to low-carbon steels based on microstructural analysis / J. Muñoz-Rodenas, F. García-Sevilla, J. Coello-Sobrino, A. Martínez-Martínez, V. Miguel-Eguía // Applied Sciences. – 2023. – Vol. 13. – P. 3479. – DOI: 10.3390/app13063479.
46. Jovičević-Klug P., Podgornik B. Review on the effect of deep cryogenic treatment of metallic materials in automotive applications // Metals. – 2020. – Vol. 10 (4). – P. 434. – DOI: 10.3390/met10040434.
47. Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical properties and distortion of carburized gear steels / Y. Yan, K. Liu, Z. Luo, M. Wang, X. Wang // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 1940. – DOI: 10.3390/met11121940.
48. Changes in microstructure of ledeburitic tool steel due to vacuum austenitizing and quenching, sub-zero treatments at – 140°C and tempering / J. Đurica, J. Ptačinová, M. Dománková, L. Čaplovič, M. Čaplovičová, L. Hrušovská, V. Malovcová, P. Jurči // Vacuum. – 2019. – Vol. 170. – P. 108977. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.108977.



49. ASTM E975-13. Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation. – West Conshohocken, PA, USA: ASTM International, 2013.

50. Effects of nucleation site and morphology of carbide-free bainite on microstructures and properties of bainite/martensite multi-phase steels / J. Zhao, X. Zhao, X. Zhao, C. Dong, S. Kang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 744. – P. 86–93. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.11.060.

51. *Wingens T.* Techniques for determining retained austenite // *AM&P Technical Articles*. – 2022. – Vol. 180. – P. 60–64. – DOI: 10.31399/asm.amp.2022-05.p060.

52. *Koistinen D., Marburger R.* A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // *Acta Metallurgica*. – 1959. – Vol. 7. – P. 59–60. – DOI: 10.1016/0001-6160(59)90170-1.

53. Возможности метода дифракции обратно-рассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов / В.Н. Варюхин, Е.Г. Пашинская, А.В. Завдовеев, В.В. Бурховецкий. – Киев: Наукова думка, 2014. – 102 с. – DOI: 10.13140/2.1.5016.6720.

54. Advancements in EBSD techniques: a comprehensive review on characterization of composites and metals, sample preparation, and operational parameters

/ S. Doddapaneni, S. Kumar, S. Sharma, G. Shankar, M. Shettar, N. Kumar, G. Aroor, S.M. Ahmad // *Journal of Composites Science*. – 2025. – Vol. 9 (3). – P. 132. – DOI: 10.3390/jcs9030132.

55. *Kalsi N.S., Sehgal R., Sharma V.S.* Cryogenic treatment of tool materials: a review // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2010. – Vol. 25 (10). – P. 1077–1100. – DOI: 10.1080/10426911003720862.

56. *Singla A.K., Vishal J., Sharma V.S.* Processing of materials at cryogenic temperature and its implications in manufacturing: a review // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2018. – Vol. 33 (15). – P. 1603–1640. – DOI: 10.1080/10426914.2018.1424908.

57. Reitz W., Pendray J. Cryoprocessing of materials: a review of current status // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2001. – Vol. 16 (6). – P. 829–840. – DOI: 10.1081/AMP-100108702.

58. *Jurči P., Dlouhý I.* Cryogenic treatment of martensitic steels: microstructural fundamentals and implications for mechanical properties and wear and corrosion performance // *Materials*. – 2024. – Vol. 17. – P. 548. – DOI: 10.3390/ma1703054.

59. Senthilkumar D., Rajendran I. A research review on deep cryogenic treatment of steels // *International Journal of Materials and Structural Integrity*. – 2014. – Vol. 8. – P. 169–184. – DOI: 10.1504/IJMSI.2014.064784.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Evaluation of the possibility of reducing residual austenite during laser carburization of low-carbon steel by additional cryogenic treatment

Antonina Karlina^{1, a, *}, Vitaly Gladkikh^{1, b}, Galina Vitkina^{2, c}, Roman Kononenko^{2, 3, d}, Viktor Kondratiev^{2, 4, e}

¹ National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

³ Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

⁴ A.P. Vinogradov Institute of Geochemistry SB RAS, 1A Favorskiy St., Irkutsk, 664033, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, karlinat@mail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0003-1953-1584>, gladkikh_87@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-1076-2709>, 20procents@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politeh@mail.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-7437-2291>, imz@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 08 June 2026

Revised: 16 July 2026

Accepted: 29 July 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Carburizing

Paste

Martensite

Ledeburite

Austenite

ABSTRACT

Introduction. Residual austenite is an austenitic phase that persists in steel after its incomplete transformation into martensite/bainite/ferrite. The presence of residual austenite in steel can cause positive or negative changes depending on its proportion. Therefore, the finished products must have an appropriate range of residual austenite content. In the process of traditional chemical and thermal treatment of metals by carburizing, residual austenite is an unacceptable defect in the process. Very few papers have been devoted to this issue in the processes of surface treatment of metals with concentrated energy sources. **The purpose of this work** is to reduce the residual austenite in the carburized layer after laser hardening using additional cryogenic treatment. **Materials and methods.** Laser carburizing of 0.2% C steel was performed with a continuous-wave ytterbium fiber laser (LS-16, 1.5 kW, IPG Photonics, Oxford, MA, USA) emitting at a wavelength of 1.07 μm. The carbon content in the carburized layer was determined by glow discharge optical emission spectrometry (GD-Profilier 2TM). Hardness was measured using a semi-automatic Vickers hardness tester with a load of 500 g and an indentation pitch of 0.25 mm. X-ray diffraction patterns were recorded using a SmartLab 9KW diffractometer with a Cu-Kα target (λ = 1.5406 Å). The scanning angle range of 2θ ranged from 40 to 100°, and the scanning speed was 2°/min. Quantitative analysis of the volume fraction of residual austenite was carried out in accordance with the recommendations specified in ASTM E975-13. Cryogenic treatment was carried out at a temperature of -196 °C. **Results and discussion.** Different graphite contents in the laser carburizing pastes lead to the formation of different structures and phases (cementite, ledeburite, martensite, residual austenite) in the surface layer. Microstructural examination of the surface layer showed that the structure of the original material (0.2% C steel) consists of soft and ductile ferrite with hard pearlite. The thermal gradient on the surface of the molten carbon-containing mixture, created by the laser beam, transformed the original microstructure into martensite by dissolving the carbonaceous mixture and solidifying the austenitic phase into martensite through rapid cooling. At the same time, residual austenite is formed in the surface layer due to rapid cooling. It was shown that laser carburizing leads to the formation of a modified surface layer consisting of carbon-saturated martensite, residual austenite and carbides. Cryogenic and tempering treatments additionally transform residual austenite in the carburized layer into martensite, which increases the hardness of the carburized layer.

For citation: Karlina A.I., Gladkikh V.A., Vitkina G.Y., Kononenko R.V., Kondratiev V.V. Evaluation of the possibility of reducing residual austenite during laser carburization of low-carbon steel by additional cryogenic treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 286–314. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-286-314. (In Russian).

* Corresponding author

Karlina Antonina I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
 National Research Moscow State Construction University,
 26 Yaroslavskoe shosse,
 129337, Moscow, Russian Federation
 Tel: +7 950 120-19-50, e-mail: karlinat@mail.ru

References

1. Filippov M.A., Kositsyna I.I., Gervas'ev M.A. *Uprochnenie i zashchita poverkhnosti metallov* [Hardening and protection of metal surfaces]. Ekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 2012. 234 p.
2. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical-thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
3. Madu M.J., Adedipe O., Lawal S.A., Abdulrahman A.S. The influence of carburization parameters on the mechanical behavior of mild steel: a review. *Journal of Engineering and Applied Science*, 2025, vol. 72 (1), p. 193. DOI: 10.1186/s44147-025-00776-9.
4. Jumadin M.H., Abdullah B., Ismail M.H., Alias S.K., Ahmad S. Effect of soaking time on paste carburizing of carburized low carbon steel. *Key Engineering Materials*, 2017, vol. 740, pp. 93–99. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.740.93.
5. Qin S., Zhang C., Zhang B., Ma H., Zhao M. Effect of carburizing process on high cycle fatigue behavior of 18CrNiMo7-6 steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 16, pp. 1136–1149. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.12.074.
6. Abdenour S., Linda A., Oualid C., Ali B., Salah L.M., Hamid D., Francisco C. Influence of the carburization time on the structural and mechanical properties of XC20 steel. *Materials Research Express*, 2021, vol. 8 (8), p. 085604. DOI: 10.1088/2053-1591/ac1ece.
7. Zhou Y.-L., Xia F., Xie A.-J., Peng H.-P., Wang J.-H., Li Z.-W. A review – Effect of accelerating methods on gas nitriding: accelerating mechanism, nitriding behavior, and techno-economic analysis. *Coatings*, 2023, vol. 13 (11), p. 1846. DOI: 10.3390/coatings13111846.
8. Song H., Tao F. Laser-assisted coating techniques and surface modifications. *Coatings*, 2026, vol. 16 (4), p. 430. DOI: 10.3390/coatings16040430.
9. Shin W.-S., Yoo H.J., Kim J.H., Choi J., Chun E.-J., Park C., Kim Y.-J. Effect of laser heat-treatment and laser nitriding on the microstructural evolutions and wear behaviors of AISI P21 mold steel. *Metals*, 2020, vol. 10 (11), p. 1487. DOI: 10.3390/met10111487.
10. Brover G.I., Brover A.V., Dyachenko L.D. Struktura i svoistva instrumental'nykh stalei posle obrabotki razlichnymi istochnikami kontsentririrovannykh potokov energii [Structure and Properties of Tool Steels after Treatment with Various Sources of Concentrated Energy Flows]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2005, no. 12, pp. 27–31.
11. Chudina O.V. *Kombinirovannyye metody poverkhnostnogo uprochneniya stalei s primeneniem lazernogo nagreva: teoriya i tekhnologiya* [Combined methods of surface hardening of steels using laser heating: theory and technology]. Moscow, MADI Publ., 2003. 248 p.
12. Grigoryants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazernoi obrabotki* [Technological processes of laser processing]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2006. 664 p.
13. Losinskaya A.A., Lozhkina E.A., Bardin A.I. Structure and properties of steel case-hardened by non-vacuum electron-beam cladding of carbon fibers. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2017, vol. 286, p. 012036. DOI: 10.1088/1757-899X/286/1/012036.
14. Bataev I.A., Golkovskii M.G., Bataev A.A., Losinskaya A.A., Dostovalov R.A., Popelyukh A.I., Drobyaz E.A. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 242, pp. 164–169. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038.
15. Bataev I.A., Golkovskii M.G., Losinskaya A.A., Bataev A.A., Popelyukh A.I., Hassel T., Golovin D.D. Non-vacuum electron-beam carburizing and surface hardening of mild steel. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 322, pp. 6–14. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.09.137.
16. Skorynina P.A., Makarov A.V., Menshakov A.I., Osintseva A.L. Vliyanie nizkotemperaturnoi tsementatsii v plazme elektronogo puchka na uprochnenie i sherokhovatost' poverkhnosti metastabil'noi austenitnoi stali [Effect of low-temperature carburizing in electron beam plasma on the hardening and surface roughness of metastable austenitic steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21 (2), pp. 97–109. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-97-109.
17. Losinskaya A.A., Drobyaz E.A., Bataev V.A., Plotnikova N.V., Golkovsky M.G. Struktura i svoistva poverkhnostnykh sloev nizkouglerodistoi stali, poluchennykh metodom naplavki uglerodsoderzhashchikh poroshkovykh smesei i posleduyushchei zakalki [Structure and properties of surface layers of low-carbon steel obtained by surfacing carbon-containing powder mixtures and subsequent hardening]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2013, no. 4 (61), pp. 5–11.

18. Savrai R.A., Skorynina P.A., Makarov A.V., Men'shakov A.I., Gaviko V.S. Vliyanie friktsionnoi obrabotki i nizkoterturnoi plazmennoi tsementatsii na strukturu i fazovyi sostav metastabil'noi austenitnoi stali [The influence of frictional treatment and low-temperature plasma carburizing on the structure and phase composition of metastable austenitic steel]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2023, vol. 124, no. 5, pp. 409–416. DOI: 10.31857/S0015323023600442.
19. Savrai R.A., Skorynina P.A., Makarov A.V., Osinceva A.L. Structure and surface properties of metastable austenitic steel subjected to liquid carburizing at a reduced temperature. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121 (1), pp. 65–71. DOI: 10.1134/S0031918X20010135.
20. Savrai R.A., Skorynina P.A., Makarov A.V., Osinceva A.L. Effect of liquid carburizing at lowered temperature on the micromechanical characteristics of metastable austenitic steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121 (10), pp. 1015–1020. DOI: 10.1134/S0031918X20100105.
21. Karlina Y.I., Balanovskiy A.E., Kurdyumov G.E., Gladkikh V.A., Konyukhov V.Y., Oparina T.A., Kononenko R.V., Kondratiev V.V. Visualization of the reverse side of cathode and anode spots in a welding arc. *Applied Sciences*, 2026, vol. 16, p. 3385. DOI: 10.3390/app16073385.
22. Balanovsky A.E., Vu Van Huy. Nasyshchenie poverkhnosti metalla uglerodom pri plazmennoi poverkhnostnoi obrabotke [Saturation of the metal surface with carbon during plasma surface treatment]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2017, vol. 13, no. 9 (153), pp. 82–91.
23. Vu Van Huy, Balanovsky A.E. Issledovanie iznosostoikosti poverkhnosti stali posle plazmennoi tsementatsii s ispol'zovaniem uglerodosoderzhashchei pasty [Study of wear resistance of steel surface after plasma carburizing using carbon-containing paste]. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Irkutsk State Technical University*, 2017, vol. 21, no. 4, pp. 10–21.
24. Vu Van Huy, Balanovsky A.E. Fizicheskie osnovy tekhnologii plazmennoi poverkhnostnoi tsementatsii detalei na primere vtulki shpintona passazhirskogo vagona [Physical principles of plasma surface carburizing of parts as exemplified by an antirattle bushing of a passenger coach]. *Vestnik Irkutskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Irkutsk State Technical University*, 2017, vol. 21, no. 3, pp. 10–22.
25. Balanovskii A., Vu Van Huy. Plasma surface carburizing with graphite paste. *Letters on Materials*, 2017, vol. 7 (2), pp. 175–179. DOI: 10.22226/2410-3535-2017-2-175-179.
26. Balanovskii A.E., Grechneva M.V., Vu Van Huy, Zhuravlev D.A. New plasma carburizing method. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, vol. 87, p. 092003. DOI: 10.1088/1755-1315/87/9/092003.
27. Vu V.H., Balanovskiy A.E., Doan V.T., Nguyen V.T. Surface saturation with carbon using plasma arc and graphite coating. *Tribology in Industry*, 2021, vol. 43 (2), pp. 211–221. DOI: 10.24874/ti.951.08.20.12.
28. Balanovskiy A.E. Digital visualisation of the process of heating and melting of metal in arc discharge with a non-consumable electrode. *Welding International*, 2017, vol. 31 (6), pp. 467–476. DOI: 10.1080/09507116.2016.1268765.
29. Höche D., Kaspar J., Schaaf P. 2 – Laser nitriding and carburization of materials. *Laser surface engineering: processes and applications*. Ed. by J. Lawrence and D.G. Waugh. *Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials*, no. 65. Elsevier, 2015, pp. 33–58. DOI: 10.1016/B978-1-78242-074-3.00002-7.
30. Katsamas A.I., Haidemenopoulos G.N. Laser-beam carburizing of low-alloy steels. *Surface and Coatings Technology*, 2001, vol. 139 (2–3), pp. 183–191. DOI: 10.1016/S0257-8972(00)01061-6.
31. Maharjan N., Zhou W., Wu N. Direct laser hardening of AISI 1020 steel under controlled gas atmosphere. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 385, p. 125399. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125399.
32. Zhang J., Yu M., Li Z., Liu Y., Zhang Q., Jiang R., Sun S. The effect of laser energy density on the microstructure, residual stress and phase composition of H13 steel treated by laser surface melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 856, p. 158168. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158168.
33. Kluczyński J., Jasik K., Łuszczek J., Pokropek J. laser surface hardening of carburized steels: a review of process parameters and application in gear manufacturing. *Materials*, 2025, vol. 18 (15), p. 3623. DOI: 10.3390/ma18153623.
34. Pozdnyakov E.P., Stepankin I.N. Vliyanie dlitel'nosti tsementatsii na strukturu i svoistva konstruktsionnykh sredneuglerodistykh stalei 40Kh, 35KhGSA i 42CrMoS4 [Influence of cementation duration on the structure and properties of structural middle carbon steel 40Cr4, 35CrMnSi4 and 42CrMoS4]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2024, no. 1, pp. 69–77. DOI: 10.21122/1683-6065-2024-1-69-77.
35. Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Issledovanie protsessa poverkhnostnogo obezuglerozhivaniya stali 20 posle tsementatsii i termicheskoi obrabotki [Investigation of the process of surface decarburization of steel



20 after cementation and heat treatment]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 122–136. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-122-136.

36. Wong A. Modelling the stability and transformation kinetics of retained austenite in steels. *Materials Science and Technology*, 2022, vol. 38 (11), pp. 676–688. DOI: 10.1080/02670836.2022.2063539.

37. Xiong X.C., Chen B., Huang M.X., Wang J.F., Wang L. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 68 (5), pp. 321–324. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.11.003.

38. Sidoroff C., Perez M., Dierickx P., Girodin D. Advantages and shortcomings of retained austenite in bearing steels: a review. *Bearing Steel Technologies: 10th Volume, Advances in Steel Technologies for Rolling Bearings*, ASTM International, 2014, pp. 1–37. DOI: 10.1520/STP158020140081.

39. Shen Y., Moghadam S.M., Sadeghi F., Paulson K., Trice R.W. Effect of retained austenite –Compressive residual stresses on rolling contact fatigue life of carburized AISI 8620 steel. *International Journal of Fatigue*, 2015, vol. 75, pp. 135–144. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.02.017.

40. Evans M.H. An updated review: white etching cracks (WECs) and axial cracks in wind turbine gearbox bearings. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32 (11), pp. 1133–1169. DOI: 10.1080/02670836.2015.1133022.

41. Kumar S., Singh S.B. Quantification of retained austenite in low-carbon steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, vol. 54 (11), pp. 4283–4294. DOI: 10.1007/s11661-023-07162-1.

42. Ionescu L.G., Pantawane M.V., Tănase C., Sichim R.V., Dascălu C.A., Ghiban B. Evaluation of retained austenite in carburized bearing steel using magneto-inductive method. *Crystals*, 2023, vol. 13 (8), p. 1173. DOI: 10.3390/cryst13081173.

43. Zhu Z., Liang Y. Prediction of residual stress of carburized steel based on machine learning. *Applied Sciences*, 2020, vol. 10 (21), p. 7759. DOI: 10.3390/app10217759.

44. Wei S., Wang G., Zhao X., Zhang X., Rong Y. Experimental study on vacuum carburizing process for low-carbon alloy steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23 (2), pp. 545–550. DOI: 10.1007/s11665-013-0762-1.

45. Muñoz-Rodenas J., García-Sevilla F., Coello-Sobrinio J., Martínez-Martínez A., Miguel-Eguía V. Effectiveness of machine-learning and deep-learning strategies for the classification of heat treatments applied to low-carbon steels based on microstructural analysis. *Applied Sciences*, 2023, vol. 13, p. 3479. DOI: 10.3390/app13063479.

46. Jovičević-Klug P., Podgornik B. Review on the effect of deep cryogenic treatment of metallic materials in automotive applications. *Metals*, 2020, vol. 10 (4), p. 434. DOI: 10.3390/met10040434.

47. Yan Y., Liu K., Luo Z., Wang M., Wang X. Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical properties and distortion of carburized gear steels. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 1940. DOI: 10.3390/met11121940.

48. Đurica J., Ptačinová J., Dománková M., Čaplovič L., Čaplovičová M., Hrušovská L., Malovcová V., Jurči P. Changes in microstructure of ledeburitic tool steel due to vacuum austenitizing and quenching, sub-zero treatments at – 140°C and tempering. *Vacuum*, 2019, vol. 170, p. 108977. DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.108977.

49. ASTM E975-13. *Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation*. West Conshohocken, PA, USA, ASTM International, 2013.

50. Zhao J., Zhao X., Zhao X., Dong C., Kang S. Effects of nucleation site and morphology of carbide-free bainite on microstructures and properties of bainite/martensite multi-phase steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 744, pp. 86–93. DOI: 10.1016/j.msea.2018.11.060.

51. Wingens T. Techniques for determining retained austenite. *AM&P Technical Articles*, 2022, vol. 180, pp. 60–64. DOI: 10.31399/asm.amp.2022-05.p060.

52. Koistinen D., Marburger R. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica*, 1959, vol. 7, pp. 59–60. DOI: 10.1016/0001-6160(59)90170-1.

53. Varyukhin V.N., Pashinskaya E.G., Zavdoveev A.V., Burkhovetskii V.V. *Vozmozhnosti metoda difraktsii obratno-rasseyannykh elektronov dlya analiza struktury deformirovannykh materialov* [Possibilities of the Electron Backscatter Diffraction Method for Analysis of the Structure of Deformed Materials]. Kyiv, Naukova Dumka Publ., 2014. 102 p. DOI: 10.13140/2.1.5016.6720.

54. Doddapaneni S., Kumar S., Sharma S., Shankar G., Shettar M., Kumar N., Aroor G., Ahmad S.M. Advancements in EBSD techniques: a comprehensive review on characterization of composites and metals, sample preparation, and operational parameters. *Journal of Composites Science*, 2025, vol. 9 (3), p. 132. DOI: 10.3390/jcs9030132.

55. Kalsi N.S., Sehgal R., Sharma V.S. Cryogenic treatment of tool materials: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 2010, vol. 25 (10), pp. 1077–1100. DOI: 10.1080/10426911003720862.

56. Singla A.K., Singh J., Sharma V.S. Processing of materials at cryogenic temperature and its implications in manufacturing: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 2018, vol. 33 (15), pp. 1603–1640. DOI: 10.1080/10426914.2018.1424908.

57. Reitz W., Pendray J. Cryoprocessing of materials: a review of current status. *Materials and Manufacturing Processes*, 2001, vol. 16 (6), pp. 829–840. DOI: 10.1081/AMP-100108702.

58. Jurči P., Dlouhý I. Cryogenic treatment of martensitic steels: microstructural fundamentals and implications for mechanical properties and wear and corrosion performance. *Materials*, 2024, vol. 17, p. 548. DOI: 10.3390/ma1703054.

59. Senthilkumar D., Rajendran I. A research review on deep cryogenic treatment of steels. *International Journal of Materials and Structural Integrity*, 2014, vol. 8, pp. 169–184. DOI: 10.1504/IJMSI.2014.064784.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние параметров процесса прямого лазерного выращивания на структуру и механические свойства новых жаропрочных никелевых сплавов на основе ЖС6К

Илья Астахов^{a, *}, София Корчмарчик^b, Маргарита Климова^c, Григорий Задыкян^d,
 Рудольф Корсмик^e, Никита Степанов^f

Институт лазерных и сварочных технологий, Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Лоцманская ул., д. 3, Санкт-Петербург, 190121, Россия

^a  <https://orcid.org/0009-0008-5409-9997>,  Astakhov@smtu.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0003-7716-146X>,  happy23sofia@gmail.com;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-2188-0209>,  M.V.klimova@ilwt.smtu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-7942-2799>,  gzadykian@mail.ru;
^e  <https://orcid.org/0000-0003-1591-1942>,  Rudak27@yandex.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>,  stepanov@corp.smtu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.245.018.44

История статьи:

Поступила: 15 июля 2026
 Рецензирование: 18 июля 2026
 Принята к печати: 14 августа 2026
 Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Жаропрочные никелевые сплавы
 Аддитивные технологии
 Технологические параметры
 Микроструктура
 Механические свойства

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-19-00622-П.

АННОТАЦИЯ

Введение. Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) являются незаменимыми материалами для горячих узлов газотурбинных двигателей (ГТД), однако традиционные методы производства деталей со сложной геометрией отличаются высокой длительностью и ресурсозатратностью. Применение аддитивных технологий (АТ), в частности прямого лазерного выращивания (ПЛВ), открывает возможность высокоточного изготовления изделий произвольной формы. Однако большинство ЖНС с высокой объемной долей γ' -фазы (Ni_3Al) склонны к образованию трещин. Перспективным направлением является разработка новых сплавов, специально адаптированных для АТ. **Цель работы.** Исследование влияния параметров ПЛВ на растрескивание, микроструктуру и механические свойства разработанных ранее на основе ЖС6К сплавов Ni68 и Ni75. **Методы исследования.** Тонкостенные образцы получали методом ПЛВ, варьируя мощность, скорость сканирования, диаметр лазерного пятна и стратегию выращивания. Склонность к растрескиванию оценивалась по удельной длине трещин. Пористость, микроструктура и фазовый состав были проанализированы с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии. Механические свойства были оценены по измерениям микротвердости. **Результаты и обсуждение.** Выявлена нелинейная зависимость удельной длины трещин от мощности лазера с максимумом при 700 Вт для малых диаметров пятна. Показано, что реверсивная стратегия выращивания снижает трещинообразование по сравнению с однонаправленной. Для сплава Ni75 определены оптимальные режимы (мощность 300 Вт, скорость 3 мм/с, диаметр пятна 1,0...1,5 мм) при реверсивной стратегии, позволяющие получать бездефектные образцы с пористостью менее 0,2 %. Установлено, что более низкое содержание углерода в сплаве Ni75 препятствует выделению карбидов, уменьшая вероятность образования трещин. Увеличение мощности лазера от 300 до 1500 Вт слабо изменяет поперечный размер зерен, но вызывает переход от околоравновесной морфологии к столбчатой с выраженной текстурой $<100>$; объемная доля упрочняющей γ' -фазы остается постоянной и составляет ~60 % для Ni68 и ~41 % для Ni75. Микротвердость слабо зависит от параметров выращивания: 390...410 HV для Ni75 и 430...450 HV для Ni68, что указывает на определяющий вклад характеристик γ' -фазы. Полученные результаты демонстрируют применимость разработанных сплавов для аддитивного производства тонкостенных деталей высокотемпературного назначения.

Для цитирования: Влияние параметров процесса прямого лазерного выращивания на структуру и механические свойства новых жаропрочных никелевых сплавов на основе ЖС6К / И.И. Астахов, С.О. Корчмарчик, М.В. Климова, Г.Г. Задыкян, Р.С. Корсмик, Н.Д. Степанов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 315–330. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-315-330.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) являются ключевыми конструкционными материалами в современных газотурбинных двигателях (ГТД). Благодаря комплексу физико-механических свойств при повышенных температурах, данный класс материалов используется для изготовления компонентов двигателя, работающих при максимально высоких температурах [1].

*Адрес для переписки

Астахов Илья Иванович, инженер
 Институт лазерных и сварочных технологий
 Санкт-Петербургский государственный морской технический университет,
 Лоцманская ул., д. 3,
 190121, Санкт-Петербург, Россия
 Тел.: +7 930 087-99-93, e-mail: Astakhov@smtu.ru

Структура жаропрочных никелевых сплавов, обеспечивающая наилучшие характеристики при повышенных температурах, представляет собой ГЦК-матрицу с высокой объемной долей (свыше 50 %) упрочняющих частиц интерметаллидной γ' -фазы типа L12 (Ni₃Al). Например, отечественный сплав ЖС6К относится к классу литейных жаропрочных сплавов и широко применяется для изготовления рабочих и сопловых лопаток ГТД благодаря оптимальному балансу жаропрочности и технологичности при литье. Однако создание деталей сложной геометрии сопряжено с длительным и ресурсозатратным технологическим циклом, включающим в себя многостадийную механическую и термическую обработку [2].

Одним из перспективных решений может служить применение технологий послойной 3D-печати, в частности прямого лазерного выращивания (ПЛВ), которое является одним из наиболее развитых методов аддитивного производства (АП), поскольку позволяет создавать изделия любой геометрической формы и размеров, обеспечивая высокую производительность и точность изготовления, а также может применяться для локального ремонта вышедших из строя деталей [3–5]. Основной проблемой, препятствующей массовому внедрению аддитивного производства изделий из ЖНС, является плохая свариваемость большинства никелевых сплавов с высоким содержанием упрочняющей γ' -фазы. Из-за схожести термических процессов в АП и сварки большинство жаропрочных сплавов подвержены образованию таких дефектов, как горячие и холодные трещины, несплавления и поры.

Для подавления образования трещин в первую очередь прибегают к оптимизации параметров выращивания, однако это не всегда обеспечивает существенные результаты по отношению к традиционным сплавам с высокой долей γ' -фазы [6, 7]. Другой подход связан с созданием новых составов сплавов, специально адаптированных под АП [8]. Для предотвращения горячего растрескивания в новых сплавах необходимо добиться сочетания узкого интервала кристаллизации с минимальной долей жидкой фазы на последних этапах затвердевания [9]. Кроме того, принципиально важно сохранить высокую объемную долю γ' -фазы. Важно также снизить температуру сольвуса вторичных фаз, включая

карбиды, бориды и топологически плотноупакованные (ТПУ) фазы.

Так, в предыдущей работе [10] с помощью высокопроизводительного метода CALPHAD на базе сплава ЖС6К были разработаны две перспективные композиции сплавов, адаптированные для аддитивного производства с учетом вышеизложенных требований. Однако исследование [10] было сосредоточено на изготовлении массивных образцов, и полученные результаты имеют ограниченную применимость к тонкостенным изделиям. Для практических задач, таких как производство тонкостенных элементов конструкций (например, лопатки ГТД с охлаждаемыми каналами [11]) или локальное восстановление деталей из ЖНС, необходимо глубокое понимание склонности материалов к трещинообразованию при минимальной толщине стенки. Известно, что тонкостенные структуры проявляют высокую чувствительность к колебаниям термических условий в процессе аддитивного производства, что может приводить к значительной неоднородности микроструктуры и свойств [12].

Целью настоящей работы являлось исследование влияния параметров ПЛВ на поведение растрескивания, структуру и механические свойства тонкостенных образцов новых сплавов, разработанных на основе ЖС6К. Для достижения указанной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение оптимальных параметров ПЛВ (мощность лазерного излучения, скорость сканирования, диаметр лазерного пятна, стратегия построения), обеспечивающих формирование бездефектной структуры в тонкостенных образцах;

- исследование влияния мощности лазерного излучения на морфологию, размер и кристаллографическую текстуру зерен, а также на фазовый состав, включая морфологию и объемную долю упрочняющей γ' -фазы и частиц вторых фаз.

- оценка механических свойств сплавов в зависимости от технологических параметров ПЛВ и сопоставление полученных значений с характеристиками объемных образцов.

Методика, материалы и оборудование

В предыдущей работе [10] с помощью высокопроизводительного метода CALPHAD были предложены две перспективные композиции

новых никелевых сплавов. Сплавам были присвоены обозначения Ni68 и Ni75, где цифры обозначают расчетное содержание никеля в 68 и 75 вес. % соответственно.

Выбранные композиции сплавов были изготовлены в виде металлических порошков методом газовой атомизации на АО «Полема» (Тула, Россия). Входной контроль порошков новых сплавов установил преимущественно сферическую морфологию частиц с небольшим количеством частиц неправильной формы и наличием поверхностных сателлитов (рис. 1). Распределение порошков по размерам находилось в диапазоне от 40 до 150 мкм. Средний размер частиц составил 83 и 95 мкм для Ni68 и Ni75 соответственно.

Химический состав сплавов был проанализирован с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Фактический состав порошков представлен в табл. 1. Содержа-

ние азота и кислорода определяли методом инертного газового плавления на анализаторе Meteck-600, концентрация газов не превышала 0,004 и 0,009 % соответственно. Массовая доля углерода, измеренная с помощью анализатора Meteck-200, составила 0,100 и 0,085 % для сплавов Ni68 и Ni75 соответственно.

Для прямого лазерного выращивания тонкостенных образцов использовали установку ИЛИСТ-М (СПбГМТУ, Россия), оснащенную иттербиевым волоконным лазером IPG YLR-1500-U с диаметром 100 мкм (рис. 2). Лазерный луч фокусировался на поверхность подложки с помощью технологической головки IPG FLW D30 (IPG Photonics, США), формируя высококонцентрированный источник энергии. Металлический порошок подавался в ванну расплава через порошковый питатель с объемом бункера 5 л. В процессе выращивания порошок плавился в зоне воздействия лазерного луча и кристал-

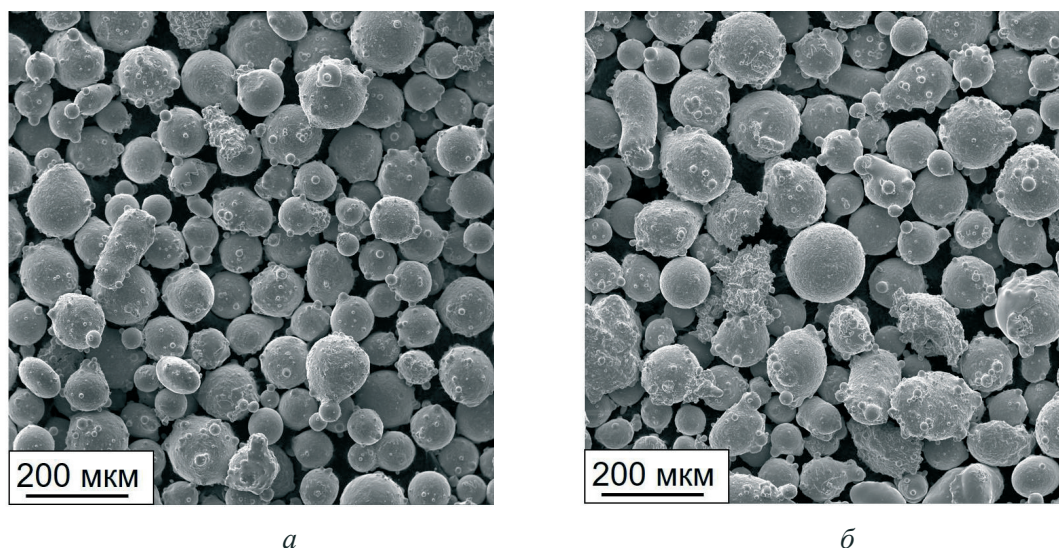


Рис. 1. СЭМ-изображения частиц порошка сплавов (а) Ni68 и (б) Ni75

Fig. 1. SEM images of powder particles of (a) Ni68 and (b) Ni75 alloys

Таблица 1

Table 1

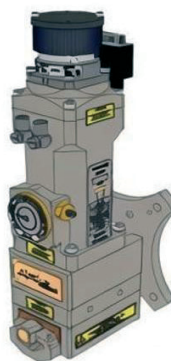
Фактический элементный состав порошков, вес. %

Actual elemental composition of powders, wt. %

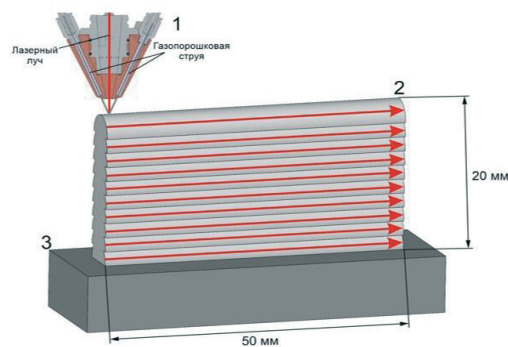
Сплав / Alloy	Ni	Al	Cr	Ti	Mo	W	Mn	Fe	S	N ₂	O ₂	C
Ni68	68,89 / 68.89	6,84 / 6.84	8,50 / 8.50	1,22 / 1.22	3,71 / 3.71	5,52 / 5.52	0,21 / 0.21	1,24 / 1.24	< 0,001 / < 0.001	0,013 / 0.013	0,009 / 0.009	0,100 / 0.100
Ni75	73,3 / 73.3	4,09 / 4.09	8,65 / 8.65	2,0 / 2.0	2,83 / 2.83	4,93 / 4.93	0,15 / 0.15	0,71 / 0.71	< 0,001 / < 0.001	0,004 / 0.004	0,006 / 0.006	0,085 / 0.085



а



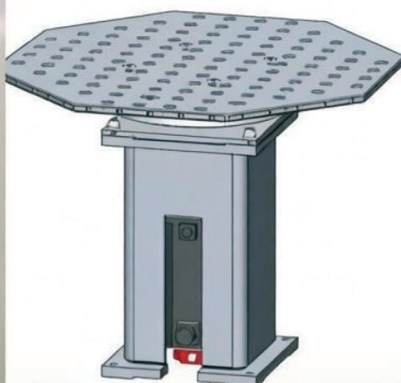
б



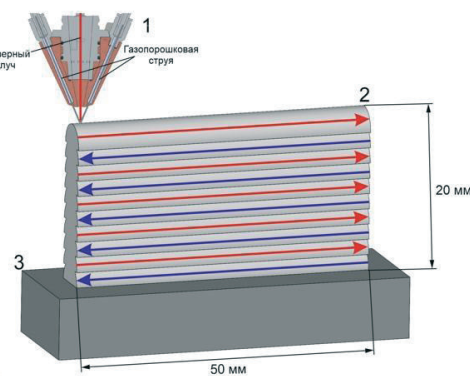
в



г



д



е

Рис. 2. Технологическая установка ИЛИСТ-М (а), технологическая головка IPG (б), порошковый питатель (г), одноосевой позиционер (д), односторонняя (в) и реверсивная (е) стратегия выращивания

Fig. 2. ILIST-M process unit (a); IPG processing head (b); powder feeder (g); single-axis positioner (d); unidirectional (v) and bidirectional (e) deposition strategies

лизовался в виде единичного валика; послойное наложение валиков по заданной траектории обеспечивало формирование объемного образца. Перемещение технологического инструмента выполнял сварочный робот М-10iD/12 (Fanuc, Ошино, Япония). Охлаждение оптической системы в ходе наплавки осуществлялось с помощью чиллера SMC HRSN090-A-40.

Для определения технологических параметров процесса ПЛВ, обеспечивающих формирование бездефектных тонкостенных образцов с размерами 50×20×2 мм, была проведена серия экспериментов с варьированием режимов и стратегий сканирования. Исследовались две стратегии формирования стенок – односторонняя и реверсивная. При односторонней стратегии лазер перемещался в одном направлении, а его возврат в исходную позицию осуществлялся в холостом режиме, что увеличивало паузы между проходами. При реверсивной стратегии лазер попеременно двигался в обоих направле-

ниях, что минимизировало паузы между проходами и обеспечивало эффект повторного нагрева и (или) частичного переплава ранее нанесенного металла встречным проходом.

В рамках эксперимента варьировались следующие технологические параметры: мощность лазерного излучения P (300, 700, 1100 и 1500 Вт), скорость перемещения лазера V (3, 10, 17 и 25 мм/с), диаметр лазерного пятна D (1,0; 1,5; 2,0 и 2,5 мм) и массовый расход порошка G (от 1,8 до 20 г/мин). При комбинировании перечисленных факторов для каждого из разработанных сплавов было реализовано 24 различных режима выращивания (табл. 2).

Первичный контроль качества полученных стенок осуществлялся на основе анализа цифровых изображений поверхности образцов для выявления поверхностных трещин. Количественная оценка склонности к трещинообразованию проводилась с помощью программного обеспечения Digimizer v.6 (MedCalc Software, Бельгия).

Режимы выращивания тонких стенок сплавов Ni68 и Ni75

Deposition modes for thin walls of Ni68 and Ni75 alloys

№ режима / Mode No.		Мощность лазера P , Вт / Laser power P (W)	Скорость сканирования V , мм/с / Scanning speed V (mm/s)	Диаметр лазерного пятна D , мм / Laser spot diameter D (mm)	Скорость подачи порошка G , г / мин / Powder feed rate G (g/min)
Однонаправленная / Unidirectional	Реверсивная / Bidirectional				
1	13	300	3	1,0	2,2
2	14	700	10	1,0	4,5
3	15	300	3	1,5	1,9
4	16	700	10	1,5	5
5	17	1100	17	1,5	10,5
6	18	1500	25	1,5	19,5
7	19	700	10	2,0	7
8	20	1100	17	2,0	12
9	21	1500	25	2,0	20
10	22	700	10	2,5	6,5
11	23	1100	17	2,5	11
12	24	1500	25	2,5	20

Для каждого изображения выполнялась идентификация всех видимых трещин, измерение их длины и подсчет общего количества. На основе полученных данных рассчитывался параметр удельной длины трещин, определяемый как отношение суммарной длины всех зафиксированных трещин к общей площади анализируемой поверхности образца ($P = L_{sum}/S$, где L_{sum} – общая длина трещин, а S – площадь сечения).

Пробоподготовка поверхности образцов для дальнейших исследований структуры выполнялась с использованием коллоидной суспензии SiO_2 на установке Model 200 Dimpling Grinder (Thermo Fisher Scientific Inc., США). Исследование макроструктуры и пористости проводили на оптическом микроскопе Leica DMI8 (Leica Microsystems, Вецлар, Германия). Величину пористости определяли по пяти оптическим изображениям поверхности как отношение суммарной площади пор к общей площади. Для анализа микроструктуры был задействован сканирующий электронный микроскоп (СЭМ), оснащенный детектором дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) с программным обеспечением AZtecCrystal 2.2 (Oxford Instruments NanoAnalysis, Абингдон, Великобри-

тания), а также детектором для энергодисперсионного анализа (ЭДС) (Ultim Max 65).

С целью установления зависимости механических свойств от режимов выращивания были проведены испытания на микротвердость. Твердость по Виккерсу определялась на приборе Future-Tech FM-310 (Future-Tech Corp., Кавасаки, Япония) с приложенной нагрузкой 300 г, было выполнено не менее 20 измерений для каждого состояния.

Результаты и их обсуждение

По результату первичного визуально-измерительного контроля полученных образцов было установлено существенное влияние параметров и стратегии выращивания на трещинообразование (рис. 3). При использовании однонаправленной стратегии в сплавах образуется большое количество поверхностных трещин, ориентированных преимущественно вдоль направления выращивания. Переход к реверсивной стратегии выращивания обеспечил кардинальное повышение качества поверхности: в сплавах наблюдалось значительное снижение количества трещин. Выраженный положительный эффект реверсивной стратегии может быть обусловлен

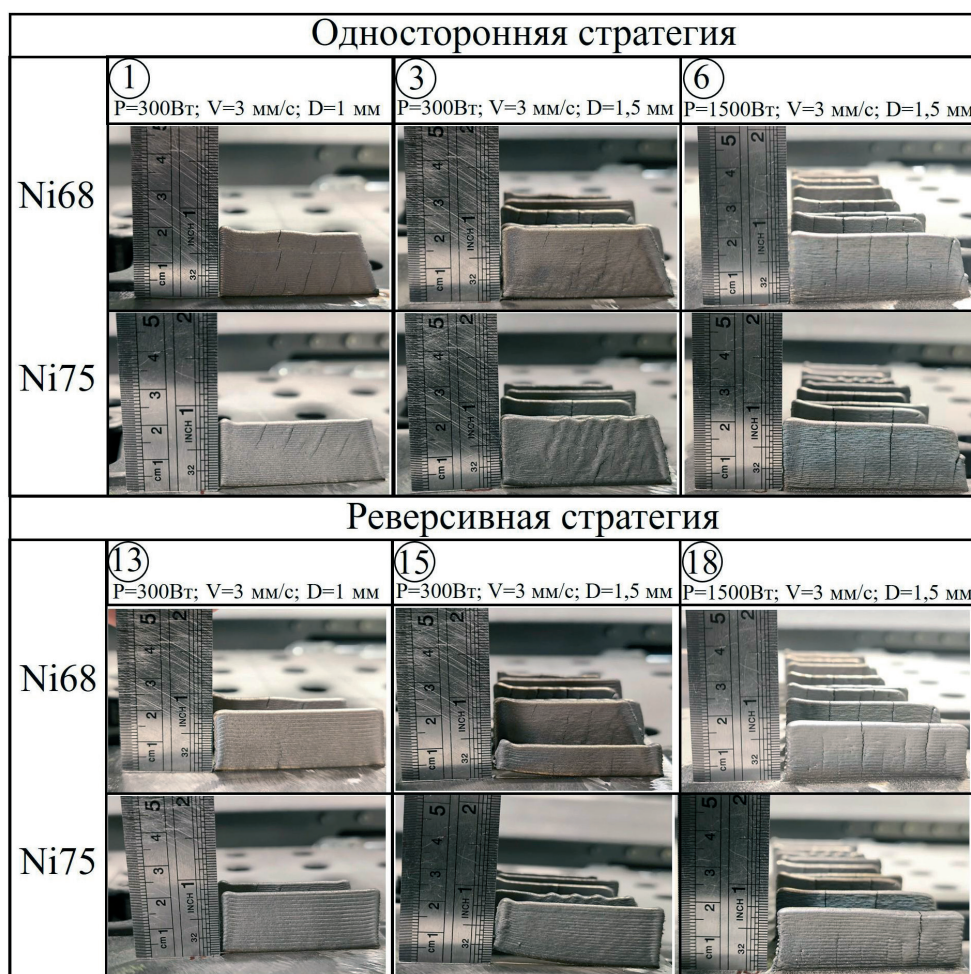


Рис. 3. Внешний вид тонких стенок, выращенных методом ПЛВ при разных режимах

Fig. 3. Appearance of thin walls deposited under different processing conditions

более равномерным температурным полем в зоне построения, снижением градиентов термических напряжений за счет повторного нагрева и частичного переплава ранее нанесенного слоя при обратном ходе лазера [13].

Для количественной оценки трещинообразования в зависимости от технологических параметров было проведено измерение удельной длины видимых трещин. На рис. 4 представлены зависимости удельной длины трещин от мощности лазерного излучения для различных стратегий сканирования. Был выявлен нелинейный характер зависимости для обоих сплавов независимо от выбранной стратегии и размера пятна. На низкоэнергетических режимах с мощностью 300 Вт наблюдаются наиболее низкие значения удельной длины трещин. При увеличении мощности удельная длина возрастает, достигает пикового значения, после чего наблюдается ее

снижение. Показано, что при использовании лазерного пятна диаметром 1,0 и 1,5 мм пиковая величина для обоих сплавов фиксируется при мощности 700 Вт. Увеличение диаметра пятна до 2,0 и 2,5 мм приводит к смещению этого пика в область более высоких значений мощности – 1100 Вт.

Стоит отметить также более низкую склонность сплава Ni75 к растрескиванию: максимальное значение удельной длины трещин не превышает $1,2 \text{ см}^{-1}$ тогда как для сплава Ni68 этот показатель достигает $4,5 \text{ см}^{-1}$ (рис. 4). Кроме того, установлено, что два режима (режимы № 13 и 15) при реверсивной стратегии с мощностью 300 Вт и размерами пучка 1,0 и 1,5 мм обеспечивают получение стенок сплава Ni75 без поверхностных трещин.

Анализ макроструктуры сплавов с помощью оптической микроскопии показал, что в зависи-

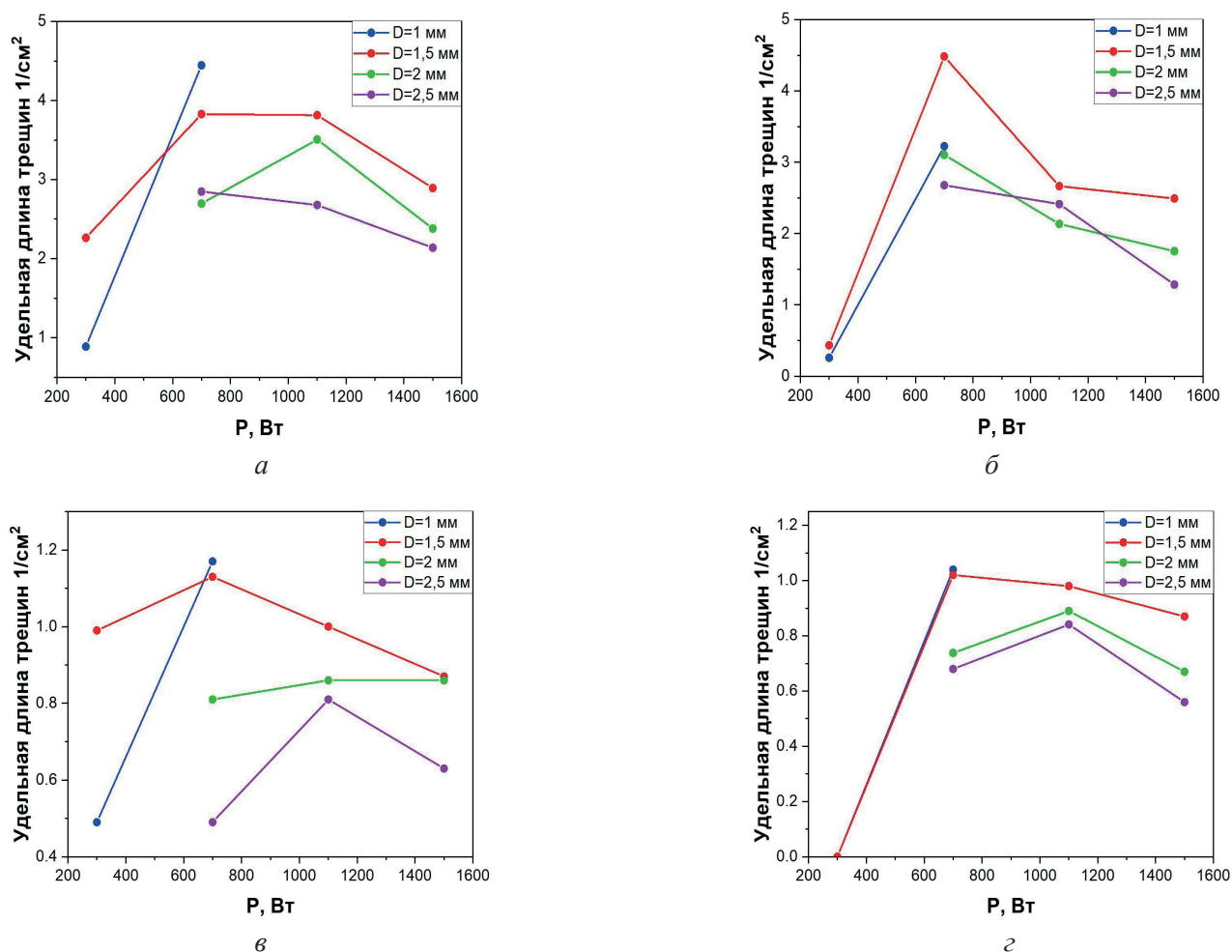


Рис. 4. Зависимости удельной длины трещин от мощности лазерного излучения в сплавах Ni68 (а, б) и Ni75 (в, г) при однонаправленной (а, в) и реверсивной (б, г) стратегиях выращивания

Fig. 4. Dependence of the specific crack length on laser power for (а, б) Ni68 and (в, г) Ni75 alloys under (а, в) unidirectional and (б, г) bidirectional deposition strategies

мости от выбранного режима в материале могут формироваться различные дефекты: горячие трещины, несплавления, нерасплавившиеся частицы порошка, пористость. Для дальнейшего исследования были отобраны образцы сплавов, изготовленные с использованием реверсивной стратегии: низкоэнергетический режим № 15 (мощность 300 Вт), обеспечивающий получение состояния с минимальной долей трещин (в случае Ni68) и полностью бездефектного (в случае Ni75) образца. Кроме того, для сравнительного анализа также был выбран высокоэнергетический режим № 18 (мощность 1500 Вт) для обоих сплавов. Показано (рис. 5), что при выращивании с помощью режима № 18 для обоих сплавов характерно обширное растрескивание с многочисленными вертикальными трещинами. В свою очередь, применение режима № 15 в сплаве Ni68

позволило снизить количество и размер трещин, которые преимущественно были локализованы на границе раздела «образец/подложка», тогда как для сплава Ni75 – получить бездефектную структуру с высокой относительной плотностью и объемной долей пор, не превышающей 0,2 %.

Микроструктура стенок, сформированных при разных параметрах ПЛВ, была исследована с помощью СЭМ. На рис. 6 представлены результаты ДОРЭ-анализа зеренной структуры сплавов Ni68 (рис. 6, а, б) и Ni75 (рис. 6, в, г), полученных с мощностью 300 и 1500 Вт. Структура сплавов представлена ГЦК-матрицей с вытянутыми зернами, ориентированными вдоль направления выращивания с текстурой, близкой к $\langle 100 \rangle$. В сплавах, выращенных при 300 Вт, наряду со столбчатыми зернами отмечено присутствие близких к равноосным зернам, причем

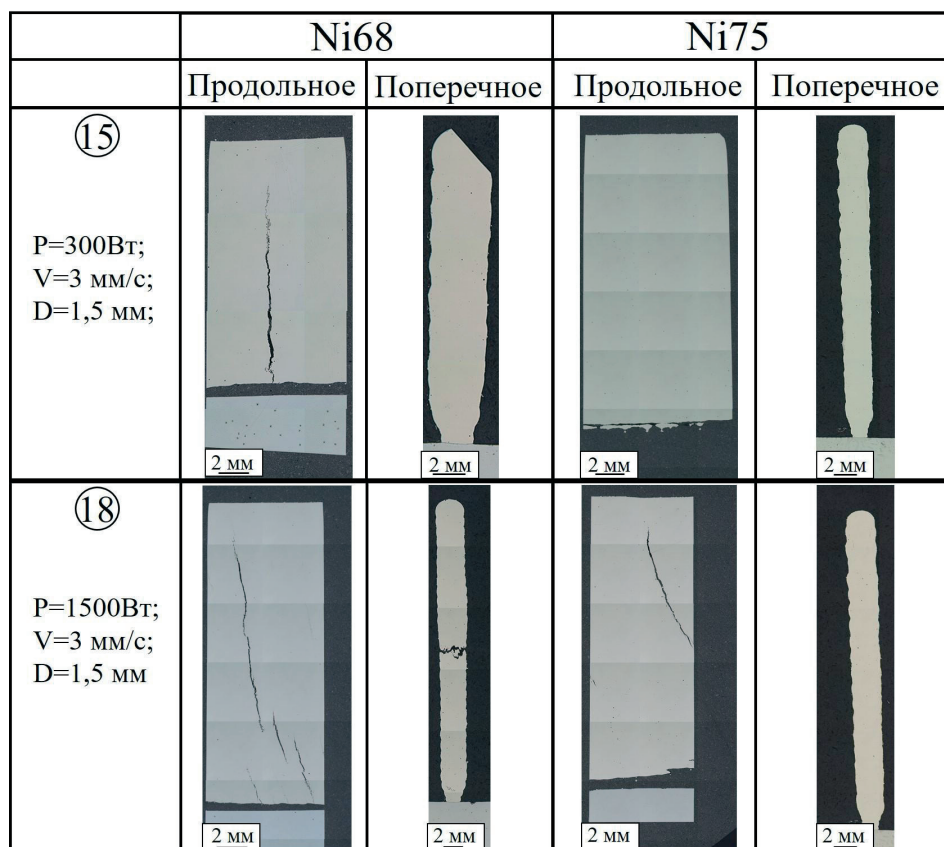


Рис. 5. Макроструктура сплавов Ni68 и Ni75

Fig. 5. Macrostructure of Ni68 and Ni75 alloys

доля таких зерен в сплаве Ni68 была выше. Повышение мощности процесса до 1500 Вт приводит к формированию исключительно столбчатой структуры. Трансформация микроструктуры из равноосной в столбчатую объясняется увеличением температурного градиента (G) на фронте кристаллизации при повышении мощности процесса. Как показано в исследованиях по никелевым сплавам в АТ [12], изменение соотношения температурного градиента к скорости кристаллизации (G/R) является ключевым фактором, смещающим условия затвердевания в сторону, благоприятствующую направленному росту уже существующих зерен и подавляющую зарождение новых равноосных зерен. Тем не менее стоит отметить, что увеличение мощности практически не влияет на поперечный размер зерен, который в сплавах Ni68 и Ni75 составлял 120 и 100 мкм при 300 Вт и значительно увеличивался до 140 и 130 мкм при 1500 Вт соответственно.

Исследование микроструктуры с помощью СЭМ в продольном сечении (рис. 7) демонстрирует формирование дендритной структуры, ори-

ентированной в двух направлениях, которая повторяет изменяющуюся траекторию движения лазерного луча в обоих сплавах. В сплаве Ni68 обогащение междендритных пространств Ti, Mo и W обусловлено внутрикристаллитной ликвацией на поздних стадиях затвердевания, когда обогащенный указанными легирующими элементами расплав кристаллизуется последним [10, 11]. С помощью ЭДС-картирования установлено наличие двух типов частиц, различающихся по химическому составу; их общая объемная доля составила 1,4 %. Крупные частицы с размерами около 1 мкм, обогащенные Mo и W, вероятно, являются карбидами типа Me_6C и расположены преимущественно в междендритных областях. Обогащенные Ti карбиды, вероятно, типа MeC , имеют более равномерное распределение в структуре и существенно меньший размер (менее 0,5 мкм). Дополнительно были обнаружены ориентированные вдоль границ зерен и дендритов трещины, вероятно, ликвационного происхождения, поскольку их развитие было характерно для областей с повышенной долей вторых фаз.

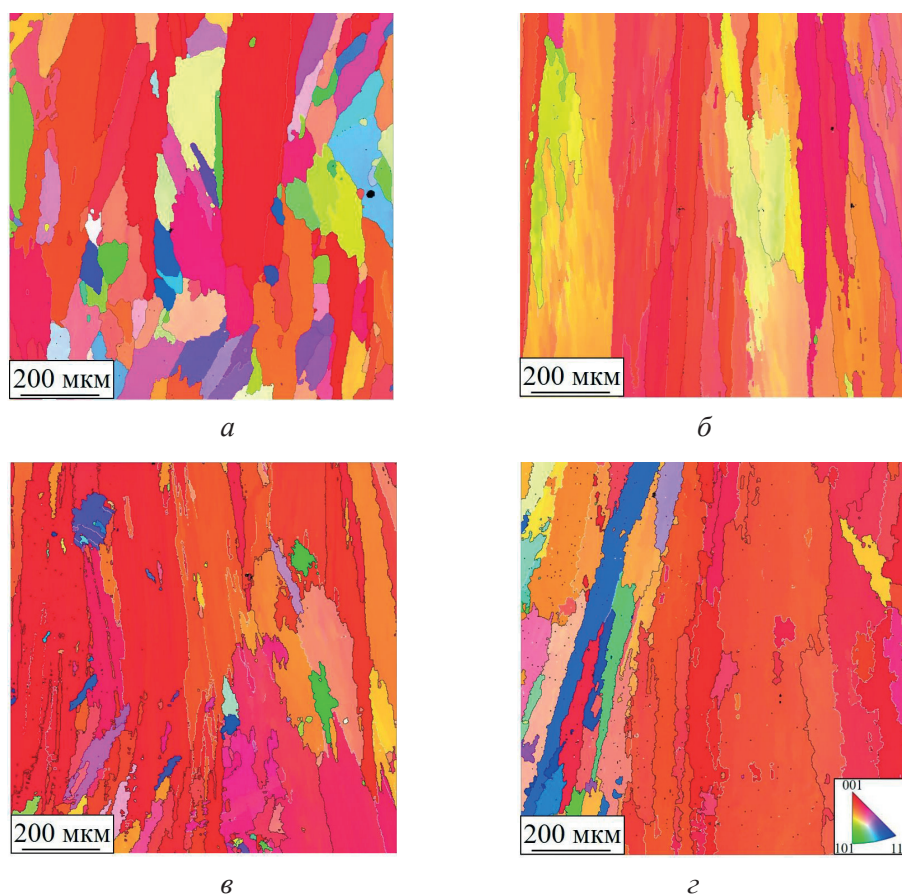


Рис. 6. ДОРЭ-изображения сплавов Ni68 (а, б) и Ni75 (в, г) в поперечном сечении, выращенных с использованием мощности лазера 300 Вт (а, в) и 1500 Вт (б, г) при реверсивной стратегии

Fig. 6. EBSD images of (a, б) Ni68 and (в, г) Ni75 alloys in transverse cross-section, deposited at laser powers of (а, в) 300 W and (б, г) 1,500 W under a bidirectional strategy

В сплаве Ni75 наблюдается схожая структура с двойной ориентацией дендритов, однако отдельного внимания заслуживает фазовый состав. В микроструктуре сплава практически отсутствовали выделения вторых фаз: отдельные богатые Ti карбиды типа MeC были обнаружены в междендритных областях. Это напрямую связано с существенно более низким содержанием углерода в исходном порошке сплава Ni75, поскольку при снижении концентрации углерода ниже критического уровня выделение карбидной фазы становится термодинамически и кинетически затрудненным [1]. Стоит отметить, что фазовый состав сплавов не зависел от мощности процесса.

С помощью электронных изображений большого увеличения, полученных с использованием детектора обратно рассеянных электронов, были оценены морфология, объемная доля и средний

размер упрочняющей γ' -фазы. В сплаве Ni68 (рис. 8, а) наблюдается типичная для ЖНС кубическая морфология частиц γ' -фазы со средним размером 60 нм и объемной долей 60 %, что характерно для сплава – прототипа ЖС6К. В сплаве Ni75 (рис. 8, б) объемная доля частиц была существенно ниже – 41 %, а интерметаллиды имели сферическую морфологию с бимодальным распределением частиц по размерам: более крупные частицы (50 нм) в междендритном пространстве, и частицы, имеющие меньший размер (< 30 нм), в центре дендритов. Подобное бимодальное распределение ранее отмечалось в других никелевых сплавах, полученных АТ [14–16]. Стоит также отметить, что повышение мощности процесса существенно не повлияло на размеры и объемную долю упрочняющей фазы.

На рис. 9 представлены результаты измерения микротвердости тонких стенок сплавов

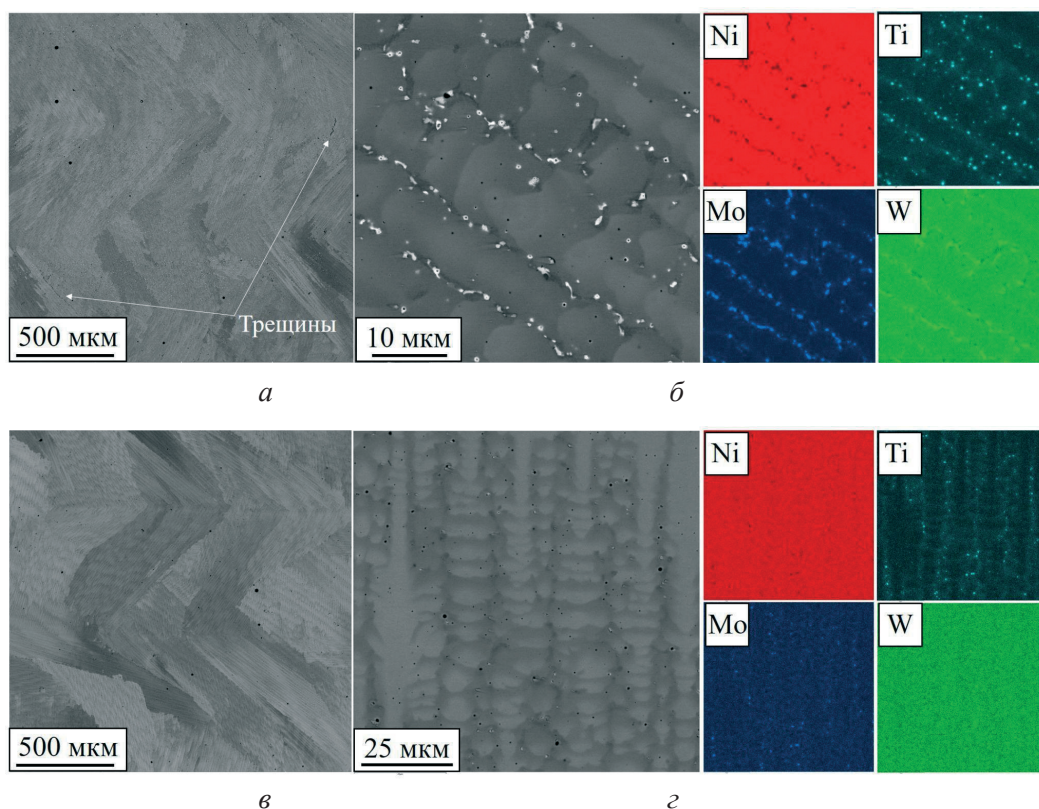


Рис. 7. Микроструктура (а, в) и ЭДС-картирование (б, г) сплавов Ni68 (а, б) и Ni75 (в, г) в продольном сечении, выращенных с использованием мощности лазера 300 Вт при реверсивной стратегии

Fig. 7. Microstructure (a, в) and EDS mapping (б, г) of (a, б) Ni68 and (в, г) Ni75 alloys in longitudinal section, deposited at a laser power of 300 W under a bidirectional strategy

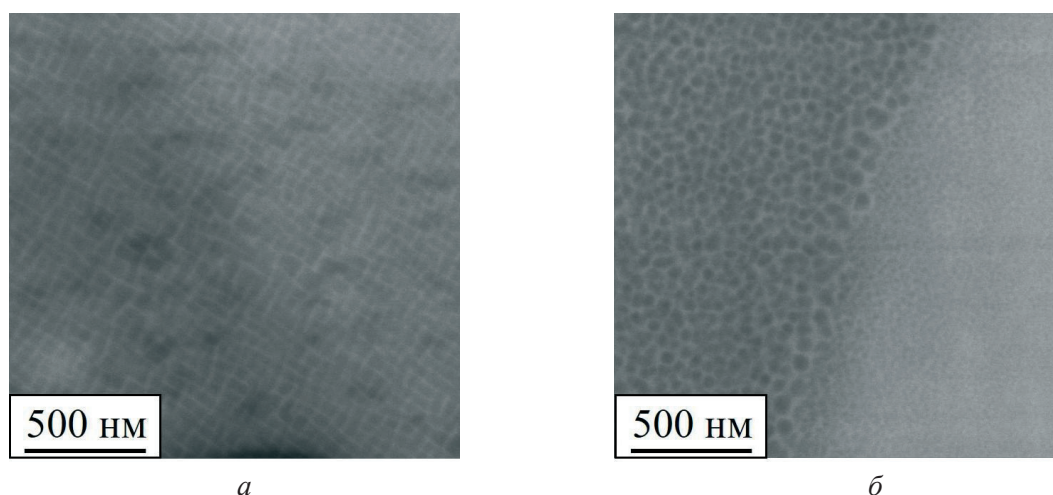


Рис. 8. СЭМ-изображения морфологии γ' -фазы в сплавах Ni68 (а) и Ni75 (б), выращенных с использованием мощности лазера 300 Вт при реверсивной стратегии

Fig. 8. SEM images of γ' -phase morphology in (a) Ni68 and (б) Ni75 alloys, deposited at a laser power of 300 W under a bidirectional strategy

в зависимости от мощности лазера. Анализ механических характеристик сплавов не выявил значительных изменений свойств при использовании различной мощности. Установлено, что

сплав Ni75 демонстрирует средние значения микротвердости в интервале 390...410 HV, что ниже чем для сплава Ni68 (430...450 HV). Более низкая микротвердость Ni75 была связана

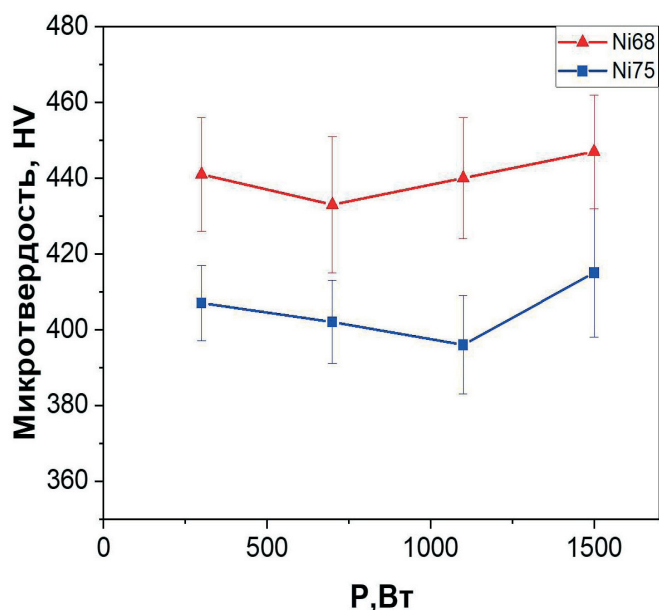


Рис. 9. Зависимость микротвердости сплавов от мощности лазерного излучения

Fig. 9. Dependence of microhardness on laser power for the alloys

с меньшей объемной долей упрочняющей γ' -фазы по сравнению с Ni68. Прочностные свойства никелевых сплавов в большей степени определяются параметрами (объемной долей и размером) упрочняющей фазы, а не различием в зеренной структуре [17], поэтому полученные близкие значения микротвердости при варьировании мощности лазера являются вполне ожидаемыми.

Сравнение с результатами микротвердости объемных заготовок работы [10] показали,

что тонкие стенки демонстрируют сравнимые (в случае Ni68) или превосходящие (в Ni75) значения микротвердости и, как следствие, будут демонстрировать высокие прочностные характеристики. Более того, механические свойства аддитивно изготовленных новых сплавов (табл. 3) могут превосходить традиционный литой термообработанный сплав ЖС6К [18, 19].

Результаты настоящего исследования свидетельствуют о преимуществе реверсивной стратегии выращивания перед однонаправленной при производстве тонкостенных деталей. В сравнении с ЖС6К новые сплавы обладают лучшей технологичностью в условиях аддитивного производства, однако полностью бездефектная структура может быть получена только в сплаве Ni75. В качестве мер по уменьшению склонности сплава Ni68 к образованию трещин в дальнейшем целесообразно использовать предварительный нагрев подложки, позволяющий уменьшить термические градиенты в процессе выращивания [20, 21], и последующую термическую обработку, направленную на снятие внутренних напряжений и изменение фазового состава [22].

Выводы

Новые сплавы, разработанные на основе ЖС6К, были изготовлены в виде тонкостенных образцов методом прямого лазерного выращива-

Таблица 3

Table 3

Механические свойства сплавов при 25 °С
Mechanical properties of alloys at 25 °С

Сплав / Alloy	Состояние / Condition	Микротвердость, HV / Microhardness (HV)	Предел текучести, МПа / Yield strength (MPa)	Предел прочности, МПа / Ultimate strength (MPa)
Ni68	Тонкостенные образцы / Thin walls samples	447 ± 15	—	—
Ni75		415 ± 17	—	—
Ni68	Объемные образцы / Bulk samples [10]	440 ± 6	900 ± 4	1271 ± 37
Ni75		375 ± 4	789 ± 25	1222 ± 40
ЖС6К / ZhS6K	Литое состояние / As-cast condition [18]	—	895	1000
ЖС6К / ZhS6K	Термообработанное / Heat-treated [19]	—	800	878

ния. По результатам исследования сделаны следующие выводы.

1. Переход от односторонней к реверсивной стратегии выращивания снизил склонность к образованию трещин в тонкостенных образцах. Сплав Ni75 продемонстрировал более высокую технологичность в условиях АП по сравнению со сплавом Ni68. Использование режимов с мощностью 300 Вт позволило получить в сплаве Ni75 бездефектную структуру с пористостью менее 0,2 %.

2. Микроструктура сплавов представляет собой ГЦК-матрицу с вытянутыми вдоль направления выращивания зернами с кристаллографической ориентировкой, близкой к $\langle 100 \rangle$. Повышение мощности процесса с 300 Вт до 1500 Вт приводит к формированию полностью столбчатой структуры и не оказывает влияния на фазовый состав сплавов.

3. Сплав Ni68 характеризуется высокой объемной долей кубической γ' -фазы (60 %) и наличием карбидов типа MeC и Me₆C, преимущественно в междендритных участках. В сплаве Ni75 доля сферической γ' -фазы составляет 41 %, а пониженное содержание углерода ограничивает выделение вторых фаз, что снижает риск ликвационного растрескивания по границам зерен.

4. Сплав Ni68 демонстрирует более высокие (430...450 HV) значения микротвердости, чем сплав Ni75 (390...410 HV), что коррелирует с различием в объемных долях γ' -фазы. Прочностные характеристики тонких стенок сопоставимы со значениями для аддитивно-полученных объемных образцов из этих сплавов, и превосходят показатели литого термообработанного сплава ЖС6К.

Список литературы

1. Reed R.C. The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2008. – 388 p. – ISBN 978-1-139-45863-4.

2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под ред. Е.Н. Каблова. – 2-е изд. – М.: Наука, 2006. – 632 с. – ISBN 5-02-034270-X.

3. Development of a laser cladding technology for repairing first-stage high-pressure turbine blades in gas turbine engines / S. Tukov, R. Korsmik, G. Zadykhan, D. Mukin, R. Mendagaliev, N. Roschin // Metals. – 2025. – Vol. 15 (9). – P. 957. – DOI: 10.3390/met15090957.

4. Research and development of technology for obtaining small-scale GTE parts from ceramic composite materials by 3D printing / G.G. Zadykhan, R.S. Korsmik, M.O. Gushchina, A.S. Zhukov, V.V. Promakhov // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1109 (1). – P. 012057. – DOI: 10.1088/1742-6596/1109/1/012057.

5. Перспективы использования технологии лазерной наплавки для восстановления лопаток компрессоров газотурбинных двигателей / Е. Земляков, К. Бабкин, Р. Корсмик, М. Скляр, М. Кузнецов // Фотоника. – 2016. – № 4. – С. 10–25. – DOI: 10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22.

6. Raevskikh A.N., Chabina E.B., Filonova E.V. Effect of initial powder characteristics on microrelief features in the ZhS6K grade alloy after selective laser fusion // Inorganic Materials: Applied Research. – 2022. – Vol. 13 (6). – P. 1592–1604. – DOI: 10.1134/S207511332206020X.

7. Cracking behavior of the ZhS6K superalloy during direct laser deposition with induction heating / A. Dmitrieva, A. Semenyuk, M. Klimova, I. Udin, D. Mukin, A. Vildanov, S. Zherebtsov, O. Klimova-Korsmik, N. Stepanov // Metals. – 2024. – Vol. 14 (6). – P. 610. – DOI: 10.3390/met14060610.

8. Optimizing selective laser melting of a high-alloyed Ni-based superalloy: achieving crack-free fabrication with enhanced microstructure and mechanical properties / L. Zhu, B. Wei, K. Wang, C. Zhou, H. Ji // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2025. – Vol. 38 (10). – P. 1719–1734. – DOI: 10.1007/s40195-025-01900-7.

9. Markanday J.F.S. Applications of alloy design to cracking resistance of additively manufactured Ni-based alloys // Materials Science and Technology. – 2022. – Vol. 38 (16). – P. 1300–1314. – DOI: 10.1080/02670836.2022.2068759.

10. ZhS6K-based Ni superalloys for laser-based directed energy deposition / M. Klimova, I. Astakhov, D. Klimenko, G. Zadykhan, O. Klimova-Korsmik, R. Korsmik, N. Stepanov // Journal of Alloys and Compounds. – 2026. – Vol. 1058. – P. 186956. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2026.186956.

11. Fabrication of thin-walled Inconel 718 microchannels by LP-DED: influence of deposition strategy on geometric fidelity, surface texture, and post-processing feasibility via hybrid manufacturing / S. Momeni, P. Gargarella, A.R. Rodrigues, R.G. Jasinevicius // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2026. – Vol. 144 (9–10). – P. 7009–7032. – DOI: 10.1007/s00170-026-18255-7.

12. Laser directed energy deposition of thin-walled GH4099 superalloy with gradient microstructure and mechanical properties / X. Zhang, S. Wang, Y. Liang, Y. Guo, Z. Guo, F. Yi, J. Lin // Materials Science and



Engineering: A. – 2025. – Vol. 933. – P. 148283. – DOI: 10.1016/j.msea.2025.148283.

13. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy / X. Zhang, H. Chen, L. Xu, J. Xu, X. Ren, X. Chen // *Materials & Design*. – 2019. – Vol. 183. – P. 108105. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108105.

14. The effect of heat treatment on characteristics of the gamma prime phase and hardness of the nickel-based superalloy Rene® 80 / M.M. Barjesteh, S.M. Abbasi, K. Zangeneh Madar, K. Shirvani // *Materials Chemistry and Physics*. – 2019. – Vol. 227. – P. 46–55. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.01.038.

15. Microstructure and mechanical properties of gradient Rene 41/Rene 80 superalloy, fabricated by laser-based directed energy deposition / M. Klimova, I. Astakhov, N. Yurchenko, G. Zadykhan, D. Klimenko, O. Klimova-Korsmik, R. Korsmik, G. Turichin, S. Zhrebtssov, N. Stepanov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1048. – P. 185270. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.185270.

16. Particle size of gamma prime as a result of vacuum heat treatment of INCONEL 738 super alloy / I. Guzman, E. Granda, R. Mendez, G. Lopez, J. Acevedo, D. Gonzalez // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Vol. 22 (4). – P. 1143–1148. – DOI: 10.1007/s11665-012-0385-y.

17. *Goodfellow A.J.* Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys // *Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34 (15). – P. 1793–1808. – DOI: 10.1080/02670836.2018.1461594.

18. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Попов Н.А. Структура и свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов: учебное пособие. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 160 с. – ISBN 978-5-7996-1829-2.

19. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1969. – 752 с.

20. Jin Z., Kong X., Ma L. Investigating the impact of substrate preheating on the thermal flow and microstructure of laser cladding of nickel-based superalloy // *Materials*. – 2024. – Vol. 17 (2). – P. 399. – DOI: 10.3390/ma17020399.

21. Gulov M.A., Gertsel I.S., Malikov A.G. Additional substrate heating in direct laser deposition of Inconel 738 // *Physical Mesomechanics*. – 2026. – Vol. 29 (1). – P. 115–126. – DOI: 10.1134/S1029959925600910.

22. Formation and evolution behavior of M6C carbide in a Ni-W-Cr superalloy / M. Huang, Z. Zhou, C. Cui, R. Zhang, Z. Shi, X. Wang, Y. Zhou, X. Sun // *Materials Characterization*. – 2023. – Vol. 204. – P. 113211. – DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113211.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of direct laser deposition process parameters on the microstructure and mechanical properties of new nickel-base superalloys based on ZhS6K

Ilya Astakhov^{a, *}, Sofia Korchmarchik^b, Margarita Klimova^c, Grigoriy Zadykhan^d,
 Rudolf Korsmik^e, Nikita Stepanov^f

Institute of Laser and Welding Technologies, Saint Petersburg State Marine Technical University, 3 Lotsmanskaya str., Saint Petersburg, 190121, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0008-5409-9997>, Astakhov@smtu.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0003-7716-146X>, happy23sofia@gmail.com;
^c <https://orcid.org/0000-0002-2188-0209>, M.V.klimova@ilwt.smtu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-7942-2799>, gzadykhan@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0003-1591-1942>, Rudak27@yandex.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>, stepanov@corp.smtu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 July 2026

Revised: 18 July 2026

Accepted: 14 August 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Ni-based superalloys
 Additive manufacturing
 Technological parameters
 Microstructure
 Mechanical properties

Funding

This research was funded by the Russian Science Foundation, grant no. 23-19-00622-P.

ABSTRACT

Introduction. Nickel-base superalloys are indispensable materials for hot-section components of gas turbine engines (*GTE*); however, traditional manufacturing of geometrically complex parts is highly time- and resource-consuming. The adoption of additive manufacturing (*AM*), in particular direct laser deposition (*DLD*), enables high-precision fabrication of free-form components. Nevertheless, most nickel-base superalloys with a high volume fraction of the γ' phase (Ni_3Al) are prone to cracking. A promising approach is the development of new alloy compositions specially adapted for *AM*. **The purpose of this study** is to investigate the influence of *DLD* parameters on cracking behavior, microstructure, and mechanical properties of the previously designed *Ni68* and *Ni75* alloys based on the *ZhS6K* superalloy. **Materials and methods.** Thin-walled specimens were produced by *DLD* with varying laser power, scanning speed, laser spot diameter, and deposition strategy. Cracking susceptibility was evaluated by the specific crack length. Porosity, microstructure, and phase composition were analyzed by optical and scanning electron microscopy. Mechanical properties were assessed by microhardness measurements. **Results and discussion.** A non-linear dependence of the specific crack length on laser power was revealed, with a maximum at 700 W for small spot diameters. The bidirectional deposition strategy was shown to reduce cracking compared with the unidirectional strategy. For the *Ni75* alloy, optimum parameters (power 300 W, speed 3 mm/s, spot diameter 1.0–1.5 mm) under the bidirectional strategy were identified, yielding defect-free specimens with a porosity below 0.2%. It was established that the lower carbon content in *Ni75* suppresses carbide precipitation, thus reducing the cracking probability. Increasing the laser power from 300 to 1500 W only weakly affects the transverse grain size, but induces a transition from a near-equiaxed morphology to a columnar one with a pronounced $\langle 100 \rangle$ texture; the volume fraction of the strengthening γ' phase remains constant at ~60% for *Ni68* and ~41% for *Ni75*. Microhardness exhibits a weak dependence on the deposition parameters: 390–410 HV for *Ni75* and 430–450 HV for *Ni68*, indicating the predominant contribution of the γ' phase characteristics. The obtained results demonstrate the applicability of the developed alloys for the additive manufacturing of thin-walled high-temperature components.

For citation: Astakhov I.I., Korchmarchik S.O., Klimova M.V., Zadykhan G., Korsmik R., Stepanov N.D. Effect of direct laser deposition process parameters on the microstructure and mechanical properties of new nickel-base superalloys based on ZhS6K. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 315–330. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-315-330. (In Russian).

References

1. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge, Cambridge University Press, 2008. 388 p. ISBN 978-1-139-45863-4.

* Corresponding author

Astakhov Ilya Ivanovich, Engineer
 Institute of Laser and Welding Technologies,
 Saint Petersburg State Marine Technical University,
 3 Lotsmanskaya str.,
 190121, Saint Petersburg, Russian Federation
 Tel.: +7 930 087-99-93, e-mail: Astakhov@smtu.ru

2. Kablov E.N., ed. *Litye lopatki gazoturbinnnykh dvigatelei: splavy, tekhnologii, pokrytiya* [Cast blades of gas turbine engines: alloys, technologies, coatings]. 2nd ed. Moscow, Nauka Publ., 2006. 632 p. ISBN 5-02-034270-X.
3. Tukov S., Korsmik R., Zadykyan G., Mukin D., Mendagaliev R., Roschin N. Development of a laser cladding technology for repairing first-stage high-pressure turbine blades in gas turbine engines. *Metals*, 2025, vol. 15 (9), p. 957. DOI: 10.3390/met15090957.
4. Zadykyan G.G., Korsmik R.S., Gushchina M.O., Zhukov A.S., Promakhov V.V. Research and development of technology for obtaining small-scale GTE parts from ceramic composite materials by 3D printing. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1109 (1), p. 012057. DOI: 10.1088/1742-6596/1109/1/012057.
5. Zemlyakov E., Babkin K., Korsmik R., Sklyar M., Kuznetsov M. Perspektivy ispol'zovaniya tekhnologii lazernoi naplavki dlya vosstanovleniya lopatok kompressorov gazoturbinnnykh dvigatelei [Prospects for the use of laser cladding technology for the repair of compressor blades of gas turbine engines]. *Fotonika = Photonics Russia*, 2016, no. 4, pp. 10–25. DOI: 10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22.
6. Raevskikh A.N., Chabina E.B., Filonova E.V. Effect of initial powder characteristics on microrelief features in the ZhS6K grade alloy after selective laser fusion. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2022, vol. 13 (6), pp. 1592–1604. DOI: 10.1134/S207511332206020X.
7. Dmitrieva A., Semenyuk A., Klimova M., Udin I., Mukin D., Vildanov A., Zherebtsov S., Klimova-Korsmik O., Stepanov N. Cracking behavior of the ZhS6K superalloy during direct laser deposition with induction heating. *Metals*, 2024, vol. 14 (6), p. 610. DOI: 10.3390/met14060610.
8. Zhu L., Wei B., Wang K., Zhou C., Ji H. Optimizing selective laser melting of a high-alloyed Ni-based superalloy: achieving crack-free fabrication with enhanced microstructure and mechanical properties. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2025, vol. 38 (10), pp. 1719–1734. DOI: 10.1007/s40195-025-01900-7.
9. Markanday J.F.S. Applications of alloy design to cracking resistance of additively manufactured Ni-based alloys. *Materials Science and Technology*, 2022, vol. 38 (16), pp. 1300–1314. DOI: 10.1080/02670836.2022.2068759.
10. Klimova M., Astakhov I., Klimenko D., Zadykyan G., Klimova-Korsmik O., Korsmik R., Stepanov N. Tailoring ZhS6K-based Ni superalloys for laser-based directed energy deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2026, vol. 1058, p. 186956. DOI: 10.1016/j.jallcom.2026.186956.
11. Momeni S., Gargarella P., Rodrigues A.R., Jasinevicius R.G. Fabrication of thin-walled Inconel 718 microchannels by LP-DED: influence of deposition strategy on geometric fidelity, surface texture, and post-processing feasibility via hybrid manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2026, vol. 144 (9–10), pp. 7009–7032. DOI: 10.1007/s00170-026-18255-7.
12. Zhang X., Wang S., Liang Y., Guo Y., Guo Z., Yi F., Lin J. Laser directed energy deposition of thin-walled GH4099 superalloy with gradient microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, vol. 933, p. 148283. DOI: 10.1016/j.msea.2025.148283.
13. Zhang X., Chen H., Xu L., Xu J., Ren X., Chen X. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy. *Materials & Design*, 2019, vol. 183, p. 108105. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108105.
14. Barjesteh M.M., Abbasi S.M., Madar K.Z., Shirvani K. The effect of heat treatment on characteristics of the gamma prime phase and hardness of the nickel-based superalloy Rene® 80. *Materials Chemistry and Physics*, 2019, vol. 227, pp. 46–55. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.01.038.
15. Klimova M., Astakhov I., Yurchenko N., Zadyukyan G., Klimenko D., Klimova-Korsmik O., Korsmik R., Turichin G., Zherebtsov S., Stepanov N. Microstructure and mechanical properties of gradient Rene 41/Rene 80 superalloy, fabricated by laser-based directed energy deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1048, p. 185270. DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.185270.
16. Guzman I., Granda E., Mendez R., Lopez G., Acevedo J., Gonzalez D. Particle size of gamma prime as a result of vacuum heat treatment of INCONEL 738 super alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22 (4), pp. 1143–1148. DOI: 10.1007/s11665-012-0385-y.
17. Goodfellow A.J. Strengthening mechanisms in polycrystalline nickel-based superalloys. *Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34 (15), pp. 1793–1808. DOI: 10.1080/02670836.2018.1461594.
18. Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Popov N.A. *Struktura i svoystva monokristallicheskich zharoprochnykh nikelovykh splavov* [Structure and properties of single-crystal heat-resistant nickel alloys]. Ekaterinburg, Ural University Press, 2016. 160 p. ISBN 978-5-7996-1829-2.
19. Khimushin F.F. *Zharoprochnye stali i splavy* [Heat-resistant steels and alloys]. 2nd ed., rev. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 752 p.

20. Jin Z., Kong X., Ma L. Investigating the impact of substrate preheating on the thermal flow and microstructure of laser cladding of nickel-based superalloy. *Materials*, 2024, vol. 17 (2), p. 399. DOI: 10.3390/ma17020399.
21. Gulov M.A., Gertsel I.S., Malikov A.G. Additional substrate heating in direct laser deposition of Inconel 738. *Physical Mesomechanics*, 2026, vol. 29 (1), pp. 115–126. DOI: 10.1134/S1029959925600910.
22. Huang M., Zhou Z., Cui C., Zhang R., Shi Z., Wang X., Zhou Y., Sun X. Formation and evolution behavior of M6C carbide in a Ni-W-Cr superalloy. *Materials Characterization*, 2023, vol. 204, p. 113211. DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113211.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование влияния параметров процесса аддитивного производства на изготовление 3D-печатного прототипа таранной кости

Девендра Агравал^{1, a, *}, Сушил Патил^{1, b}, Нитин Амбхоре^{2, c}, Динеш Вашимкар^{2, d}, Дхрув Агравал^{3, e}

¹ Инженерный колледж С.В.П.М., Малегаон (Бк.), Университет Савитрибаи Пхуле, Пуна, 413115, Махараштра, Индия

² Вишвакарма технологический институт, Университет Савитрибаи Пхуле, Пуна, 411048, Махараштра, Индия

³ Медицинский колледж KD, Маххура, 281401, Уттар-Прадеш, Индия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-2477-1841>,  dpagrawal@engg.svpm.org.in; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-0547-6038>,  sspatil@engg.svpm.org.in;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-8468-8057>,  nitin.ambhore@vit.edu; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-1312-2619>,  dinesh.washimkar@vit.edu;

^e  <https://orcid.org/0009-0000-8547-9484>,  dhroovagrawal109@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 678.5.059; 616.718.8-089.843; 004.356.2

История статьи:

Поступила: 28 мая 2026

Рецензирование: 13 июня 2026

Принята к печати: 14 августа 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

3D-печать

Аддитивное производство

Моделирование методом

наплавления (FDM)

Полилактидная кислота (PLA)

Таранная кость

Серый реляционный анализ (GRA)

Прототип

АННОТАЦИЯ

Введение. Аддитивное производство, в частности моделирование методом наплавления (FDM), позволяет изготавливать геометрически сложные детали без специальной оснастки, что особенно ценно для создания персонализированных медицинских изделий. Однако механические характеристики деталей из полилактидной кислоты (PLA) сильно зависят от сочетания параметров печати, а имеющиеся данные о совместном влиянии толщины слоя, температуры сопла и скорости потока материала на всю совокупность прочностных характеристик остаются фрагментарными, что затрудняет выбор режимов для анатомических прототипов. **Цель работы** – определить оптимальное сочетание параметров FDM-печати для деталей из PLA, обеспечивающее максимальный комплексный прочностной отклик, и изготовить по выявленным режимам полноразмерный персонализированный прототип таранной кости человека на основе данных компьютерной томографии. **Материалы и методы.** Реализована ортогональная матрица Taguchi L27 с тремя уровнями толщины слоя (0,1...0,3 мм), температуры сопла (190...210 °C) и скорости потока материала (95...105 %). Предел прочности при растяжении и модуль Юнга определяли в соответствии со стандартом ASTM D638-22 на универсальной испытательной машине при скорости траверса 5 мм/мин; удельную энергию разрушения (вязкость) измеряли по стандарту ASTM D256-23 на маятниковом копре с надрезанными образцами по схеме Изода. Значимость факторов оценивали с помощью дисперсионного анализа (ANOVA), многоцелевую оптимизацию выполняли методом серого реляционного анализа (GRA). Геометрию изготовленного прототипа контролировали на координатно-измерительной машине. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что доминирующим фактором для предела прочности при растяжении является скорость потока материала (вклад 50,3 %), для вязкости – также скорость потока (92,9 %), тогда как модуль Юнга определяется преимущественно толщиной слоя. Наивысший серый реляционный ранг (0,853) получен при толщине слоя 0,1 мм, температуре сопла 210 °C и скорости потока 105 %. Отклонения размеров изготовленного прототипа от данных КТ не превысили 0,2 мм, что подтверждает его пригодность в качестве мастер-модели для последующего изготовления имплантата из биосовместимого материала.

Для цитирования: Исследование влияния параметров процесса аддитивного производства на изготовление 3D-печатного прототипа таранной кости / Д. Агравал, С. Патил, Н. Амбхоре, Д. Вашимкар, Д. Агравал // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 331–344. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-331-344.

Введение

Аддитивное производство (additive manufacturing, AM) представляет собой перспективную технологию, открывающую возможности

для создания геометрически сложных форм и архитектур, недостижимых при использовании традиционных методов обработки [1, 2]. Благодаря послойному принципу формирования изделий обеспечивается реализация конструкций высокой сложности без необходимости в соединительных элементах. В последние годы аддитивные технологии активно внедряются в медицинскую практику, что позволяет адаптировать продукцию под индивидуальные потреб-

*Адрес для переписки

Агравал Девендра, канд. техн. наук, доцент

Инженерный колледж С.В.П.М., Малегаон (Бк.),

Университет Савитрибаи Пхуле,

413115, Пуна, Махараштра, Индия

Тел.: +91-9421054282, e-mail: dpagrawal@engg.svpm.org.in

ности пациентов и врачей. Такой подход находит применение при изготовлении хирургического и диагностического оборудования, включая ортезы и протезы, что сопровождается сокращением как производственных затрат, так и временных циклов. АМ эффективно используется в ортопедии, стоматологии, протезировании, пищевой промышленности и текстильном производстве. Кроме того, рассматривается взаимосвязь между аддитивными технологиями и концепцией Индустрии 4.0 в контексте устойчивого развития; при этом показано, что АМ открывает широкие перспективы для создания персонализированных костных и суставных имплантатов по сравнению с классическими методами [3, 4].

В биомедицинской сфере аддитивное производство широко распространено благодаря таким преимуществам, как быстрое прототипирование, изготовление по требованию и экономическая эффективность технологических процессов. Отмечается, что имплантаты, полученные аддитивными методами, способствуют повышению точности и безопасности медицинских вмешательств [1]. В работе [5] проведен анализ переменных, влияющих на характеристики костной ткани, включая материал, пористость, поверхностную модификацию и механические свойства. Оптимальные режимы печати (скорость, расход материала, высота слоя) были определены на основе критериев прочности на сжатие и геометрической точности биоимплантата с использованием полнофакторного анализа [6]. Исследовался также потенциал применения 3D-печатных композитных скаффолдов (биомедицинских каркасов) на основе PLA-Mg в тканевой инженерии [7]. В работе [8] рассмотрено влияние аддитивных технологий на экономические аспекты их внедрения в медицинский сектор на примере производства стоматологических и ортопедических протезов. Потенциал АМ в биомедицинских приложениях демонстрируется с применением различных классов материалов [8, 9].

Установлено, что оптимизация технологических параметров, таких как толщина слоя, температура сопла, скорость печати и расстояние между линиями заполнения, оказывает значительное влияние на прочность при растяжении и габаритную точность изделий [10]. Оптимизация параметров процесса с использовани-

ем метода серого реляционного анализа (gray relational analysis, GRA) выполнена для таких характеристик, как толщина слоя, скорость печати и форма ячейки [11]. В исследовании [12] проведена настройка параметров печати применительно к FDM-процессу с целью достижения оптимальных режимов и минимального времени производства для изделий из полимера на основе полимолочной кислоты (PLA). Изучалось влияние параметров 3D-печати на характеристики при растяжении непрерывных углерод-волоконистых PLA-композитов, а также анализировалось усталостное поведение PLA в различных условиях печати [13, 14]. Отдельно исследовано влияние температуры сопла (NT – nozzle temperature), скорости печати (PS – printing speed) и толщины слоя (layer thickness, LT) на удельный предел прочности при растяжении (ultimate tensile strength, S_u) и энергопотребление (energy consumption, S_{ec}) деталей из полиэфирэфиркетона (PEEK) [15].

Таким образом, аддитивное производство обладает рядом неоспоримых преимуществ, включая относительно невысокую стоимость оборудования и расходных материалов, простоту трансформации CAD-модели в физическое изделие, свободу проектирования (в том числе создание решетчатых и сотовых структур), возможность быстрого прототипирования, сокращение длительности обработки и изготовления по сравнению с традиционными методами, а также способность воспроизводить детали сложной конфигурации. АМ обеспечивает высокое отношение прочности к массе и позволяет получать компоненты с заданной точностью и воспроизводимостью. При этом ключевым аспектом применения аддитивных технологий с использованием 3D-печати является выбор оптимальных параметров печати, обеспечивающих требуемые механические свойства конечных изделий.

В настоящей работе в качестве биомедицинского прототипа выбрана таранная кость (астргал) – небольшая кость голеностопного сустава (рис. 1), анатомическое расположение которой представлено на рис. 2. Таранная кость является второй по величине костью в заднем отделе стопы и сочленяется с большеберцовой и малоберцовой костями, образуя голеностопный сустав. Эта кость обеспечивает движение стопы в вертикальной плоскости, участвует в поддержании



Рис. 1. Морфология таранной кости

Fig. 1. Morphology of the talus bone



Рис. 2. Анатомическое расположение таранной кости в составе голеностопного сустава

Fig. 2. Anatomical location of the talus bone within the ankle joint

равновесия тела и допускает боковые смещения стопы. Она выполняет опорную и защитную функции по отношению к связкам голеностопного сустава, пятки и стопы. Седловидное строение с двумя расширенными нижними концами и куполообразным гребнем в средней части, а также покрытие хрящевым слоем, выполняющим роль амортизатора, прокладки и смазки, обеспечивают плавную биомеханику сустава. В отличие от многих других костных структур астрагал не имеет прямых мышечных прикреплений. При его переломах может потребоваться хирургическая репозиция либо физиотерапевтическое восстановление силы и подвижности. Для диагностики состояния таранной кости наиболее часто применяется денситометрия (DEXA- или DXA-сканирование).

Основной целью настоящей работы является использование аддитивного производства на основе метода послойного наплавления (FDM) для создания персонализированного трехмерного прототипа таранной кости человека с применением STL-данных, полученных методом компьютерной томографии. В исследовании также изучается влияние ключевых параметров FDM-процесса – высоты слоя, температуры сопла и расхода материала – на механические свойства образцов, изготовленных из полимолочной кислоты (PLA). Механические характеристики оцениваются по пределу прочности при растяжении, модулю Юнга и вязкости с использованием стандартизированных методик испытаний. Для оптимизации параметров FDM-печати применяется серый реляционный анализ (GRA), который позволяет определить оптимальную комбинацию технологических настроек, обеспечивающую максимальные интегральные механические показатели PLA-образцов.

В настоящем исследовании аддитивное производство на основе технологии послойного наплавления (FDM) применяется для разработки прототипа таранной кости человека. Оптимизация ключевых параметров печати – толщины слоя (мм), температуры сопла (°C) и расхода материала (%) – осуществляется с использованием метода серого реляционного анализа (GRA) применительно к таким механическим характеристикам PLA, как предел прочности при растяжении (МПа), модуль Юнга (ГПа) и вязкость разрушения (Дж/мм²). Влияние указанных технологических факторов на выходные свойства материала исследуется экспериментально, а для выявления статистически значимых параметров процесса применяется дисперсионный анализ (ANOVA). На основе полученных результатов определяется оптимальный набор параметров печати, предназначенный для изделий биомедицинского назначения, в частности для изготовления индивидуализированной модели таранной кости. Исходные геометрические данные формируются на основе компьютерной томографии (КТ) пациента с последующей генерацией файла в формате STL. Для верификации геометрического соответствия проводится сравнительный анализ размеров нативной таранной кости взрослого человека и аддитивно изготовленного прототипа в условиях измерительной лаборатор-

рии. Разработанный подход может быть полезен для создания реалистичных моделей различных костных имплантатов и суставных структур [16].

Материалы и методы

Полимолочная кислота (PLA) является одним из наиболее широко используемых материалов в моделировании методом наплавления (FDM) благодаря низкой стоимости, доступности, низкой температуре плавления, хорошей механической прочности, низкой склонности к короблению и отсутствию запаха. В процессе FDM трехмерная CAD-модель преобразуется в STL-файл, который затем разбивается на слои для генерации управляющих команд принтера. Изделие изготавливается послойно путем осаждения материала с последующей постобработкой, например обработкой парами, для улучшения качества поверхности. Благодаря своей точности и возможности индивидуализации технология FDM широко используется в биомедицине, включая прототипирование ортопедических, позвоночных, челюстно-лицевых, нейрохирургических и сердечно-сосудистых имплантатов.

Оценка ударной вязкости FDM-изготовленных образцов из PLA проводилась в соответствии со стандартом ASTM D256-23 «Стандартные методы испытаний для определения ударной вязкости пластмасс по Изоду» с использованием маятникового копра. Испытательные образцы с предварительно выполненным надрезом подготавливались согласно требованиям указанного стандарта и устанавливались вертикально в качестве консольной балки надрезанной стороной к бойку маятника. В процессе испытания оборудование автоматически фиксировало энергию,

поглощенную при разрушении образца в результате однократного удара. Ударная вязкость (вязкость разрушения) вычислялась как отношение поглощенной энергии к площади поперечного сечения в зоне надреза (Дж/мм²). Для каждого экспериментального режима испытывалось по пять образцов, а конечный результат представлялся как среднее арифметическое значение, что обеспечивало воспроизводимость и статистическую надежность полученных данных.

Механические свойства PLA-образцов при растяжении оценивались в соответствии со стандартом ASTM D638-22 «Стандартный метод испытаний на растяжение пластмасс» с использованием универсальной испытательной машины (universal testing machine, UTM). В ходе экспериментов регистрировались приложенная нагрузка и перемещение траверсы при скорости 5 мм/мин, на основе чего строились диаграммы деформирования. Модуль Юнга определялся по начальному линейно-упругому участку кривой «напряжение – деформация», тогда как предел прочности при растяжении вычислялся как максимальное напряжение, достигаемое вплоть до момента разрушения образца.

Для определения оптимальной комбинации параметров печати, предназначенной для изготовления биоимплантатов (в частности, таранной кости), применялся метод серого реляционного анализа (GRA) [17]. В качестве критических технологических факторов, оказывающих наибольшее влияние на прочностные характеристики 3D-печатных изделий, рассматривались толщина слоя (мм), расход материала (%) и температура сопла (°C). При разработке плана эксперимента (DoE) каждый из указанных параметров варьировался на трех уровнях – низком, среднем и высоком (табл. 1).

Таблица 1

Table 1

Технологические параметры печати и уровни их варьирования

Printing parameters and DoE levels

Параметр / Parameter	Единица измерения / Unit	Уровень 1 / Level 1	Уровень 2 / Level 2	Уровень 3 / Level 3
Толщина слоя / Layer thickness	мм / mm	0,1 / 0.1	0,2 / 0.2	0,3 / 0.3
Температура сопла / Nozzle temperature	°C / °C	190	200	210
Коэффициент подачи материала / Flow rate	%	95	100	105

Остальные технологические параметры печати, включая скорость печати (60 мм/с), температуру стола (60 °С), высоту зазора сопла (0,1 мм) и расстояние втягивания (1 мм), поддерживались постоянными на протяжении всего эксперимента. Полный план эксперимента по матрице L27 с тремя повторениями был реализован в лабораторных условиях (табл. 2).

Для линейной нормализации исходных данных использовались критерии качества «чем больше, тем лучше» применительно к пределу прочности при растяжении, вязкости разрушения и модулю Юнга в соответствии со следующим уравнением [18]:

$$x_i(k) = \frac{x_i^{(0)}(k) - \min x_i^{(0)}(k)}{\max x_i^{(0)}(k) - \min x_i^{(0)}(k)}. \quad (1)$$

Для нормализации характеристик по критерию «чем меньше, тем лучше» применялось уравнение

$$x_i(k) = \frac{\max x_i^{(0)}(k) - x_i^{(0)}(k)}{\max x_i^{(0)}(k) - \min x_i^{(0)}(k)}, \quad (2)$$

где $x_i^{(0)}(k)$ – эталонная последовательность;

$\min x_i^{(0)}(k)$ – минимальное значение $x_i^{(0)}(k)$;

$\max x_i^{(0)}(k)$ – максимальное значение $x_i^{(0)}(k)$;

Таблица 2

Table 2

Ортогональный план эксперимента (L27) и полученные отклики
Orthogonal array (L27) with output responses

№ п/п / Sr. No.	Толщина слоя, мм / Layer thick- ness (mm)	Температура сопла, °С / Nozzle temperature (°C)	Коэффициент подачи, % / Flow rate (%)	Прочность при растяжении, МПа / Tensile strength (MPa)	Ударная вязкость, Дж/мм ² / Toughness (J/mm ²)	Модуль упругости, ГПа / Young's modulus (GPa)
1	0,1 / 0.1	190	95	21	35	2,40 / 2.40
2	0,1 / 0.1	190	100	28	48	2,52 / 2.52
3	0,1 / 0.1	190	105	42	59	2,68 / 2.68
4	0,1 / 0.1	200	95	25	41	2,45 / 2.45
5	0,1 / 0.1	200	100	48	47	2,62 / 2.62
6	0,1 / 0.1	200	105	54	58	2,80 / 2.80
7	0,1 / 0.1	210	95	47	44	2,95 / 2.95
8	0,1 / 0.1	210	100	55	48	3,05 / 3.05
9	0,1 / 0.1	210	105	57	58	3,49 / 3.49
10	0,2 / 0.2	190	95	17	34	3,20 / 3.20
11	0,2 / 0.2	190	100	28	45	3,25 / 3.25
12	0,2 / 0.2	190	105	38	61	3,30 / 3.30
13	0,2 / 0.2	200	95	23	38	3,20 / 3.20
14	0,2 / 0.2	200	100	30	48	3,40 / 3.40
15	0,2 / 0.2	200	105	40	62	3,42 / 3.42
16	0,2 / 0.2	210	95	26	41	3,25 / 3.25
17	0,2 / 0.2	210	100	32	50	3,42 / 3.42
18	0,2 / 0.2	210	105	42	64	3,48 / 3.48
19	0,3 / 0.3	190	95	27	34	3,40 / 3.40
20	0,3 / 0.3	190	100	35	46	3,58 / 3.58
21	0,3 / 0.3	190	105	44	57	3,52 / 3.52
22	0,3 / 0.3	200	95	28	36	3,45 / 3.45
23	0,3 / 0.3	200	100	38	47	3,60 / 3.60
24	0,3 / 0.3	200	105	46	59	2,89 / 2.89
25	0,3 / 0.3	210	95	29	39	3,52 / 3.52
26	0,3 / 0.3	210	100	42	44	2,80 / 2.80
27	0,3 / 0.3	210	105	52	60	2,50 / 2.50

$x_i(k)$ – значение, полученное после генерации серого отношения.

Последовательность отклонений рассчитывалась следующим образом:

$$\Delta 0_i(k) = |x_0^*(k) - x_i(k)|. \quad (3)$$

Эта последовательность представляет собой абсолютную разность между эталонной последовательностью $x_0^*(k)$ и последовательностью сравнимости $x_0^*(k)$ после процедуры нормализации. Значение коэффициента $x_0^*(k)$ принималось равным единице. Серый реляционный коэффициент (GRC) $\gamma(x_0(k), x_i(k))$, характеризующий степень близости каждого отклика к идеальному (эталонному) значению, определялся согласно уравнению

$$\gamma(x_0(k), x_i(k)) = \frac{\Delta \min + \xi \Delta \max}{\Delta 0_i(k) + \xi \Delta \max}. \quad (4)$$

Серый реляционный ранг (GRG), позволяющий объединить множество откликов в единый интегральный показатель эффективности, рассчитывался как

$$\Gamma(x_0, x_i) = \frac{\sum_{j=1}^n \gamma(x_0(k), x_i(k))}{j}, \quad (5)$$

где $\Gamma(x_0, x_i)$ – взвешенный серый реляционный ранг; j – число параметров отклика; $\gamma(x_0(k), x_i(k))$ – серый реляционный коэффициент (табл. 6).

Исходные геометрические данные для изготовления прототипа таранной кости предоставлялись ортопедическим хирургом в виде CD- или DVD-носителя, содержащего КТ-снимки пациента, полученные в отделении радиологии или медицинской визуализации. КТ-сканирование таранной кости выполнялось с целью выяснения точных анатомических размеров конкретного пациента. Полученные сканированные данные впоследствии преобразовывались в STL-файл, а сгенерированный управляющий код подавался на установку аддитивного производства. Такой подход обеспечивает высокую точность воспроизведения трехмерной геометрии таранной кости человека.

Результаты и их обсуждение

В ходе экспериментального исследования оценено влияние ключевых параметров процесса аддитивного производства на механические характеристики PLA-образцов. Установлено, что уменьшение толщины осаждаемого слоя хотя и сопровождается увеличением времени и стоимости печати, но положительно сказывается на разрешении и, в определенных пределах, на механических свойствах изделия. При малой толщине слоя (0,1 мм) наблюдается улучшение межмолекулярного связывания между соседними слоями вследствие увеличения площади контактной поверхности: каждый слой уплотняется и демонстрирует более высокую адгезию с последующим осаждаемым слоем. При увеличении толщины слоя с 0,1 до 0,3 мм предел прочности при растяжении возрастает с 21 до 42 МПа. Однако дальнейшее увеличение толщины слоя (с 0,2 до 0,3 мм) выявляет тенденцию к снижению прочности, что объясняется образованием пустот между слоями в процессе заполнения, уменьшающих прочность изделия на единицу площади.

Повышение скорости подачи материала с 95 до 100 % способствует формированию прочных ковалентных связей между осаждаемыми слоями, сопровождается снижением пористости и количества пустот, а также улучшением сплавления слоев. В то же время дальнейшее увеличение скорости подачи материала (от 100 до 105 %) приводит к эффекту раздутия, возникновению внутренних напряжений и микротрещин в процессе отверждения, что ухудшает качество поверхности. Таким образом, общее влияние скорости подачи материала на прочностные свойства носит параболический характер. На рис. 3 представлено совместное влияние толщины слоя и температуры сопла на предел прочности при растяжении. Согласно данным дисперсионного анализа (табл. 3), наиболее значимым параметром процесса для предела прочности при растяжении (МПа) является скорость подачи материала, за которой следуют толщина слоя и температура сопла.

Что касается модуля Юнга, то с повышением температуры сопла от 190 до 210 °С наблюдается его устойчивый рост, что обусловлено улучшением теплового контакта и более пол-

Рис. 3. Зависимость прочности при растяжении (МПа) от толщины слоя (мм) и температуры сопла (°C)

Fig. 3. Tensile strength (MPa) as a function of layer thickness (mm) and nozzle temperature (°C)

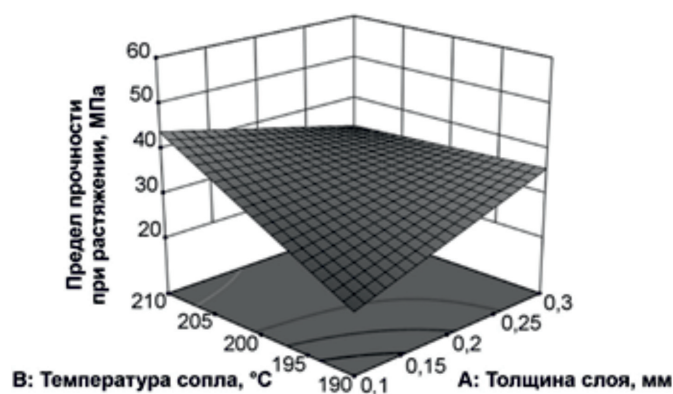


Таблица 3

Table 3

Результаты дисперсионного анализа (ANOVA) для прочности при растяжении, МПа

ANOVA results for tensile strength (MPa)

Источник / Source	Степени свободы / DF	Последовательная сумма квадратов / Seq. SS	Скорректированный средний квадрат / Adj. MS	Критерий Фишера / F	Уровень значимости / P
Толщина слоя / Layer thickness	2	582,30 / 582.30	291,15 / 291.15	12,43 / 12.43	0,000 / 0.000
Температура сопла / Nozzle temperature	2	578,07 / 578.07	289,04 / 289.04	12,34 / 12.34	0,000 / 0.000
Коэффициент подачи / Flow rate	2	1647,19 / 1647.19	823,59 / 823.59	35,16 / 35.16	0,000 / 0.000
Ошибка / Error	20	468,00 / 468.00	23,43 / 23.43	—	—
Итого / Total	26	3276,00 / 3276.00	—	—	—

ным сплавлением слоев. Межслойная граница становится более качественной благодаря гладкому осаждению и минимальной пористости. При дальнейшем повышении температуры от 200 до 210 °C достигается более интенсивное плавление и прочное межслойное связывание, при этом материал равномерно истекает через сопло. Модуль Юнга демонстрирует возрастающую тенденцию с увеличением температуры сопла. Напротив, повышение расхода материала и толщины слоя приводит к образованию пустот, зазоров и неполному сплавлению между слоями, что уменьшает эффективную площадь поперечного сечения и ослабляет межслойную адгезию, вследствие чего модуль Юнга снижается. На рис. 4 показано влияние расхода материала и температуры сопла на модуль Юнга, имеющее параболический характер. Дисперсионный анализ (табл. 4) показывает, что толщина слоя является наиболее значимым параметром для модуля

Юнга, тогда как температура сопла и скорость подачи материала оказывают меньшее влияние.

Для предотвращения засорения сопла необходимо обеспечить достаточно высокую температуру плавления филамента. Точность геометрических размеров улучшается при оптимизации скорости подачи материала; при его недостатке в слоях формируются пустоты и зазоры, что негативно сказывается на адгезии слоев и механических свойствах изделия. Вязкость разрушения определяется комбинированным влиянием скорости подачи материала, толщины слоя и температуры сопла: скорость подачи материала контролирует плотность, толщина слоя влияет на траекторию распространения трещины и площадь сцепления, а температура сопла усиливает молекулярную диффузию. Взаимодействие всех факторов на оптимальных уровнях обеспечивает наилучшие значения вязкости. Как показано на рис. 5, вязкость возрастает с увеличением толщи-

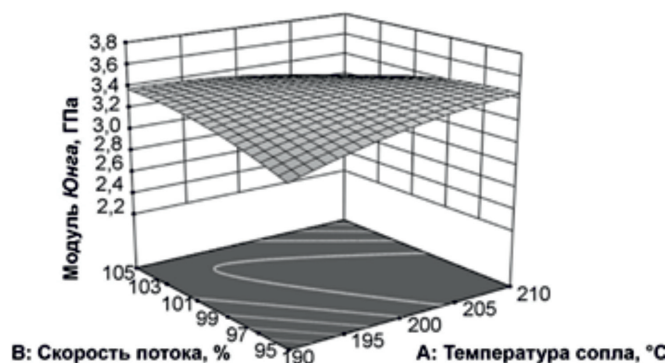


Рис. 4. Влияние коэффициента подачи материала и температуры сопла на модуль упругости (ГПа)
Fig. 4. Effect of material flow rate and nozzle temperature on Young's modulus (GPa)

Таблица 4

Table 4

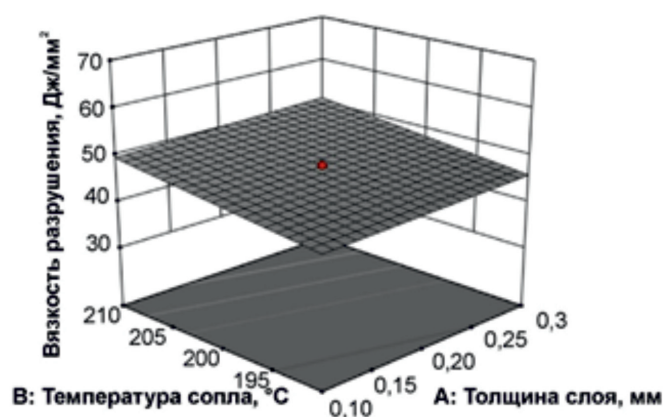
Результаты дисперсионного анализа (ANOVA) для модуля упругости, ГПа

ANOVA results for Young's modulus (GPa)

Источник / Source	Степени свободы / DF	Последовательная сумма квадратов / Seq. SS	Скорректированный средний квадрат / Adj. MS	Критерий Фишера / F	Уровень значимости / P
Толщина слоя / Layer thickness	2	1,6121 / 1.6121	0,8061 / 0.8061	6,86 / 6.86	0,005 / 0.005
Температура сопла / Nozzle temperature	2	0,0285 / 0.0285	0,0142 / 0.0142	0,12 / 0.12	0,886 / 0.886
Коэффициент подачи / Flow rate	2	0,0100 / 0.0100	0,0050 / 0.0050	0,04 / 0.04	0,958 / 0.958
Ошибка / Error	20	2,3490 / 2.3490	0,1175 / 0.1175	—	—
Итого / Total	26	3,9996 / 3.9996	—	—	—

Рис. 5. Влияние температуры сопла и толщины слоя на ударную вязкость (Дж/мм²)

Fig. 5. Effect of nozzle temperature and layer thickness on toughness (J/mm²)



ны слоя и температуры сопла. Согласно данным табл. 5, наиболее значимым параметром для вязкости является скорость подачи материала, тогда как температура сопла и толщина слоя оказывают менее выраженное влияние. Для достижения наилучших комплексных прочностных характеристик необходима многоцелевая оптимизация значимых технологических параметров.

В рамках метода серого реляционного анализа (GRA) более высокое значение серого реляционного ранга (GRG) свидетельствует о более сильной связи между эталонной последовательностью и последовательностью сравнения (табл. 6). Наибольшее значение GRG (ранг 1) зафиксировано для девятого экспериментального режима. Оптимальная многоцелевая

Таблица 5

Table 5

Результаты дисперсионного анализа (ANOVA) для ударной вязкости, Дж/мм³
ANOVA results for toughness (J/mm²)

Источник / Source	Степени свободы / DF	Последовательная сумма квадратов / Seq. SS	Скорректированный средний квадрат / Adj. MS	Критерий Фишера / F	Уровень значимости / P
Толщина слоя / Layer thickness	2	26,74 / 26.74	13,37 / 13.37	2,92 / 2.92	0,077 / 0.077
Температура сопла / Nozzle temperature	2	47,19 / 47.19	23,59 / 23.59	5,15 / 5.15	0,016 / 0.016
Коэффициент подачи / Flow rate	2	2155,63 / 2155.63	1077,81 / 1077.81	235,25 / 235.25	0,000 / 0.000
Ошибка / Error	20	91,63 / 91.63	4,58 / 4.58	—	—
Итого / Total	26	2321,19 / 2321.19	—	—	—

Таблица 6

Table 6

Серые коэффициенты и серая реляционная оценка для исследуемых откликов
Grey relational coefficients and grey relational grade for response characteristics

№ п/п / Sr. No.	Норм. σ_b / Norm. TS	Норм. a / Norm. Tough.	Норм. E / Norm. YM	GRC σ_b / GRC TS	GRC a / GRC Tough.	GRC E / GRC YM	GRG	Ранг / Rank
1	0,1 / 0.1	0,033 / 0.033	0,000 / 0.000	0,357 / 0.357	0,340 / 0.340	0,333 / 0.333	0,3437 / 0.3437	27
2	0,275 / 0.275	0,466 / 0.466	0,100 / 0.100	0,408 / 0.408	0,484 / 0.484	0,357 / 0.357	0,4162 / 0.4162	25
3	0,625 / 0.625	0,833 / 0.833	0,234 / 0.234	0,571 / 0.571	0,749 / 0.749	0,394 / 0.394	0,5723 / 0.5723	13
4	0,200 / 0.200	0,233 / 0.233	0,041 / 0.041	0,384 / 0.384	0,394 / 0.394	0,342 / 0.342	0,3741 / 0.3741	26
5	0,775 / 0.775	0,433 / 0.433	0,183 / 0.183	0,689 / 0.689	0,468 / 0.468	0,379 / 0.379	0,5128 / 0.5128	18
6	0,925 / 0.925	0,800 / 0.800	0,334 / 0.334	0,400 / 0.400	0,714 / 0.714	0,428 / 0.428	0,6716 / 0.6716	5
7	0,750 / 0.750	0,334 / 0.334	0,458 / 0.458	0,667 / 0.667	0,428 / 0.428	0,479 / 0.479	0,5250 / 0.5250	16
8	0,950 / 0.950	0,467 / 0.467	0,541 / 0.541	0,500 / 0.500	0,484 / 0.484	0,521 / 0.521	0,6382 / 0.6382	8
9	1,000 / 1.000	0,800 / 0.800	0,908 / 0.908	1,000 / 1.000	0,714 / 0.714	0,844 / 0.844	0,8530* / 0.8530*	1
10	0,000 / 0.000	0,000 / 0.000	0,667 / 0.667	0,334 / 0.334	0,334 / 0.334	0,600 / 0.600	0,4222 / 0.4222	24
11	0,275 / 0.275	0,367 / 0.367	0,708 / 0.708	0,408 / 0.408	0,441 / 0.441	0,631 / 0.631	0,4936 / 0.4936	20
12	0,525 / 0.525	0,900 / 0.900	0,750 / 0.750	0,512 / 0.512	0,833 / 0.833	0,666 / 0.666	0,6709 / 0.6709	6
13	0,150 / 0.150	0,133 / 0.133	0,666 / 0.666	0,370 / 0.370	0,365 / 0.365	0,599 / 0.599	0,4454 / 0.4454	23
14	0,325 / 0.325	0,467 / 0.467	0,833 / 0.833	0,425 / 0.425	0,484 / 0.484	0,749 / 0.749	0,5531 / 0.5531	15
15	0,575 / 0.575	0,933 / 0.933	0,850 / 0.850	0,540 / 0.540	0,881 / 0.881	0,769 / 0.769	0,7306 / 0.7306	3
16	0,225 / 0.225	0,234 / 0.234	0,708 / 0.708	0,392 / 0.392	0,394 / 0.394	0,631 / 0.631	0,4728 / 0.4728	22
17	0,375 / 0.375	0,534 / 0.534	0,850 / 0.850	0,445 / 0.445	0,517 / 0.517	0,769 / 0.769	0,5802 / 0.5802	12
18	0,625 / 0.625	1,000 / 1.000	0,900 / 0.900	0,571 / 0.571	1,000 / 1.000	0,833 / 0.833	0,8015 / 0.8015	2
19	0,250 / 0.250	0,000 / 0.000	0,833 / 0.833	0,400 / 0.400	0,334 / 0.334	0,749 / 0.749	0,4983 / 0.4983	19
20	0,450 / 0.450	0,400 / 0.400	0,983 / 0.983	0,476 / 0.476	0,454 / 0.454	0,967 / 0.967	0,6328 / 0.6328	9
21	0,675 / 0.675	0,767 / 0.767	0,933 / 0.933	0,606 / 0.606	0,682 / 0.682	0,881 / 0.881	0,7233 / 0.7233	4
22	0,275 / 0.275	0,066 / 0.066	0,875 / 0.875	0,408 / 0.408	0,348 / 0.348	0,800 / 0.800	0,5190 / 0.5190	17
23	0,525 / 0.525	0,434 / 0.434	1,000 / 1.000	0,512 / 0.512	0,469 / 0.469	1,000 / 1.000	0,6605 / 0.6605	7
24	0,725 / 0.725	0,834 / 0.834	0,408 / 0.408	0,645 / 0.645	0,750 / 0.750	0,457 / 0.457	0,6177 / 0.6177	10
25	0,300 / 0.300	0,167 / 0.167	0,933 / 0.933	0,416 / 0.416	0,375 / 0.375	0,881 / 0.881	0,5579 / 0.5579	14
26	0,625 / 0.625	0,334 / 0.334	0,334 / 0.334	0,571 / 0.571	0,428 / 0.428	0,428 / 0.428	0,4761 / 0.4761	21
27	0,675 / 0.675	0,867 / 0.867	0,083 / 0.083	0,606 / 0.606	0,789 / 0.789	0,352 / 0.352	0,5828 / 0.5828	11

Примечание. σ_b – прочность при растяжении; a – ударная вязкость; E – модуль упругости; * – наибольшее значение GRG.
 Note. TS – tensile strength; Tough. – toughness; YM – Young's modulus; * – the highest GRG value.

комбинация параметров печати, полученная для PLA-образцов, включает толщину слоя 0,1 мм, температуру сопла 210 °С и скорости подачи материала 105 % и обеспечивает максимальные значения предела прочности при растяжении, вязкости и модуля Юнга согласно многоцелевому методу GRA [19].

На заключительном этапе проведено сравнение геометрических размеров таранной кости, изготовленной методом 3D-печати с использованием оптимального набора параметров, с реальными размерами кости взрослого пациента, полученными на основе данных 3D-сканирования из медицинских учреждений. Координатно-измерительная машина (КИМ) позволила определить три линейных размера: $X = 51$ мм (фактический размер: 50,8 мм), $Y = 39$ мм (фактический размер: 38,9 мм) и $Z = 66$ мм (фактический размер: 66,1 мм). Высокая степень соответствия размеров подтверждает возможность использования разработанного прототипа в качестве модели для последующего изготовления таранной кости из биосовместимого материала, например нержавеющей стали SS316L. Такой подход может быть применен для замещения костной ткани при травматических повреждениях или дегенеративных изменениях [20]. Внешний вид изготовленного прототипа таранной кости представлен на рис. 6, а результаты координатных измерений взрослой кости – на рис. 7.

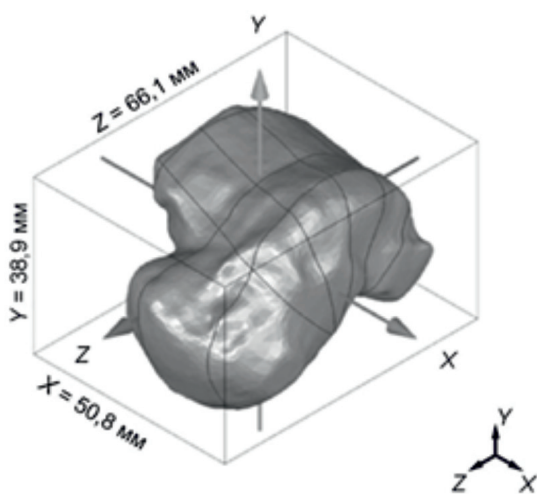


Рис. 6. Фактические размеры таранной кости (взрослый пациент)

Fig. 6. Actual dimensions of the talus bone (adult patient)



Рис. 7. Размеры таранной кости, измеренные на координатно-измерительной машине

Fig. 7. Dimensions of the talus bone measured using a coordinate measuring machine (CMM)

Заключение

В настоящем исследовании аддитивное производство на основе технологии послойного наплавления (FDM) с использованием полимолочной кислоты (PLA) в качестве конструкционного материала успешно применено для разработки прототипа таранной кости человека. В ходе экспериментальной работы установлен ряд закономерностей, определяющих взаимосвязь между технологическими параметрами печати и механическими характеристиками получаемых изделий.

– Показано, что предел прочности при растяжении 3D-печатных образцов возрастает с 21 до 42 МПа при увеличении толщины слоя с 0,1 до 0,3 мм; однако дальнейшее повышение толщины слоя (с 0,2 до 0,3 мм) сопровождается снижением этого показателя. Согласно результатам дисперсионного анализа, наиболее значимым фактором, влияющим на предел прочности при растяжении, является скорость подачи материала, тогда как толщина слоя и температура сопла вносят меньший, но также существенный вклад.

– Установлено, что увеличение скорости подачи PLA с 95 до 100 % способствует снижению пористости и уменьшению количества пустот за счет улучшенного сплавления слоев. В то же время дальнейшее повышение скорости подачи



материала до 105 % приводит к эффекту раздутия, сопровождающемуся возникновением внутренних напряжений и микротрещин в процессе отверждения, что негативно сказывается на качестве поверхности. Дисперсионный анализ показал, что толщина слоя является наиболее значимым параметром для модуля Юнга, тогда как температура сопла и скорость подачи материала оказывают на него меньшее влияние.

– В отношении модуля Юнга выявлено, что повышение температуры сопла от 190 до 210 °C обеспечивает улучшенный тепловой контакт и более полное сплавление слоев, вследствие чего модуль упругости закономерно возрастает. Напротив, увеличение скорости подачи материала и толщины слоя ведет к образованию пустот, зазоров и неполной межслойной адгезии, это обуславливает снижение модуля Юнга. Что касается вязкости разрушения, то наиболее значимым параметром признана скорость подачи материала; температура сопла и толщина слоя оказывают на этот показатель менее выраженное влияние.

– На основе многоцелевого метода серого реляционного анализа (GRA) определена оптимальная комбинация параметров печати для PLA-образцов, обеспечивающая максимальные значения предела прочности при растяжении, вязкости и модуля Юнга: толщина слоя – 0,1 мм, температура сопла – 210 °C, расход материала – 105 %.

– С использованием полученного оптимального набора параметров изготовлен прототип таранной кости человека. Координатно-измерительная машина позволила определить три основных геометрических размера: $X = 51$ мм (фактический размер: 50,8 мм), $Y = 39$ мм (фактический размер: 38,9 мм) и $Z = 66$ мм (фактический размер: 66,1 мм). Высокая точность воспроизведения анатомической геометрии подтверждает возможность использования разработанного прототипа в качестве модели для последующего изготовления таранной кости из биосовместимых металлических материалов, таких как нержавеющая сталь SS316L.

Представленный подход открывает перспективы для дальнейшего трансформирования полимерных прототипов в полноценные металлические имплантаты, что особенно актуально в контексте развития биоинженерии. В целом 3D-аддитивное производство подтвердило свою

эффективность в качестве перспективного технологического инструмента для использования в биомедицине.

Список литературы

1. Advances in medical applications of additive manufacturing / L. Chunxu, D. Pisignano, Y. Zhao, J. Xue // *Engineering*. – 2020. – Vol. 6 (11). – P. 1222–1231. – DOI: 10.1016/j.eng.2020.02.018.
2. Исследование анизотропии свойств синтезированных металлических материалов WAAM-методом / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, А.В. Яшин, С.А. Силантьев, А.В. Аборкин, М.А. Новиков // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 206–220. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-206-220.
3. Functionally graded additive manufacturing for orthopaedic applications / S. Rouf, A. Malik, A. Raina, M.I.U. Haq, N. Naveed, A. Zolfagharian, M. Bodaghi // *Journal of Orthopaedics*. – 2022. – Vol. 33. – P. 70–80. – DOI: 10.1016/j.jor.2022.06.013.
4. Gupta K., Meena K. Artificial bone scaffolds and bone joints by additive manufacturing: a review // *Bio-printing*. – 2023. – Vol. 31. – P. e00268. – DOI: 10.1016/j.bprint.2023.e00268.
5. 3D bio-printing for use as bone replacement tissues: a review of biomedical application / A. Farazin, C. Zhang, A. Gheisizadeh, A. Shahbazi // *Biomedical Engineering Advances*. – 2023. – Vol. 5. – P. 100075. – DOI: 10.1016/j.bea.2023.100075.
6. Optimisation of the additive manufacturing parameters of polylactic acid (PLA) cellular structures for biomedical applications / D. Myers, A. Abdel-Wahab, F. Hafeez, N. Kovacev, K. Essa // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2022. – Vol. 136. – P. 105447. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2022.105447.
7. Additive manufacturing of PLA-Mg composite scaffolds for hard tissue engineering applications / R. Bakhshi, M. Mohammadi-Zerankeshi, M. Mehra-bi-Dehdezi, R. Alizadeh, S. Labbaf, P. Abachi // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2023. – Vol. 138. – P. 105655. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2023.105655.
8. Settia M., Ginestra P. Additive manufacturing for orthopaedic applications: case study on market impact // *Procedia Computer Science*. – 2023. – Vol. 217. – P. 737–745. – DOI: 10.1016/j.procs.2022.12.270.
9. 3D/4D additive-subtractive manufacturing of heterogeneous ceramics / G. Liu, X. Lu, X. Zhang, Y. Zhao, S. Yi, J. Xu, C. Feng, Z. Zhou, P. Wang, Z. Chen, Y. He, S. Chen, P. Liu, J. Zuo, Y. Dai, J. Wu, S. Liu, J. Lu // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2024. – Vol. 201. – P. 210–221. – DOI: 10.1016/j.jmst.2024.02.069.

10. *Chen D., Chen Y.* Optimization parameters for PLA through additive manufacturing: taking mixed shapes as an example // *Applied Sciences*. – 2024. – Vol. 14 (21). – P. 10035. – DOI: 10.3390/app142110035.
11. *Almansoori K., Pervaiz S.* Effect of layer height, print speed and cell geometry on mechanical properties of marble PLA based 3D printed parts // *Smart Materials in Manufacturing*. – 2023. – Vol. 1. – P. 100023. – DOI: 10.1016/j.smmf.2023.100023.
12. Optimization of 3D printing process parameters of polylactic acid filament based on the mechanical test / S. Raja, A. Prakash, P. Agrawal, P. Patil, T. Rey, Y. Capangpangan, S. Mulugeta, T. Wotango // *International Journal of Chemical Engineering*. – 2022. – Vol. 2022. – P. 5830869. – DOI: 10.1155/2022/5830869.
13. Optimization of 3D printing parameters for enhanced tensile properties in continuous carbon fiber reinforced PLA composites / F. Bilir, K. Turker, T. Saadet, G. Ahmet, C. Kilinc // *Materials Research Express*. – 2025. – Vol. 12 (4). – P. 045302. – DOI: 10.1088/2053-1591/adc5cc.
14. *Dadashi A.* Optimization of 3D printing parameters in polylactic acid bio-metamaterial under cyclic bending loading considering fracture features // *Heliyon*. – 2024. – Vol. 10 (4). – P. e26357. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e26357.
15. *Kechagias J., Zaoutsos S.* Optimization window of printing parameters for specific strength and energy consumption in PEEK additive manufacturing // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2026. – Vol. 41 (2). – P. 229–236. – DOI: 10.1080/10426914.2026.2613641.
16. *Chate G., Deshpande A.* Optimisation for geometrical dimension of a product using 3D printer based on fused deposition modelling // *International Journal of Additive and Subtractive Materials Manufacturing*. – 2017. – Vol. 1 (2). – P. 133–144. – DOI: 10.1504/IJASMM.2017.088201.
17. К вопросу выбора и оптимизации параметров непрерывной лазерной сварки чугуна / Д.А. Илюшкин, В.Г. Солдатов, О.В. Петраков, И.А. Котлярова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 20–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-20-30.
18. *Agrawal D., Kamble D.* Optimization of photochemical machining process parameters for manufacturing microfluidic channel // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2018. – Vol. 34 (1). – P. 1–7. – DOI: 10.1080/10426914.2018.1512115.
19. Effect of process variables on Ultimaker 2+ 3D FDM printed tough PLA parts / A. Karthikeyan, L. Prabhu, T. Khan, T. Sebaey // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2025. – Vol. 40 (3). – P. 402–414. – DOI: 10.1080/10426914.2024.2425622.
20. Generation of customized bone implants from CT scans using FEA and AM / C. Wolf, D. Juchem, A. Koster, W. Pilloy // *Materials*. – 2024. – Vol. 17 (17). – P. 4241. – DOI: 10.3390/ma17174241.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Investigation of the effect of additive manufacturing process parameters on the fabrication of a 3D-printed talus bone prototype

Devendra Agrawal^{1, a, *}, Sushil Patil^{1, b}, Nitin Ambhore^{2, c}, Dinesh Washimkar^{2, d}, Dhroov Agrawal^{3, e}

¹ Department of Mechanical Engineering, S.V.P.M'S College of Engineering Malegaon (Bk.), SPPU, Pune, 413115, Maharashtra, India

² Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Technology, SPPU, Pune, 411048, Maharashtra, India

³ Department of Bachelor of Medicine & Bachelor of Surgery, KD Medical College, Mathura, 281401, Uttar Pradesh, India

^a  <https://orcid.org/0000-0002-2477-1841>,  dpagrawal@engg.svpm.org.in; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-0547-6038>,  sspatil@engg.svpm.org.in;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-8468-8057>,  nitin.ambhore@vit.edu; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-1312-2619>,  dinesh.washimkar@vit.edu;

^e  <https://orcid.org/0009-0000-8547-9484>,  dhroovagrawal109@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 May 2026

Revised: 13 June 2026

Accepted: 14 August 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

3D printing

Additive manufacturing

Fused deposition modelling

Polylactic acid

Talus bone

Grey relational analysis

Prototype

ABSTRACT

Introduction. Additive manufacturing, and in particular fused deposition modelling (*FDM*), enables the fabrication of geometrically complex parts without dedicated tooling, which is especially valuable for patient-specific biomedical devices. The mechanical performance of polylactic acid (*PLA*) parts, however, depends strongly on the combination of printing parameters, and the available data on the joint influence of layer thickness, nozzle temperature, and material flow rate on the full set of strength characteristics remain fragmentary, which complicates process selection for anatomical prototypes. The aim of this work is to determine the optimum combination of *FDM* printing parameters for *PLA* parts that maximizes the integrated strength response, and to fabricate, using the identified settings, a full-scale patient-specific prototype of the human talus bone from computed tomography data. **Materials and methods.** A *Taguchi L27* orthogonal array was implemented with three levels of layer thickness (0.1–0.3 mm), nozzle temperature (190–210 °C), and material flow rate (95–105%). Tensile strength and *Young's* modulus were determined in accordance with *ASTM D638–22* on a universal testing machine at a crosshead speed of 5 mm/min; specific fracture energy (toughness) was measured according to *ASTM D256–23* using a notched *Izod* pendulum impact tester. The significance of the factors was evaluated by analysis of variance (*ANOVA*), and multi-response optimization was performed by grey relational analysis (*GRA*). The geometry of the fabricated prototype was inspected on a coordinate measuring machine. **Results and discussion.** Material flow rate was found to be the dominant factor for tensile strength (contribution of 50.3 %) and for toughness (92.9%), whereas *Young's* modulus is governed primarily by layer thickness. The highest grey relational grade (0.853) was obtained at a layer thickness of 0.1 mm, a nozzle temperature of 210 °C, and a flow rate of 105%. The dimensional deviations of the fabricated prototype from the *CT* data did not exceed 0.2 mm, which confirms its suitability as a master model for the subsequent manufacture of an implant from a biocompatible material.

For citation: Agrawal D., Patil S., Ambhore N., Washimkar D., Agrawal D. Investigation of the effect of additive manufacturing process parameters on the fabrication of a 3D-printed talus bone prototype. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 331–344. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-331-344. (In Russian).

References

1. Chunxu L., Pisignano D., Zhao Y., Xue J. Advances in medical applications of additive manufacturing. *Engineering*, 2020, vol. 6 (11), pp. 1222–1231. DOI: 10.1016/j.eng.2020.02.018.
2. Kirichek A.V., Solovyev D.L., Yashin A.V., Silantyev S.A., Aborkin A.V., Novikov M.A. Issledovanie anizotropii svoystv sintezirovannykh metallicheskih materialov WAAM-metodom [Anisotropy of properties in metal materials fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM)]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 206–220. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-206-220.

* Corresponding author

Devendra Agrawal, Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 S.V.P.M'S College of Engineering Malegaon (Bk.),
 Savitribai Phule Pune University, Pune,
 Maharashtra, India.

Tel.: +91-9421054282, e-mail: dpagrawal@engg.svpm.org.in

3. Rouf S., Malik A., Raina A., Haq M.I.U., Naveed N., Zolfagharian A., Bodaghi M. Functionally graded additive manufacturing for orthopaedic applications. *Journal of Orthopaedics*, 2022, vol. 33, pp. 70–80. DOI: 10.1016/j.jor.2022.06.013.
4. Gupta K., Meena K. Artificial bone scaffolds and bone joints by additive manufacturing: a review. *Bioprinting*, 2023, vol. 31, p. e00268. DOI: 10.1016/j.bprint.2023.e00268.
5. Farazin A., Zhang C., Gheisizadeh A., Shahbazi A. 3D bio-printing for use as bone replacement tissues: a review of biomedical application. *Biomedical Engineering Advances*, 2023, vol. 5, p. 100075. DOI: 10.1016/j.bea.2023.100075.
6. Myers D., Abdel-Wahab A., Hafeez F., Kovacev N., Essa K. Optimisation of the additive manufacturing parameters of polylactic acid (PLA) cellular structures for biomedical applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2022, vol. 136, p. 105447. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2022.105447.
7. Bakhshi R., Mohammadi-Zerankeshi M., Mehrabi-Dehdezi M., Alizadeh R., Labbaf S., Abachi P. Additive manufacturing of PLA-Mg composite scaffolds for hard tissue engineering applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2023, vol. 138, p. 105655. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2023.105655.
8. Settia M., Ginestra P. Additive manufacturing for orthopaedic applications: case study on market impact. *Procedia Computer Science*, 2023, vol. 217, pp. 737–745. DOI: 10.1016/j.procs.2022.12.270.
9. Liu G., Lu X., Zhang X., Zhao Y., Yi S., Xu J., Feng C., Zhou Z., Wang P., Chen Z., He Y., Chen S., Liu P., Zuo J., Dai Y., Wu J., Liu S., Lu J. 3D/4D additive-subtractive manufacturing of heterogeneous ceramics. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, vol. 201, pp. 210–221. DOI: 10.1016/j.jmst.2024.02.069.
10. Chen D., Chen Y. Optimization parameters for PLA through additive manufacturing: taking mixed shapes as an example. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 (21), p. 10035. DOI: 10.3390/app142110035.
11. Almansoori K., Pervaiz S. Effect of layer height, print speed and cell geometry on mechanical properties of marble PLA based 3D printed parts. *Smart Materials in Manufacturing*, 2023, vol. 1, p. 100023. DOI: 10.1016/j.smmf.2023.100023.
12. Raja S., Prakash A., Agrawal P., Patil P., Rey T., Capangpangan Y., Mulugeta S., Wotango T. Optimization of 3D printing process parameters of polylactic acid filament based on the mechanical test. *International Journal of Chemical Engineering*, 2022, vol. 2022, p. 5830869. DOI: 10.1155/2022/5830869.
13. Bilir F., Turker K., Saadet T., Ahmet G., Kilinc C. Optimization of 3D printing parameters for enhanced tensile properties in continuous carbon fiber reinforced PLA composites. *Materials Research Express*, 2025, vol. 12 (4), p. 045302. DOI: 10.1088/2053-1591/adc5cc.
14. Dadashi A. Optimization of 3D printing parameters in polylactic acid bio-metamaterial under cyclic bending loading considering fracture features. *Heliyon*, 2024, vol. 10 (4), p. e26357. DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e26357.
15. Kechagias J., Zaoutsos S. Optimization window of printing parameters for specific strength and energy consumption in PEEK additive manufacturing. *Materials and Manufacturing Processes*, 2026, vol. 41 (2), pp. 229–236. DOI: 10.1080/10426914.2026.2613641.
16. Chate G., Deshpande A. Optimisation for geometrical dimension of a product using 3D printer based on fused deposition modelling. *International Journal of Additive and Subtractive Materials Manufacturing*, 2017, vol. 1 (2), pp. 133–144. DOI: 10.1504/IJASMM.2017.088201.
17. Ilyushkin D.A., Soldatov V.G., Petrakov O.V., Kotlyarova I.A. K voprosu vybora i optimizatsii parametrov nepreryvnoi lazernoi svarki chuguna [On the issue of selecting and optimizing parameters of continuous laser welding of cast iron]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 20–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-20-30.
18. Agrawal D., Kamble D. Optimization of photochemical machining process parameters for manufacturing microfluidic channel. *Materials and Manufacturing Processes*, 2018, vol. 34 (1), pp. 1–7. DOI: 10.1080/10426914.2018.1512115.
19. Karthikeyan A., Prabhu L., Khan T., Sebaey T. Effect of process variables on Ultimaker 2+ 3D FDM printed tough PLA parts. *Materials and Manufacturing Processes*, 2025, vol. 40 (3), pp. 402–414. DOI: 10.1080/10426914.2024.2425622.
20. Wolf C., Juchem D., Koster A., Pilloy W. Generation of customized bone implants from CT scans using FEA and AM. *Materials*, 2024, vol. 17 (17), p. 4241. DOI: 10.3390/ma17174241.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Структура и износостойкость горячекатаных покрытий системы Fe-Cr-B

Алина Дударева^{1, a, *}, Екатерина Есикова^{1, b}, Сергей Станкевич^{1, c}, Владислав Шикалов^{1, d},
 Юлия Малютина^{1, 2, e}, Максим Хомяков^{3, f}, Евгений Домаров^{4, g}, Кемал Эмурлаев^{1, 5, h}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, пр. Лаврентьева, 15, г. Новосибирск, 630090, Россия

³ Институт лазерной физики СО РАН, пр. Лаврентьева, 13, г. Новосибирск, 630090, Россия

⁴ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, проспект Академика М.А. Лаврентьева, 11, г. Новосибирск, 630090, Россия

⁵ ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Никольский пр., 1, Кольцово, 630559, Россия

^a  <https://orcid.org/0009-0001-5649-7090>,  dudareva-alina@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0004-2000-3695>,  kate.esikova@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0009-0004-0964-319X>,  stankevich.2016@corp.nstu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-0491-2803>,  v.shikalov@gmail.com;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0305-7518>,  romashova@corp.nstu.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0001-8095-2092>,  mnkhomy@ya.ru;

^g  <https://orcid.org/0000-0003-2422-1513>,  domarov88@mail.ru; ^h  <https://orcid.org/0000-0002-1114-6799>,  emurlaev@corp.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92:539.374.2

История статьи:

Поступила: 05 июня 2026

Рецензирование: 23 июня 2026

Принята к печати: 14 августа 2026

Доступно онлайн: 15 сентября 2026

Ключевые слова:

Хромоникелевая аустенитная сталь

Электронно-лучевая наплавка

Горячая пластическая деформация

Хром

Бор

Финансирование

Металлографические исследования и механические испытания сформированных покрытий выполнены при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.

Дифракционные исследования с использованием синхротронного излучения выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания для ЦКП «СКИФ» Института катализа им. Г.К. Борескова СО РАН (проект FWUR-2026-0002).

Благодарности

Металлографические исследования и механические испытания выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

Синхротронные рентгеновские исследования проведены на оборудовании ЦКП СЦСТИ на базе УНУ «Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000» в ИЯФ СО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. Аустенитные стали широко применяются в горнодобывающей, железнодорожной и химической промышленности благодаря высокой вязкости и коррозионной стойкости. Однако их ресурс в условиях интенсивного изнашивания ограничен, что требует разработки эффективных методов поверхностного упрочнения, сохраняющих пластичность основы. **Цель работы.** Исследование структуры, механических и трибологических свойств покрытий на основе системы Fe-Cr-B, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на поверхности заготовки из стали 12X18H9T с последующей комбинированной обработкой (закалка и горячая прокатка). **Методология.** Наплавку проводили с использованием двух составов порошковых смесей с различным содержанием бора: C1QHR и C2QHR, причем содержание бора во втором составе было в два раза выше, чем в первом. После наплавки образцы подвергали закалке от 1100 °С и последующей горячей прокатке при 950 °С. Структуру исследовали на растровом электронном микроскопе, фазовый состав определяли с использованием синхротронного излучения. Механические свойства оценивали путем измерения микротвердости, трибологические характеристики – методом сухого трения скольжения по схеме «шар – плоскость». **Результаты и обсуждение.** Установлено, что горячая прокатка способствует выделению в аустенитной матрице субмикронных карбидов типа $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ и формированию карбоборидов состава $(\text{Fe,Cr})_2(\text{C,B})$. Покрытие с повышенным содержанием бора (C2QHR) обладает твердостью $(484 \pm 20 \text{ HV})$, в 2,4 раза превышающей твердость стали 12X18H9T. Износостойкость покрытия C2QHR в 5,3 раза выше по сравнению с износостойкостью стали 12X18H9T. Основным механизмом, ответственным за повышение износостойкости покрытий, является упрочнение вторичными фазами: дисперсионное твердение за счет выделения карбидов, а также формирование боридов и карбоборидов. **Выводы.** Сочетание закалки и горячей прокатки слоев, полученных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой, формирует износостойкий защитный слой на поверхности стали 12X18H9T.

Для цитирования: Структура и износостойкость горячекатаных покрытий системы Fe-Cr-B / А.А. Дударева, Е.Д. Есикова, С.В. Станкевич, В.С. Шикалов, Ю.Н. Малютина, М.Н. Хомяков, Е.В. Домаров, К.И. Эмурлаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2026. – Т. 28, № 3. – С. 345–359. – DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-345-359.

*Адрес для переписки

Дударева Алина Алексеевна, аспирант

Новосибирский государственный технический университет,

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: +7 913 707-63-44, e-mail: dudareva-alina@mail.ru

Введение

Аустенитные стали широко применяются в ответственных отраслях промышленности, таких как горнодобывающая, железнодорожная, автомобильная и аэрокосмическая. Их преимуществами являются высокая вязкость разрушения, коррозионная стойкость и технологичность. Однако низкая твердость и, как следствие, недостаточная износостойкость в условиях абразивного изнашивания существенно ограничивают ресурс работы деталей [1–3]. В настоящее время существует широкий спектр износостойких материалов [2, 4–7], но многие из них либо недостаточно эффективны в тяжелых условиях нагружения, либо имеют высокую стоимость.

Одним из вариантов решения проблемы повышения износостойкости стальных поверхностей является нанесение покрытий на основе системы Fe-Cr-C-B. Такие сплавы отличаются высокими показателями твердости и сопротивления абразивному износу [8–10]. В сплавах с высоким содержанием хрома первоначально кристаллизуются твердые фазы типа Me_7C_3 , Me_3B , Me_3B_2 [11], твердость которых составляет 1300...2000 HV [9, 12]. Несмотря на высокую твердость и прочность боридов, их основным недостатком является растрескивание при термической обработке. Легирование сплавов системы Fe-Cr-C-B хромом позволяет избежать охрупчивания боридов [13]. Исследования сплава Fe-0,8B-1,3C-1,6Cr (вес. %) показали, что термомеханическая обработка позволяет измельчить грубую литую микроструктуру до мелкозернистой ферритной матрицы с мелкими борокарбидными частицами $Me_{23}(C,B)_6$ [14]. Повышение температуры закалки литого сплава Fe-Cr-B от 900 до 950 °C обеспечивает переход от перлитно-мартенситной структуры к полностью мартенситной. Для литого сплава Fe-Cr-B установлено, что при закалке 1000 °C борокарбид $(Cr,Fe)_7(C,B)_3$ сфероидизируется, фаза Fe_2B частично разрушается, а эвтектическая фаза равномерно распределяется в структуре [15]. При нагреве до температуры закалки 1100 °C и последующем резком охлаждении металлическая матрица покрытия претерпевает превращение с формированием структуры мелкоиглочатого мартенсита. При этом избыточные фазы

$(Cr,Fe)_7(C,B)_3$ и Fe_2B сохраняются в структуре, обеспечивая дополнительное упрочнение [16].

Формируемая структура напрямую определяет трибологические свойства сплавов системы Fe-Cr-B. В работе [17] установлено, что легирование бором существенно повышает износостойкость (скорость изнашивания снижается в 10 раз по сравнению с образцом без добавления бора), однако зависимость износа от концентрации бора носит немонотонный характер. В работе [18] также подтверждено, что добавление бора повышает износостойкость при сухом скольжении за счет высокой твердости и формирования фаз боридов. При этом удельные скорости изнашивания сплавов уменьшаются с увеличением содержания бора, а затем возрастают из-за охрупчивания сплавов при избыточном легировании.

Таким образом, система Fe-Cr-B представляет значительный интерес для создания износостойких покрытий. Закалка необходима для растворения крупных фаз, сформировавшихся при кристаллизации. Последующая горячая прокатка измельчает структуру и устраняет литейную неоднородность. Комбинированная обработка позволяет сформировать структуру с оптимальным сочетанием твердости и пластичности. Несмотря на значительное количество работ по сплавам системы Fe-Cr-B, влияние концентрации бора на структурообразование и трибологические свойства покрытий, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки с последующей горячей прокаткой, систематически не исследовалось. В частности, отсутствуют данные о том, как изменение содержания бора влияет на фазовый состав, морфологию упрочняющих фаз и износостойкость горячекатаных покрытий.

Цель работы – установить влияние содержания бора на структуру, механические и трибологические свойства покрытий Fe-Cr-B, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки с последующей комбинированной обработкой (закалка и горячая прокатка).

Задачи работы.

1. Сформировать покрытия на основе системы Fe-Cr-B на стали 12X18H9T методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки с последующей комбинированной обработкой (закалка и горячая прокатка).

2. Исследовать фазовый состав и микроструктуру полученных покрытий после комбинированной обработки.

3. Оценить износостойкость сформированных покрытий.

Методика исследований

Поверхностное легирование плоских заготовок выполняли методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН, рис. 1). Технология ВЭЛН позволяет формировать композиционные материалы системы «основной материал – наплавленный слой» толщиной до нескольких миллиметров за один проход [19–21].

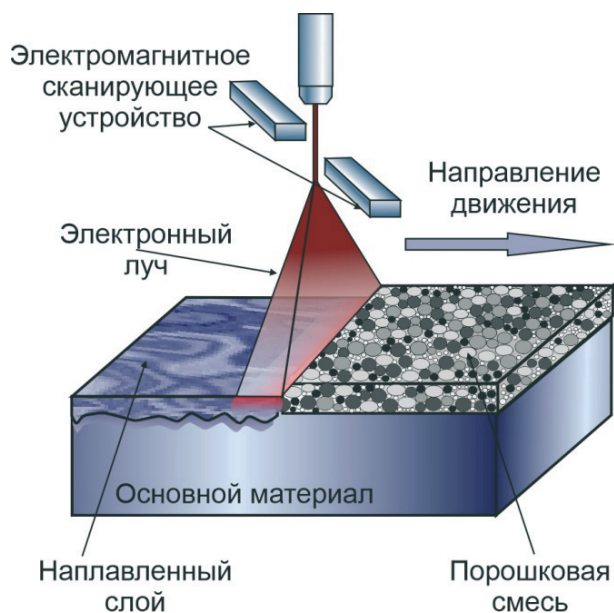


Рис. 1. Схема вневакуумной электронно-лучевой наплавки

Fig. 1. Schematic diagram of the non-vacuum electron beam cladding process

В настоящей работе в качестве материала основы использовали пластины из аустенитной хромоникелевой стали 12X18H9T размера 50×100×12 мм. Покрытие формировали из порошковой смеси, состав которой приведен в табл. 1. Методом ВЭЛН на поверхность стальных заготовок были наплавлены порошковые смеси Cr-B. Масса хрома в порошковых смесях не изменялась. При этом содержание бора в покрытии C2QHR было вдвое выше, чем в C1QHR. Предполагается, что такой подход обеспечит снижение температуры кристаллизации

системы Fe-Cr-B вследствие увеличения доли эвтектического расплава. Другая цель повышения концентрации бора в покрытии заключалась в особенностях взаимодействия бора с карбидами хрома, в частности подавление их роста на границах зерен [22–25]. Для предотвращения окисления ванны расплава в порошковую смесь вводился флюс MgF_2 . Наплавку осуществляли в воздушной атмосфере пучком релятивистских электронов на промышленном ускорителе ЭЛВ-6 (Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск) при следующих параметрах: частота сканирования – 50 Гц, расстояние от эмиттера до заготовки – 90 мм. Режимы наплавки приведены в табл. 1.

Для повышения твердости и износостойкости полученные покрытия подвергали закалке и последующей горячей прокатке. Нагрев под закалку выполняли в печи Nabertherm LH120/14 в воздушной атмосфере. Образцы нагревали до 1100 °С, выдерживали в течение 30 минут и охлаждали в воде. Наплавленные покрытия вместе с основным металлом подвергали горячей пластической деформации при 950 °С на прокатном стане «Кварто». Деформирование образцов повторяли до появления признаков разрушения. Критерием разрушения считалось появление трещин в покрытиях. Истинная степень пластической деформации составила $\bar{\epsilon}_\Sigma = 0,96$ для C1QHR и $\bar{\epsilon}_\Sigma = 0,67$ для C2QHR. Итоговая толщина наплавленного слоя C1QHR после деформации составила 1,4 мм, а слоя C2QHR – 2,5 мм.

Микроструктуру сформированных покрытий изучали на оптическом микроскопе Carl Zeiss AxioObserver Z1m. Зеренную структуру выявляли путем травления в растворе $HNO_3:HCl$ (1 : 3 по объему). Детальное изучение структуры проводили на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP, оснащенный приставкой Oxford Instruments X-Act для микрорентгено-спектрального (МРСА) анализа. Доля структурных составляющих оценивалась методом точечного счета (ASTM E562) с помощью программы JMicroVision 1.3.4.

Для определения фазового состава получали дифракционные картины с использованием синхротронного рентгеновского излучения на станции «Дифрактометрия при высоких давлениях» ускорительно-накопительного комп-

Таблица 1

Table 1

Составы порошковых смесей и режимы электронно-лучевой наплавки
Compositions of powder mixtures and parameters of the electron beam cladding process

Обозначение образцов / Samples designation	Состав наплавляемой порошковой смеси, г / Composition of the powder mixture (g)			Режимы наплавки / Cladding parameters			
	Cr	B	MgF ₂	Энергия электронов, МэВ / Electron energy (MeV)	Ток пучка, мА / Beam current (mA)	Плотность энергии, кДж / см ² / Power density (kJ/cm ²)	Скорость перемещения заготовки, мм/с / Specimen traverse speed (mm/s)
C1QHR	1,5	1	2,5	2	18	7,2	10
	30 %	20 %	50 %				
C2QHR	1,5	2	3,5				
	21 %	29 %	50 %				

лекса ВЭПП-3 / ВЭПП-4 (ИЯФ СО РАН). Энергия фотонов составляла 30 кэВ. Дифрагированное излучение регистрировалось с помощью двумерного детектора Mar345 с разрешением 3500×3500 пикселей и размером пикселя 75 мкм. Время экспозиции составляло 10 минут. Азимутальное интегрирование кольцевых картин выполнялось с использованием модуля ruFAI, разработанного для Python.

Микротвердость измеряли по методу Виккерса (ASTM E92) при нагрузке 0,98 Н на приборе Wolpert Group 402MVD. Износостойкость при сухом трении в условиях возвратно-поступательного перемещения оценивали на машине Bruker UMT-2 по схеме «шар – плоскость» в соответствии со стандартом ASTM G133-05. Испытания проводили при нагрузке 25 Н, частоте 5 Гц и длительности 1800 с, общий путь трения составил 90 м. В качестве контртела служил шарик из сплава ВК-6 диаметром 6,35 мм. Морфологию поверхности трения оценивали с использованием оптического профилометра Bruker Contour GT-K1. Объем изношенного материала определяли по результатам профилометрии.

Результаты и их обсуждение

Фазовый анализ слоев после комбинированной обработки

На рис. 2, а представлены дифракционные картины основного материала (стали 12Х18Н9Т)

и покрытий после комбинированной обработки (закалка + горячая прокатка). Исходная сталь 12Х18Н9Т имеет однофазную аустенитную структуру. Фазовый состав наплавленных покрытий после закалки и горячей пластической деформации представляет собой смесь аустенита (γ -Fe) и упрочняющих фаз типа Me_2B и $Me_{23}C_6$. Комбинированная обработка приводит к изменению положений рефлексов аустенитной фазы относительно материала основы (рис. 2, б). Наибольшее смещение демонстрирует покрытие серии C2QHR с большим содержанием бора. Одновременно фиксируется рост интенсивности соседнего рефлекса 111 (угловое положение 44,8°), который соответствует суперпозиции дифракционных максимумов фаз Me_2B и $Me_{23}C_6$.

Микроструктура наплавленных слоев после комбинированной обработки

Структура покрытий C1QHR и C2QHR представляет собой аустенитную матрицу, содержащую крупные выделения упрочняющих фаз, а также множественные мелкодисперсные включения (рис. 3). На основании морфологических признаков, выделяемых в работе [26], крупные выделения могут быть классифицированы следующим образом: стержневидные (тип I) – вытянутые кристаллы с преимущественно прямолинейной формой; коралловидные (тип II) – разветвленные кристаллы с ха-

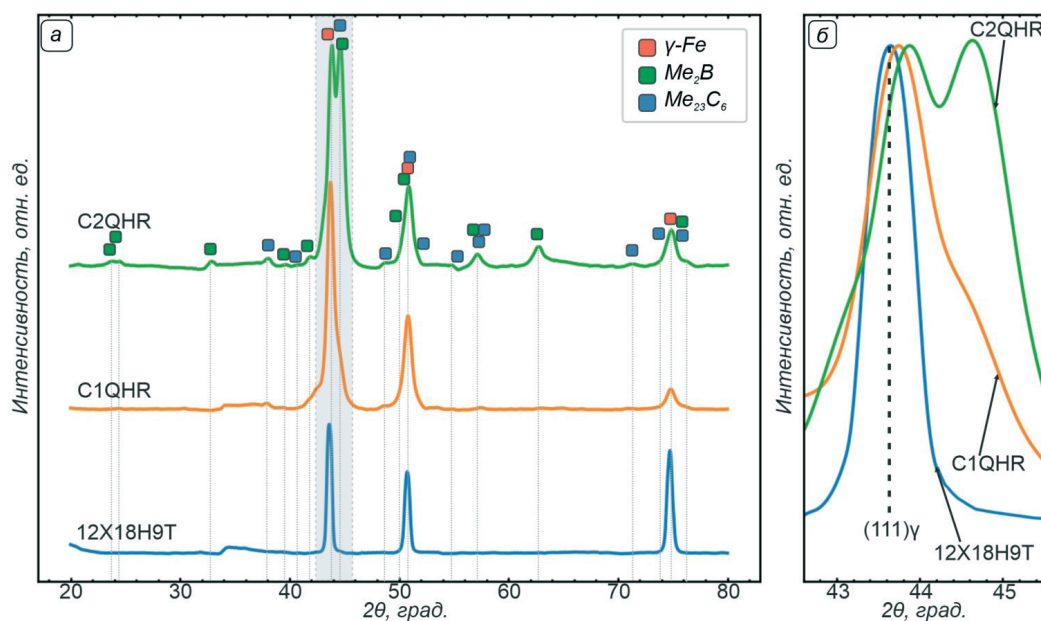


Рис. 2. Дифракционные картины (а), полученные от основного материала (12X18H9T) и покрытий (нормализованные по максимальному значению интенсивности). Вставка на (б) отражает сечения дифракционных картин, ограниченных серым прямоугольником, для демонстрации изменения позиции рефлекса (111) γ

Fig. 2. (a) Diffraction patterns obtained from the base material (AISI 321) and the coatings, normalized to the maximum intensity; (b) enlarged view of the region indicated by the gray rectangle in (a), showing the shift of the (111) γ reflection

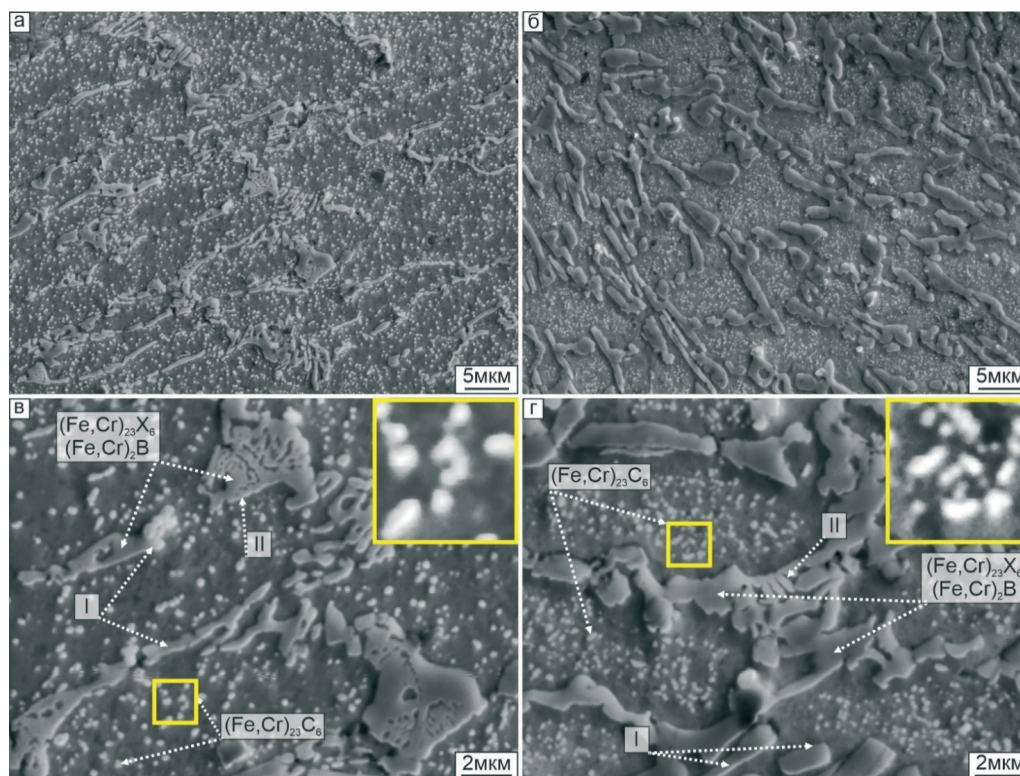


Рис. 3. Структура покрытий:

а, в – C1QHR; б, г – C2QHR

Fig. 3. Microstructure of the coatings:

а, в – C1QHR; б, г – C2QHR

рактерной дендритной морфологией и сложной формы (рис. 3, в, г). В покрытии C2QHR, характеризующемся повышенным содержанием бора и большей объемной долей эвтектической составляющей ($33 \pm 6,42\%$), доминируют крупные стержневидные выделения (тип I). В покрытии C1QHR, содержащем меньшее количество бора и характеризующемся меньшей объемной долей эвтектики ($15 \pm 1,04\%$), после комбинированной обработки (закалка и горячая прокатка) преобладают коралловидные (тип II) выделения. Коралловидные кристаллы (тип II) имеют более разветвленную морфологию и локализованы в междендритных пространствах. Отсутствие в структуре покрытия C1QHR массивных стержневидных кристаллов, характерных для C2QHR, обусловлено недостаточной концентрацией бора для формирования крупных боридных и борокарбидных фаз.

Анализ распределения химических элементов в наплавленных слоях (на примере C1QHR, рис. 4) позволил выделить следующие характерные области:

1) обогащенные железом и никелем, соответствующие аустенитной матрице;

2) обогащенные хромом, углеродом и бором, соответствующие эвтектической составляющей;

3) локальные дисперсные выделения на основе карбида и нитрида титана.

Для оценки фактического состава наплавленных слоев был проведен микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) поперечных сечений покрытий. Следует отметить, что указанный метод не позволяет выполнить количественное определение легких элементов, в частности бора, ввиду его малого атомного номера и низкой энергии характеристического рентгеновского излучения. Однако анализ распределения и содержания тяжелых элементов (Fe, Cr, Ni) показал близкие значения для обоих составов (табл. 2), что обусловлено значительным оплавлением стальной подложки. Следует отметить, что формирование покрытий системы Fe-Cr-B происходит за счет оплавления материала основы из стали 12X18H9T и смешивания расплава основного материала с легирующими элементами (хромом и бором), вводимыми в виде порошковой смеси.

Формирование карбидов, боридов и борокарбидов в сплавах системы Fe-Cr-B-C контролируется количественным отношением бора к угле-

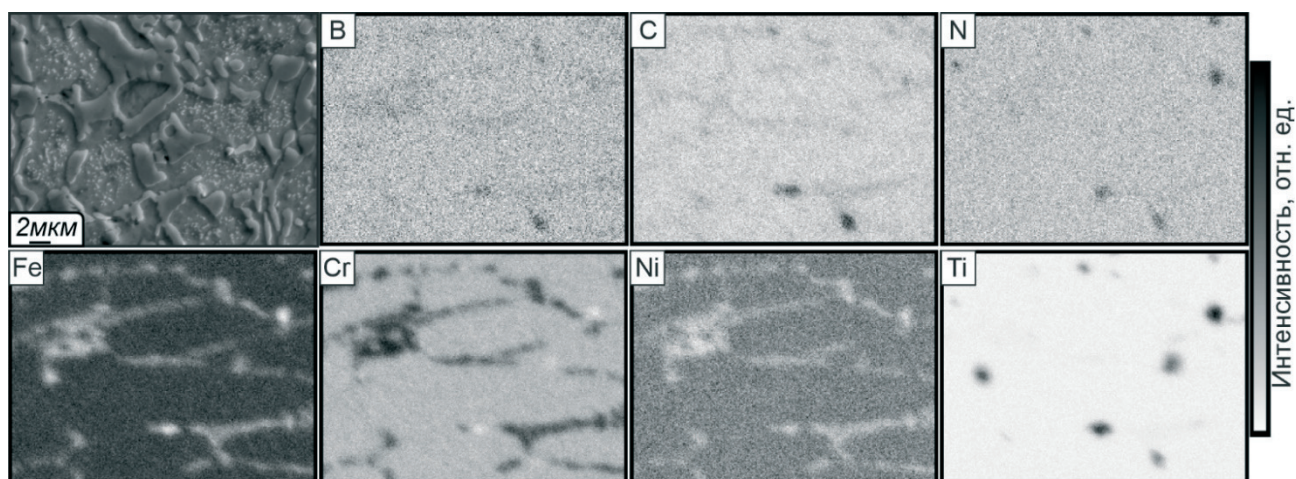


Рис. 4. Распределение элементов в покрытии C1QHR

Fig. 4. Element distribution in the C1QHR coating

Таблица 2

Table 2

Результаты МРСА покрытий в поперечном сечении
Results of EDS analysis of the coatings in the cross-section

Покрытие / Coating	Элементы, вес. % / Elements (wt. %)		
	Fe	Cr	Ni
C1QHR	$70,43 \pm 2,69$	$20,02 \pm 1,96$	$9,02 \pm 1,15$
C2QHR	$70,19 \pm 3,59$	$19,52 \pm 3,30$	$9,71 \pm 1,42$

роду [9, 27]. Хотя МРСА не позволяет провести количественное определение легких элементов, он дает возможность оценить качественное распределение через отношение интенсивностей сигналов B/C .

Анализ распределения элементов в покрытии C1QHR (рис. 5, а) свидетельствует о том, что бор сосредоточен в эвтектических составляющих, а высокотемпературное воздействие приводит к обеднению матрицы хромом (снижение сигнала Cr/Fe) и инициирует выделение дисперсных карбидов $(Fe,Cr)_{23}C_6$ в объеме аустенита. Факт выделения карбидной фазы косвенно подтверждается смещением дифракционного пика аустенита (рис. 2, б).

В покрытии C2QHR (рис. 5, б) горячая пластическая деформация способствует формированию дополнительных путей для диффузии легирующих элементов, что приводит к усилению локальных максимумов отношения B/C в эвтектических областях и более выраженному обеднению матрицы хромом. Эти изменения фиксируются на дифракционной картине в виде усиления пиков, соответствующих боридным фазам (рис. 2, б). Формируются локальные максимумы отношения Fe/Cr , сопровождающиеся коагуляцией фаз. Параллельно с обеднением матрицы хромом происходит выделение дисперсных карбидов, объемная доля которых в покрытии C2QHR выше, чем в C1QHR, что обусловлено более интенсивным перераспределением легирующих элементов. Важно отметить, что бор, обладая низкой диффузионной подвиж-

ностью в аустените [1, 28], перераспределяется в меньшей степени по сравнению с хромом и углеродом, это объясняет его частичное сохранение в матрице даже после высокотемпературной обработки.

Дюрометрические испытания наплавленных слоев

Измерения микротвердости проводились на поперечных шлифах в направлении от поверхности наплавленного слоя к основному материалу. Результаты дюрометрических испытаний показывают, что среднее значение твердости покрытий C1QHR и C2QHR после комбинированной обработки составляет $429 \pm 8 \text{ HV}_{0,1}$ и $484 \pm 20 \text{ HV}_{0,1}$ соответственно, превышая твердость основного металла ($\sim 200 \text{ HV}_{0,1}$) в 2,1...2,4 раза. Упрочнение обусловлено несколькими факторами, среди которых измельчение структурных составляющих, твердорастворное упрочнение, дисперсионное твердение за счет выделения субмикронных частиц карбида $(Fe,Cr)_{23}C_6$ (рис. 3).

Испытания на износостойкость

Анализ профилей изношенных поверхностей (рис. 6, а) показал, что процесс трения сопровождается пластической деформацией материала и его вытеснением из зоны контакта к краям лунки износа. Объем изношенного материала рассчитывали двумя способами: общий – с учетом наплывов по краям дорожки износа; потерянный – без учета наплывов (объем удаленного

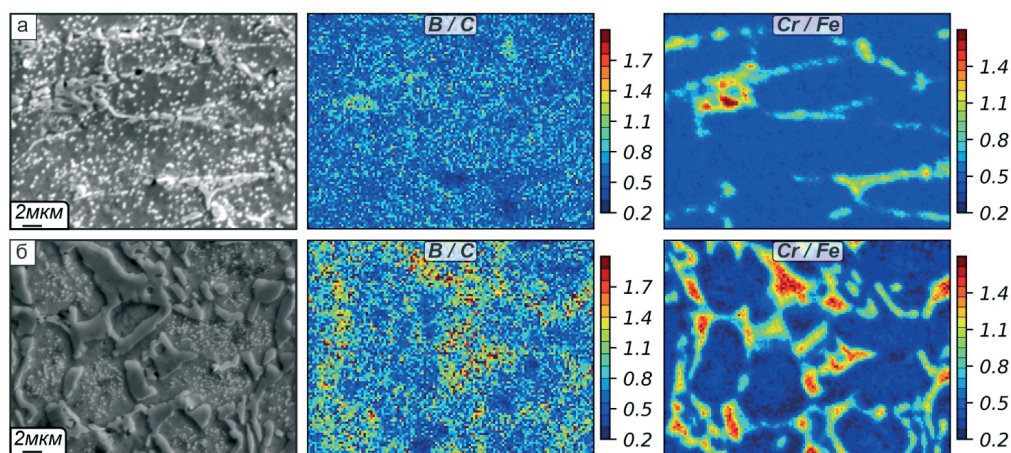


Рис. 5. Соотношение сигналов B/C и Cr/Fe , полученных методом МРСА для покрытий C1QHR (а) и C2QHR (б)

Fig. 5. B/C and Cr/Fe signal ratios obtained by EDS analysis for the (a) C1QHR and (б) C2QHR coatings

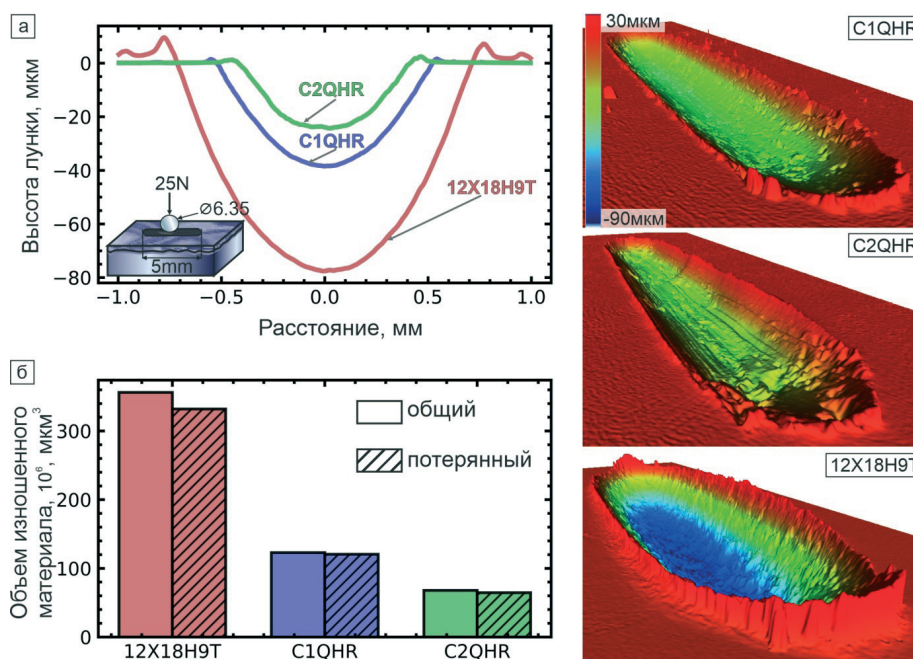


Рис. 6. Усредненные профили дорожек трения (а) и объем изношенного материала (б) покрытий и материала основы

Fig. 6. (a) Average profiles of wear tracks and (b) volume of worn material for the tested coatings and base material

материала). Наибольшее количество вытесненного материала наблюдается у исходной стали 12X18H9T. При этом средняя глубина дорожки износа и объем изношенного материала стали 12X18H9T составляют 78 мкм и $356 \cdot 10^6$ мкм³ соответственно. Глубина дорожки износа покрытий C1QHR и C2QHR составляет около 38 мкм и 24 мкм соответственно, что меньше в 2 и 3,25 раза по сравнению с аустенитной нержавеющей сталью. Закаленные и прокатанные покрытия демонстрируют значительное повышение износостойкости. Объем изношенного материала снижается в 2,9 раза для C1QHR и в 5,3 раза для C2QHR по сравнению с материалом основы.

Следует отметить, что образцы C1QHR и C2QHR после закалки и горячей прокатки имели разную истинную степень деформации: $\bar{\epsilon}_\Sigma = 0,96$ (C1QHR) и $\bar{\epsilon}_\Sigma = 0,67$ (C2QHR). Это различие обусловлено разной долей упрочняющих фаз в исходных составах. Увеличение концентрации бора в два раза приводит к росту объемной доли эвтектической составляющей с $15 \pm 1,04$ % до $33 \pm 6,42$ %, что снижает пластичность покрытия C2QHR и вызывает его преждевременное растрескивание при прокатке. Таким

образом, меньшая достижимая степень деформации является следствием более высокого содержания бора. Важно подчеркнуть, что горячая прокатка при 950 °C проводилась выше температуры рекристаллизации аустенита, что способствует релаксации внутренних напряжений в материале основы [29, 30]. Следовательно, упрочнение покрытий достигается не за счет деформационного воздействия, а за счет выделения вторичных фаз, а именно карбидов $(Fe, Cr)_{23}C_6$, боридов и карбоборидов (рис. 2, 3). Кроме того, фазовый состав обоих покрытий идентичен и представлен аустенитной матрицей с выделениями фаз типа Me_2B и $Me_{23}C_6$ (рис. 2). Отличия заключаются лишь в объемной доле и морфологии эвтектических фаз, что определяется именно составом, а не степенью деформации. Полученные данные позволяют утверждать, что наблюдаемые различия в микротвердости и износостойкости обусловлены преимущественно химическим составом покрытий, а не степенью деформации.

На рис. 7 представлены типичные графики зависимости коэффициента трения от времени испытаний. Начальный этап испытаний для всех образцов характеризуется процессом приработ-

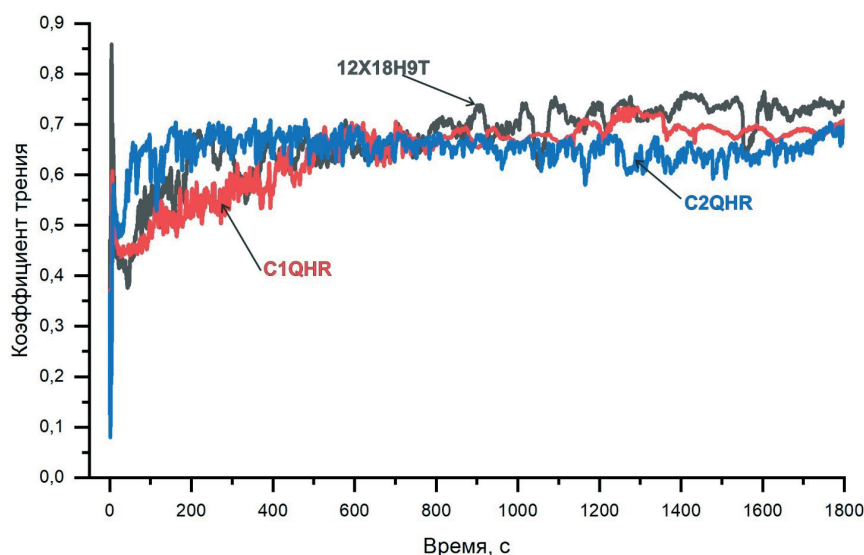


Рис. 7. График изменения величины коэффициента трения

Fig. 7. Friction coefficient as a function of testing time

ки, сопровождающимся постепенным выходом на стационарный режим трения. Важно отметить, что характер протекания приработки для покрытий принципиально отличается от исходной стали. В то время как для 12X18H9T наблюдаются значительные колебания коэффициента трения на начальном этапе, покрытия C1QHR и C2QHR демонстрируют более плавный выход на стационарный режим. Это свидетельствует о снижении склонности к схватыванию и адгезионному изнашиванию благодаря присутствию упрочняющих фаз, которые препятствуют развитию пластической деформации поверхностного слоя и локализуют зону фрикционного взаимодействия. Для стали 12X18H9T длительность этапа приработки в заданных условиях фрикционного нагружения составляет ~ 900 с. Для модифицированных покрытий C1QHR и C2QHR длительность этапа приработки по сравнению с исходной сталью сокращается примерно в 2,2 и 4,5 раза соответственно. Средние значения коэффициента трения в установившемся режиме составляют $0,72 \pm 0,02$ (12X18H9T), $0,68 \pm 0,01$ (C1QHR) и $0,64 \pm 0,02$ (C2QHR). Таким образом, легирование бором и хромом с последующей закалкой и горячей пластической деформацией позволяет снизить коэффициент трения до 0,64, что на 11 % меньше по сравнению с исходным материалом. Важно отметить, что достигнутое снижение коэффициента трения не находится в прямой корреляции с ростом твердости, а обусловлено изменением механизмов фрикцион-

ного взаимодействия. В результате удается реализовать сочетание высокой износостойкости, обеспечиваемой высокой твердостью материала, и пониженного коэффициента трения, достигаемого за счет изменения механизма контактного взаимодействия.

На рис. 8 представлены изображения дорожек трения и результаты МРСА распределения кислорода и вольфрама на изношенных поверхностях покрытий C1QHR и C2QHR. МРСА выявил присутствие вольфрама на рабочих поверхностях обоих покрытий, который является продуктом износа контртела из сплава ВК-6 (WC-6Co) (рис. 8, табл. 3). В покрытии C1QHR более высокое содержание W (до 16,12 вес. %) коррелирует с формированием обширных оксидных пленок и реализацией окислительного механизма изнашивания, тогда как у C2QHR с меньшим содержанием W (до 4,26 вес. %) преобладает абразивная составляющая, о чем свидетельствуют следы микрорезания на поверхности трения. Снижение содержания хрома в аустенитной матрице вследствие выделения дисперсных карбидов $(Fe, Cr)_{23}C_6$ повышает пластичность матрицы, что способствует внедрению частиц карбида вольфрама в поверхностный слой покрытия. Эти частицы, смешиваясь с продуктами износа самого покрытия, формируют на контактной поверхности механически перемешанный слой («третье тело»), выполняющий защитную функцию и снижающий интенсивность изнашивания.

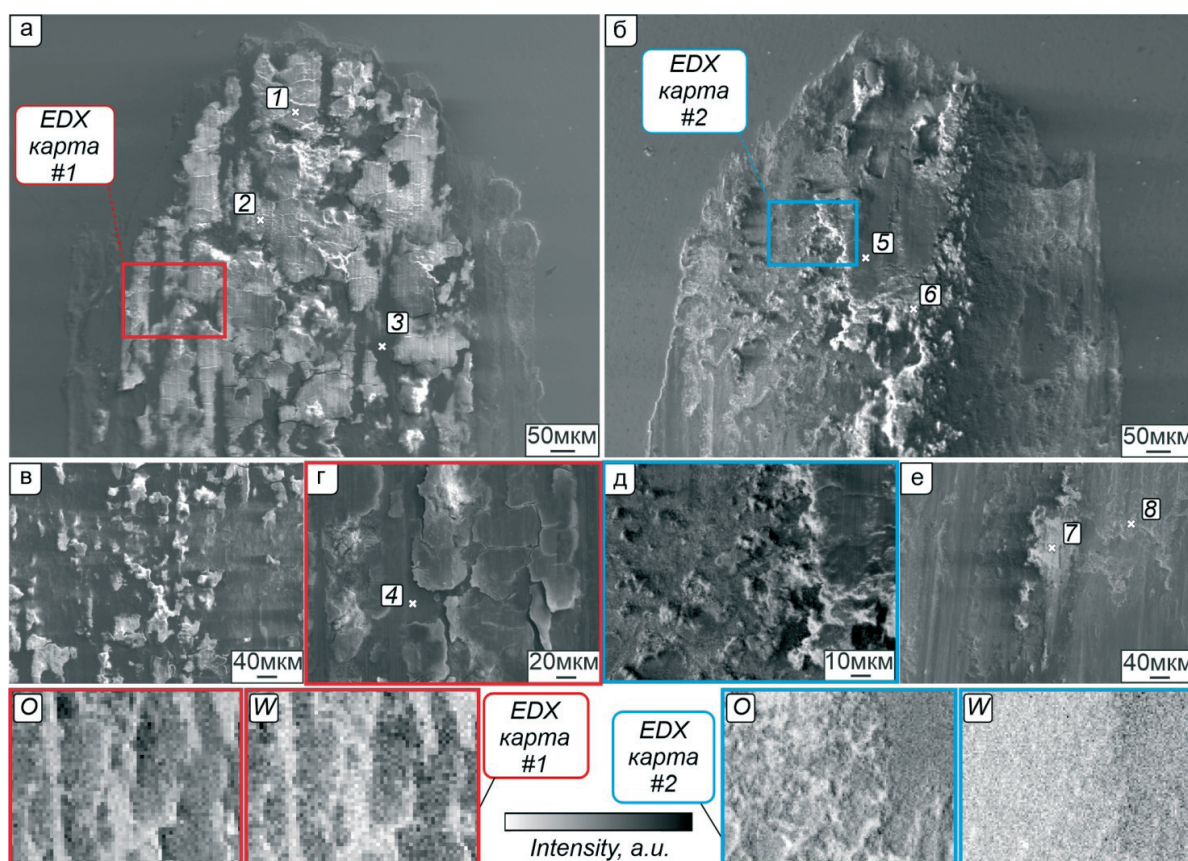


Рис. 8. Морфология дорожек трения покрытий C1QHR (а, в, з); C2QHR (б, д, е); 1–8 – области точечного элементного анализа, результаты которого представлены в табл. 2

Fig. 8. Morphology of wear tracks for the (а, в, з) C1QHR and (б, д, е) C2QHR coatings; regions 1–8 indicate the locations of EDS point analysis, the results of which are presented in Table 2

Таблица 3

Table 3

Элементный анализ областей 1–8 на рис. 8

Element analysis of regions 1–8 in Fig. 8

Элемент, вес. % / Element (wt. %)	Покрытие C1QHR / <i>C1QHR</i> coating				Покрытие C2QHR / <i>C2QHR</i> coating			
	Точка # / Point No.							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Fe	33,99	33,79	37,96	54,19	40,70	46,09	40,79	12,94
Cr	9,89	9,91	11,30	23,12	11,52	13,43	11,82	61,05
Ni	4,34	4,19	4,75	6,06	5,75	6,41	5,72	9,33
W	16,12	15,64	12,43	3,63	3,93	2,76	4,26	—
O	35,41	36,26	33,29	12,77	37,78	30,98	37,03	16,23

Поверхность трения покрытия C1QHR (рис. 8, а, в, з) характеризуется формированием обширных, преимущественно непрерывных оксидных пленок (табл. 3), покрывающих значительную долю площади дорожки износа. Эти пленки имеют неоднородную морфологию с локальными областями отслаивания. Наличие

ямков свидетельствует о том, что оксидные пленки, выполняя защитную функцию, периодически разрушаются под действием циклических контактных нагрузок по механизму окислительного типа изнашивания. На изношенной поверхности C2QHR (рис. 8, б, д, е) преобладают следы микрорезания в виде параллельных борозд, ори-

ентированных вдоль направления перемещения контртела, что указывает на преобладание абразивной составляющей в процессе изнашивания.

Выводы

Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки получены покрытия на основе системы Fe-Cr-B на подложке из стали 12X18H9T. Железо поступает в покрытие из материала основы, а хром и бор вводятся из порошковой смеси. Последующая комбинированная обработка (закалка от 1100 °С и горячая прокатка при 950 °С) позволила достичь истинной степени деформации $\bar{\epsilon}_2 = 0,96$ для покрытия C1QHR и $\bar{\epsilon}_2 = 0,67$ для покрытия C2QHR.

Фазовый состав покрытий представляет собой аустенитную матрицу (γ -Fe), упрочненную боридами типа Me_2B , карбоборидами $\text{Me}_2(\text{C},\text{B})$ и карбидами Me_{23}C_6 . Увеличение содержания бора в два раза (составы C1QHR и C2QHR) приводит к росту объемной доли эвтектических фаз с $15 \pm 1,04\%$ до $33 \pm 6,42\%$.

Максимальная микротвердость покрытия C2QHR составляет $484 \pm 20 \text{ HV}_{0,1}$, что в 2,4 раза выше твердости стали 12X18H9T ($\sim 200 \text{ HV}_{0,1}$). Твердость покрытия C1QHR составила $429 \pm 8 \text{ HV}_{0,1}$. Упрочнение обусловлено дисперсионным твердением, измельчением структуры и присутствием высокопрочных боридных и карбидных фаз.

Покрытие C2QHR демонстрирует наибольшую износостойкость при сухом трении скольжения среди анализируемых сплавов. Объем изношенного материала покрытия C2QHR в 5,3 раза меньше, а у C1QHR – в 2,9 раза меньше по сравнению с исходной сталью 12X18H9T. Коэффициент трения снижается с 0,72 (сталь) до 0,64 (C2QHR). Износостойкость обеспечивается повышенной твердостью и формированием оксидных пленок.

Список литературы

1. The retarding growth mechanism of boride layers on AISI 316L stainless steel: A combined experimental and DFT study / C. Hu, Y. Jiang, J. Quan, X. Zong, Y. Lu, Y. Li, S. Chen // *Scripta Materialia*. – 2025. – Vol. 269. – P. 116899. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2025.116899.
2. Enhancement of wear resistance and corrosion resistance of austenitic stainless steel by graphene

nanoplatelets and titanium powders / J. Xu, Y. Yang, H. Han, J. Lei, R. Di, Y. Fang // *Ceramics International*. – 2025. – Vol. 51 (23). – P. 38152–38165. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.06.051.

3. Study on the process optimization and wear resistance of electron beam cladding AlCoCrFeNi coating on 253MA austenitic stainless steel surface / G. Zhao, Y. Zhang, H. Zhao, J. Li, H. Li, L. Ma // *Materials Characterization*. – 2023. – Vol. 205. – P. 113341. – DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113341.

4. Veeramallu K., Krishna A.G. Enhanced wear and corrosion performance of stainless steel 316L with addition of different weight percentages of GNP // *Composites Theory and Practice*. – 2024. – Vol. 24 (1). – P. 25–32. – DOI: 10.62753/ctp.2024.04.1.1.

5. Achieving ultrahigh wear resistance via laser remelting-induced nano-lamellar structures in FeCrB alloy coatings / T. Wu, H. Yang, G. Xu, Y. Zhen, F. Han, Y. Zhang, Y. Liu, C. Ji, K. Wang // *Surface and Coatings Technology*. – 2025. – Vol. 517. – P. 132840. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.132840.

6. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel / C. Chen, B. Lv, H. Ma, D. Sun, F. Zhang // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 121. – P. 389–399. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.044.

7. Röttger A., Weber S., Theisen W. Supersolidus liquid-phase sintering of ultrahigh-boron high-carbon steels for wear-protection applications // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (13–14). – P. 4631–4638. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.118.

8. Shi X., Jiang Y. Analysis of morphological, thermodynamic, and mechanical properties of typical hard phase Fe–5Cr–1.5B–0.45C alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 816. – P. 152681. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152681.

9. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Mechanism of the Fe₃(B,C) and Fe₂₃(C,B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe-C-B system // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 119. – P. 80–91. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.009.

10. Röttger A., Lentz J., Theisen W. Boron-alloyed Fe–Cr–C–B tool steels — Thermodynamic calculations and experimental validation // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 420–429. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.157.

11. Berns H., Fischer A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe-Cr-C-B hard surfacing weld deposits // *Wear*. – 1986. – Vol. 112 (2). – P. 163–180. – DOI: 10.1016/0043-1648(86)90238-3.

12. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Hardness and modulus of Fe₂B, Fe₃(C,B), and Fe₂₃(C,B)₆ borides and carboborides in the Fe-C-B system // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 135. – P. 192–202. – DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.012.

13. Investigations on microstructure, mechanical properties and abrasion resistance of 4wt%Cr-2wt%Mn-2wt%Cu-Fe-B alloy / Y. Yi, J. Xing, Y. Lu, H. Fu, M. Wan, L. Yu, Q. Zheng, C. Ya // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 137. – P. 222–230. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.01.038.
14. Acosta P., Lara A., Valenzuela R. Superplastic behavior of thermomechanically processed Fe-0.8B-1.3C-1.6Cr (wt%) alloy // *Materials Letters*. – 1996. – Vol. 26 (1–2). – P. 97–101. – DOI: 10.1016/0167-577X(95)00193-X.
15. Jiang Z.Q., Feng X.L., Shi J.F. Influence of heat treatment on structures and mechanical properties of Cast Fe-B-C alloy // *Advanced Materials Research*. – 2008. – Vol. 33–37. – P. 459–462. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.33-37.459.
16. Effect of heat treatment on microstructure and property of Fe-Cr-B alloy / H. Zhang, H. Fu, Y. Jiang, Z. Yu, H. Guo, Y. Lei, R. Zhou, Q. Cen // *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. – 2012. – Vol. 43 (11). – P. 931–941. – DOI: 10.1002/mawe.201200939.
17. Tribological properties of Fe(Cr)-B alloys at high temperature / G. Cui, Z. Yang, W. Wang, G. Gao // *Journal of Central South University*. – 2019. – Vol. 26 (10). – P. 2643–2650. – DOI: 10.1007/s11771-019-4201-9.
18. Cui G., Wei J., Wu G. Wear behavior of Fe-Cr-B alloys under dry sliding condition // *Industrial Lubrication and Tribology*. – 2015. – Vol. 67 (4). – P. 336–343. – DOI: 10.1108/ILT-07-2014-0065.
19. Ni-Cr-Ti and Ni-Cr-Ti-B coatings prepared by nonvacuum electron beam cladding: Effect of boron and chromium on the microstructure, hardness and high-temperature oxidation resistance / Yu.N. Malyutina, E.A. Pukhova, A.A. Dudareva, B.B. Batyrov, D.V. Lazurenko, I.A. Bataev // *Materials Today Communications*. – 2025. – Vol. 43. – P. 111730. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111730.
20. Structural characterization of layers fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy with additions of niobium and boron / T.A. Zimoglyadova, A.A. Bataev, D.V. Lazurenko, I.A. Bataev, V.A. Bataev, M.G. Golkovskii, H. Saage, T.S. Ogneva, A.A. Ruktuev // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104363. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104363.
21. Heat treatment induced structural transformations and high-temperature oxidation behavior of $\text{Al}_{21}\text{Co}_{22}\text{Cr}_{22}\text{Fe}_{13}\text{Ni}_{22}$ high-entropy coatings produced by non-vacuum electron beam cladding / T. Ogneva, K. Emurlaev, Y. Malyutina, E. Domarov, I. Chakin, A. Ruktuev, P. Riabinkina, A. Yurgin, I. Bataev // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (10). – P. 1689. – DOI: 10.3390/met13101689.
22. Medvedeva N.I., Van Aken D.C., Medvedeva J.E. Stability of binary and ternary M_{23}C_6 carbides from first principles // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 96. – P. 159–164. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.09.016.
23. Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe-B cast steel / H. Fu, Q. Xiao, J. Kuang, Z. Jiang, J. Xing // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 466 (1–2). – P. 160–165. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.032.
24. Macit C.K., Aksakal B., Horlu M. Enhancement on the tribological properties of 316L stainless steel via boron and alumina additions using mechanical alloying and powder metallurgy techniques // *Ceramics International*. – 2025. – Vol. 51 (26). – P. 51549–51572. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.08.378.
25. Grain boundary co-segregation of B and Ce hindering the precipitates of S31254 super austenitic stainless steel / J. Gao, J. Ma, S. Yang, Z. Guo, J. Ma, H. Li, Z. Jiang, P. Han // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 24. – P. 2653–2667. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.03.135.
26. Wear protection by Fe-B-C Hard Phases / H. Berns, A. Saltykova, A. Röttger, D. Heger // *Steel Research International*. – 2011. – Vol. 82 (7). – P. 786–794. – DOI: 10.1002/srin.201000255.
27. Composition-dependent brittleness and ductility of the multicomponent phase $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ in Fe-Cr-B-C alloys: First-principles calculations and modeling / Y. Zhou, X. Chong, Y. Lin, G. Wang, Y. Jiang // *Vacuum*. – 2024. – Vol. 222. – P. 113081. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2024.113081.
28. First-principle Study of the Solution Type of Boron in γ -iron / X. Li, P. Wu, S. Zhao, C. Chen, R. Yin, N. Chen // *Energy Procedia*. – 2012. – Vol. 16. – P. 661–666. – DOI: 10.1016/j.egypro.2012.01.107.
29. Zisman A.A., Soshina T.V., Khlusova E.I. Revealing prior austenite grains and analysis of the metadynamic recrystallization kinetics of austenite in hot rolled low carbon steel // *Letters on Materials*. – 2012. – Vol. 2 (1). – P. 3–8. – DOI: 10.22226/2410-3535-2012-1-3-8.
30. Разуваев Е.И., Капитаненко Д.В. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства аустенитных сталей // *Труды ВИАМ*. – 2013. – № 5. – С. 1–8.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2026 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Structure and wear resistance of hot-rolled Fe–Cr–B coatings

Alina Dudareva^{1, a, *}, Ekaterina Esikova^{1, b}, Sergey Stankevich^{1, c}, Vladislav Shikalov^{1, d},
 Yulia Malyutina^{1, 2, e}, Maxim Khomyakov^{3, f}, Evgeny Domarov^{4, g}, Kemal Emurlaev^{1, 5, h}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ Institute of Laser Physics of the Siberian Branch of the RAS, 13 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

⁴ Budker Institute of Nuclear Physics of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 11 Acad. Lavrentieva Pr., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

⁵ Siberian Circular Photon Source “SKIF” Borekov Institute of Catalysis of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (SRF “SKIF”), 1 Nikol’skii pr., Kol’tsovo, 630559, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0001-5649-7090>, dudareva-alina@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0004-2000-3695>, kate.esikova@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0009-0004-0964-319X>, stankevich.2016@corp.nstu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-0491-2803>, v.shikalov@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0000-0002-0305-7518>, romashova@corp.nstu.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-8095-2092>, mnkhomy@ya.ru;

^g <https://orcid.org/0000-0003-2422-1513>, domarov88@mail.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0002-1114-6799>, emurlaev@corp.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 June 2026

Revised: 23 June 2026

Accepted: 14 August 2026

Available online: 15 September 2026

Keywords:

Chromium-nickel austenitic steel

Electron beam cladding

Hot plastic deformation

Chromium

Boron

Funding

This study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.

The synchrotron X-ray experiments were carried out at the shared research center SSTRC based at the VEPP-4 – VEPP-2000 complex at BINP SB RAS. This work was partially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the governmental assignment for SRF SKIF Borekov Institute of Catalysis (project FWUR-2026-0002).

Acknowledgements

The structural research was carried out at the core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”, NSTU. Synchrotron X-ray research was conducted at the shared research center SSTRC on the basis of the VEPP-4–VEPP-2000 complex at BINP SB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Austenitic steels are widely used in mining, railway, and chemical industries due to their high toughness and corrosion resistance. However, their service life under severe wear conditions is limited, which necessitates the development of effective surface hardening techniques that preserve the ductility of the substrate. **The purpose of this study** is to investigate the microstructure, mechanical properties, and tribological behavior of Fe–Cr–B-based coatings fabricated by non-vacuum electron beam cladding on AISI 321 steel followed by combined treatment (quenching and hot rolling). **Materials and methods.** Cladding was performed using two powder mixtures with different boron contents: C1QHR (1 g B) and C2QHR (2 g B). After cladding, the samples were quenched from 1,100 °C and subsequently hot-rolled at 950 °C. The microstructure was examined using scanning electron microscopy, and the phase composition was determined by X-ray diffraction. Mechanical properties were evaluated by microhardness measurements, while tribological characteristics were assessed using a ball-on-flat dry sliding wear test. **Results and discussion.** The combined treatment was found to promote the precipitation of submicron (Fe,Cr)₂₃C₆ carbides within the austenitic matrix and the formation of (Fe,Cr)₂(C,B) carboborides. The coating with the higher boron content (C2QHR) exhibited a hardness of 484 ± 20 HV, which is 2.4 times higher than that of AISI 321 steel. The wear resistance of the C2QHR coating is 5.3 times higher than that of the AISI 321 steel substrate. The main mechanisms enhancing the wear resistance of the coatings are precipitation hardening due to carbide precipitation, as well as the formation of borides and carboborides. **Conclusions.** The combination of quenching and hot rolling of the layers obtained by non-vacuum electron beam cladding forms a wear-resistant protective layer on the surface of AISI 321 steel.

For citation: Dudareva A.A., Esikova E.D., Stankevich S.V., Shikalov V.S., Malyutina Yu.N., Khomyakov M.N., Domarov E.V., Emurlaev K.I. Structure and wear resistance of hot-rolled Fe–Cr–B coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2026, vol. 28, no. 3, pp. 345–359. DOI: 10.17212/1994-6309-2026-28.3-345-359. (In Russian).

* Corresponding author

Dudareva Alina A., Post-graduate Student
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7 913 707-63-44, e-mail: dudareva-alina@mail.ru

References

1. Hu C., Jiang Y., Quan J., Zong X., Lu Y., Li Y., Chen S. The retarding growth mechanism of boride layers on AISI 316L stainless steel: A combined experimental and DFT study. *Scripta Materialia*, 2025, vol. 269, p. 116899. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2025.116899.
2. Xu J., Yang Y., Han H., Lei J., Di R., Fang Y. Enhancement of wear resistance and corrosion resistance of austenitic stainless steel by graphene nanoplatelets and titanium powders. *Ceramics International*, 2025, vol. 51 (23), pp. 38152–38165. DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.06.051.
3. Zhao G., Zhang Y., Zhao H., Li J., Li H., Ma L. Study on the process optimization and wear resistance of electron beam cladding AlCoCrFeNi coating on 253MA austenitic stainless steel surface. *Materials Characterization*, 2023, vol. 205, p. 113341. DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113341.
4. Veeramallu K., Krishna A.G. Enhanced wear and corrosion performance of stainless steel 316L with addition of different weight percentages of GNP. *Composites Theory and Practice*, 2024, vol. 24 (1), pp. 25–32. DOI: 10.62753/ctp.2024.04.1.1.
5. Wu T., Yang H., Xu G., Zhen Y., Han F., Zhang Y., Liu Y., Ji C., Wang K. Achieving ultrahigh wear resistance via laser remelting-induced nano-lamellar structures in FeCrB alloy coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2025, vol. 517, p. 132840. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2025.132840.
6. Chen C., Lv B., Ma H., Sun D., Zhang F. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. *Tribology International*, 2018, vol. 121, pp. 389–399. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.01.044.
7. Röttger A., Weber S., Theisen W. Supersolidus liquid-phase sintering of ultrahigh-boron high-carbon steels for wear-protection applications. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528 (13–14), pp. 4631–4638. DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.118.
8. Shi X., Jiang Y. Analysis of morphological, thermodynamic, and mechanical properties of typical hard phase Fe–5Cr–1.5B–0.45C alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 816, p. 152681. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152681.
9. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Mechanism of the Fe₃(B,C) and Fe₂₃(C,B)₆ solid-state transformation in the hypoeutectic region of the Fe–C–B system. *Acta Materialia*, 2016, vol. 119, pp. 80–91. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.009.
10. Röttger A., Lentz J., Theisen W. Boron-alloyed Fe–Cr–C–B tool steels – Thermodynamic calculations and experimental validation. *Materials & Design*, 2015, vol. 88, pp. 420–429. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.157.
11. Berns H., Fischer A. Abrasive wear resistance and microstructure of Fe–Cr–C–B hard surfacing weld deposits. *Wear*, 1986, vol. 112 (2), pp. 163–180. DOI: 10.1016/0043-1648(86)90238-3.
12. Lentz J., Röttger A., Theisen W. Hardness and modulus of Fe₂B, Fe₃(C,B), and Fe₂₃(C,B)₆ borides and carboborides in the Fe–C–B system. *Materials Characterization*, 2018, vol. 135, pp. 192–202. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.11.012.
13. Yi Y., Xing J., Lu Y., Fu H., Wan M., Yu L., Zheng Q., Ya C. Investigations on microstructure, mechanical properties and abrasion resistance of 4wt%Cr–2wt%Mn–2wt%Cu–Fe–B alloy. *Materials Characterization*, 2018, vol. 137, pp. 222–230. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.01.038.
14. Acosta P., Lara A., Valenzuela R. Superplastic behavior of thermomechanically processed Fe–0.8B–1.3C–1.6Cr (wt%) alloy. *Materials Letters*, 1996, vol. 26 (1–2), pp. 97–101. DOI: 10.1016/0167-577X(95)00193-X.
15. Jiang Z.Q., Feng X.L., Shi J.F. Influence of heat treatment on structures and mechanical properties of cast Fe–B–C alloy. *Advanced Materials Research*, 2008, vol. 33–37, pp. 459–462. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.33-37.459.
16. Zhang H., Fu H., Jiang Y., Yu Z., Guo H., Lei Y., Zhou R., Cen Q. Effect of heat treatment on microstructure and property of Fe–Cr–B alloy. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2012, vol. 43 (11), pp. 931–941. DOI: 10.1002/mawe.201200939.
17. Cui G., Yang Z., Wang W., Gao G. Tribological properties of Fe(Cr)–B alloys at high temperature. *Journal of Central South University*, 2019, vol. 26 (10), pp. 2643–2650. DOI: 10.1007/s11771-019-4201-9.
18. Cui G., Wei J., Wu G. Wear behavior of Fe–Cr–B alloys under dry sliding condition. *Industrial Lubrication and Tribology*, 2015, vol. 67 (4), pp. 336–343. DOI: 10.1108/ILT-07-2014-0065.
19. Malyutina Yu.N., Pukhova E.A., Dudareva A.A., Batyrov B.B., Lazurenko D.V., Bataev I.A. Ni–Cr–Ti and Ni–Cr–Ti–B coatings prepared by nonvacuum electron beam cladding: Effect of boron and chromium on the microstructure, hardness and high-temperature oxidation resistance. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 43, p. 111730. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111730.

20. Zimogliadova T.A., Bataev A.A., Lazurenko D.V., Bataev I.A., Bataev V.A., Golkovskii M.G., Saage H., Ogneva T.S., Ruktuev A.A. Structural characterization of layers fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy with additions of niobium and boron. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104363. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104363.
21. Ogneva T., Emurlaev K., Malyutina Y., Domarov E., Chakin I., Ruktuev A., Riabinkina P., Yurgin A., Bataev I. Heat treatment induced structural transformations and high-temperature oxidation behavior of $\text{Al}_{21}\text{Co}_{22}\text{Cr}_{22}\text{Fe}_{13}\text{Ni}_{22}$ high-entropy coatings produced by non-vacuum electron beam cladding. *Metals*, 2023, vol. 13 (10), p. 1689. DOI: 10.3390/met13101689.
22. Medvedeva N.I., Van Aken D.C., Medvedeva J.E. Stability of binary and ternary M_{23}C_6 carbides from first principles. *Computational Materials Science*, 2015, vol. 96, pp. 159–164. DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.09.016.
23. Fu H., Xiao Q., Kuang J., Jiang Z., Xing J. Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe–B cast steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 466 (1–2), pp. 160–165. DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.032.
24. Macit C.K., Aksakal B., Horlu M. Enhancement on the tribological properties of 316L stainless steel via boron and alumina additions using mechanical alloying and powder metallurgy techniques. *Ceramics International*, 2025, vol. 51 (26), pp. 51549–51572. DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.08.378.
25. Gao J., Ma J., Yang S., Guo Z., Ma J., Li H., Jiang Z., Han P. Grain boundary co-segregation of B and Ce hindering the precipitates of S31254 super austenitic stainless steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 2653–2667. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.03.135.
26. Berns H., Saltykova A., Röttger A., Heger D. Wear protection by Fe-B-C hard phases. *Steel Research International*, 2011, vol. 82 (7), pp. 786–794. DOI: 10.1002/srin.201000255.
27. Zhou Y., Chong X., Lin Y., Wang G., Jiang Y. Composition-dependent brittleness and ductility of the multicomponent phase $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ in Fe–Cr–B–C alloys: First-principles calculations and modeling. *Vacuum*, 2024, vol. 222, p. 113081. DOI: 10.1016/j.vacuum.2024.113081.
28. Li X., Wu P., Zhao S., Chen C., Yin R., Chen N. First-principle study of the solution type of boron in γ -iron. *Energy Procedia*, 2012, vol. 16, pp. 661–666. DOI: 10.1016/j.egypro.2012.01.107.
29. Zisman A.A., Soshina T.V., Khlusova E.I. Revealing prior austenite grains and analysis of the metadynamic recrystallization kinetics of austenite in hot rolled low carbon steel. *Letters on Materials*, 2012, vol. 2 (1), pp. 3–8. DOI: 10.22226/2410-3535-2012-1-3-8.
30. Razuvaev E.I., Kapitanenko D.V. Vliyanie termomekhanicheskoi obrabotki na strukturu i svoistva austenitnykh staley [Effect of thermo-mechanical treatment on structure and properties of austenitic steels]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2013, no. 5, p. 1–8.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2026 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые *Авторы*, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). **Издание имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!**

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть [зарегистрирован на сайте журнала](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration) http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.

Рукопись статьи готовится в соответствии с [правилами оформления](#) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию»**.

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается [авторский лицензионный договор](#).

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Правила оформления рукописи

«Правила оформления» (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Просим внимательно ознакомиться со всеми пунктами, представленными в данном разделе.

При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Аффилиация авторов

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов). Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код **ORCID** (Open Researcher and Contributor ID), РИНЦ AuthorID и электронная почта. Если отсутствует **ORCID**, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

После регистрации ORCID необходимо **ОТРЕДАКТИРОВАТЬ СВОИ ПЕРСОНАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ В ДАННОМ ПРОФИЛЕ («пустой» профиль ORCID'а недопустим!)**. При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID'е использовать латинский алфавит, а не кириллицу!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружили такие ошибки, обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ к публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.

Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (Introduction, Methods, Results And Discussion):

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

АННОТАЦИЯ к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: *обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.*

В аннотации Вы должны выдержать структуру **IMRAD** и **четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии)** соответствующие разделы: **Introduction** (введение); **Methods** (методы); **Results and Discussion** (результаты и обсуждения) (см. пример).

Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!

Пример структурированной аннотации

• На русском языке

Введение. Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. **Цель работы:** изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. **В работе исследованы** сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °С) и отрицательных (–45 °С) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтвержден эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до –45 °С). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

• На английском языке

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is estab-

lished that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rate of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

ВВЕДЕНИЕ / Introduction

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа) (1,5–2 страницы). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей статье. В связи с этим в данном разделе следует представить достаточно информированный (с равномерно распределенными ссылками на источники) литературный обзор по состоянию обозначенной проблемы. В конце раздела «Введение» формулируются **цель работы и обозначаются задачи**, решение которых позволит достичь поставленной цели. Не нужно в данном разделе говорить о конкретном результате, поскольку в структуре статьи есть соответствующий раздел.

МЕТОДЫ (МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ) / Methods

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по Госстандарту.

При проведении испытаний приводится следующая информация. 1. Тип и условия испытаний, например температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда. 2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и т. д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / Results and Discussion

Этот раздел содержит краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Вышеперечисленные рекомендации актуальны также и для теоретической и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно для того, чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без попытки выявить причинно-следственные связи не украшает работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Этот раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / Conclusion

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подписуемая подпись (на **русском и на английском языке!**). Шрифты на рисунках должны быть увеличены и приведены к единообразию. Уважаемые авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является полноцветным печатным изданием. В вашей работе присутствуют рисунки, которые (для повышения наглядности) рекомендуется сделать цветными.

Название таблиц (как и внутреннее содержание) должно быть как на русском, так и на английском языках! (см. «Правила оформления».)

Математические формулы: сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны **только в редакторе формул Microsoft Equation 3.0 или Math Type!**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / References

Список цитируемой литературы включает источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации. Количество литературных ссылок должно быть **не менее 20** с большей (**более 50 %**) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать **15–17 %**. Если работа была издана и на русском, и на английском (или других) языках, то в списке литературы и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (**ГОСТ 7.0.5–2008**) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>) или (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bis>).

Если статья имеет DOI – обязательно указать его! Если книга имеет ISBN – обязательно указать его!

Обратите внимание на правила оформления русскоязычных источников в **англоязычном блоке статьи** (в *References*).

Финансирование

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Конфликт интересов

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «The authors declare no conflict of interest»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

Уважаемые Авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОМНАДЗОРе и начиная с 2021 г. перешел на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. **После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык** (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. **Внимание!** Англоязычный вариант статьи необходимо прислать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of **IMRAD** (•*Introduction*, •*Methods*, •*Results*, •*Discussion*, •*Conclusion*).

Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be [signed up for the journal website](#). The author (one of the co-authors) in his office selects the “Submit a paper” in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

Important: The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

Schedule of the journal publication during the year

<i>Issue</i>	<i>Publication (month, date)</i>
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in *.doc, *.docx format.



The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal's website in the "Submit Paper" section in *.pdf, *.jpg, *.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the "Send to the Editor" button.

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeebea.

When a manuscript is accepted for publication, an [author's license agreement](#) is additionally sent to the postal address of the editorial office.

All manuscripts are reviewed. There is no fee for publishing manuscripts.

Paper submission guidelines:

See the section "Paper Submission guidelines" (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Authors affiliation

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link <https://orcid.org/> and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE ("**an empty**" **ORCID profile is not allowed!**). When uploading papers, give preference to English-language sources. **It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!**; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

A huge request to all authors is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. **Attention!** When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!

The scientific paper should have the structure of **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results and Discussion*):

- Title;
- Abstract;
- *Introduction*;
- *Methods*;
- *Results*;
- *Discussion*;
- Conclusion;
- Acknowledgements / Funding;
- References.

Abstract

Paper **abstract** should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see

examples in the section “Paper Submission guidelines”). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: *the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions*.

In the abstract, you should adhere to the structure of **IMRAD** and **clearly indicate in the text (for both Russian and English versions)** the corresponding sections: **Introduction; Methods; Results and Discussion** (*see an example*).

The volume of the abstract in English should be at least 250 words!

An example of a structured abstract:

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

Introduction

The “**Introduction**” section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the “**Introduction**” section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

METHODS / METHODS OF RESEARCH

Theory (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained).

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test

program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc. ; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

RESULTS AND ITS DISCUSSION

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

Discussion

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the "Introduction" section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

CONCLUSION / CONCLUSIONS

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

Graphics quality!

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (**in Russian and in English!**). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

The tables' headings (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see "Paper Submission guidelines")

Mathematical formulas: complex and multi-line formulas should be typed **entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0 or Math Type!**

References

The list of cited literature includes sources containing materials that the author used when writing the paper, and is drawn up according to the samples below. The composition of literary sources should reflect the state of scientific research in different countries in the problem area under consideration. Links should be available to the scientific community, so the DOI of the publication is desirable. The number of references should be **at least 20** with **more than 50 %** of foreign sources. References in the text are given in square brackets, for example [1] or [2–5]. The numbering of sources should correspond to the order of references to it in the text. Links to extended abstract of dissertation and dissertations are allowed if its available electronic versions are available. References to textbooks, teaching aids, monographs should be of subordinate importance and should not exceed 10–15%, since it is not easily accessible to the general scientific community. Links to unpublished works are not allowed. Self-citation should not exceed **15–17 %**. If the work was published in both Russian and English (or other) languages, then it is better to give a link to the translated work in the References. In connection with the entry of the journal into the citation database of scientific publications, in addition to the traditional list of references (**GOST 7.0.5–2008**), an additional list is required with the translation of Russian-language sources into Roman type and English language. Transliteration is strictly according to the BSI system (see <http://ru.translit.net/?account=bsi>) or (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

If the paper has a DOI, be sure to indicate it! If the book has an ISBN, be sure to include it!

Pay attention to the guidelines for formatting Russian-language sources in the **English-language section of the paper (in References)**.

Dear Authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" has successfully passed the re-registration procedure with ROSCOMNADZOR and, starting from 2021, is switching to the publication of a scientific publication in two languages. The first – printed (basic) – in Russian with an English part; the second – Electronic Publications (pdf) – all the work is completely in English. **After receiving a message about the acceptance of the paper for publication in the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science", the authors should provide a high-quality translation of their paper into English** (machine translation is not allowed!). English version of the work should be formatted according to the template. **Attention!** The English version of the paper should be sent to the journal's mail (metal_working@mail.ru) within 2 weeks!

*Editorial board and editorial council of the journal
"Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science"*

МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «Системы автоматизации металлорежущих и металлообрабатывающих станков».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

- системы ЧПУ;
- станочные электроприводы;
- датчики и элементы станочной электроавтоматики;
- модернизация систем автоматизации и электроприводов;
- импортозамещение;
- автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

Важно! Работа должна поступить не позднее чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях по согласованию с редакцией журнала срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы Антиплагиат. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: msp@chpu.ru). Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Вниманию авторов! Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международные базы Web of Science и Scopus.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ, Web of Science и Scopus, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov.

Напоминаем, что в журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «ОМ» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). Издание имеет право опубликовать научные работы только в рамках указанных специальностей!

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article*, стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала) (учитывается тело статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. Научная статья должна иметь структуру **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results And Discussion*): • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Порядок подачи статьи в редакцию представлен на странице: https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to.

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть зарегистрирован на сайте журнала. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате *.doc, *.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Сканированный лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «Отправить в редакцию».

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается **авторский лицензионный договор**.

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Соучредители журнала
«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология • оборудование • инструменты)»

ОБРАБОТКА

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

СМЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



WEB OF SCIENCE



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических и наукометрических базах данных *Web of Science* и *Scopus*.



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-80400 от 01 марта 2021 г.
Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X
Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 28 Number 3

JULY – SEPTEMBER 2026

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK