

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Том 26, Номер 2**

**АПРЕЛЬ – ИЮНЬ 2024**

# **ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ**

**ТЕХНОЛОГИЯ  
ОБОРУДОВАНИЕ  
ИНСТРУМЕНТЫ**

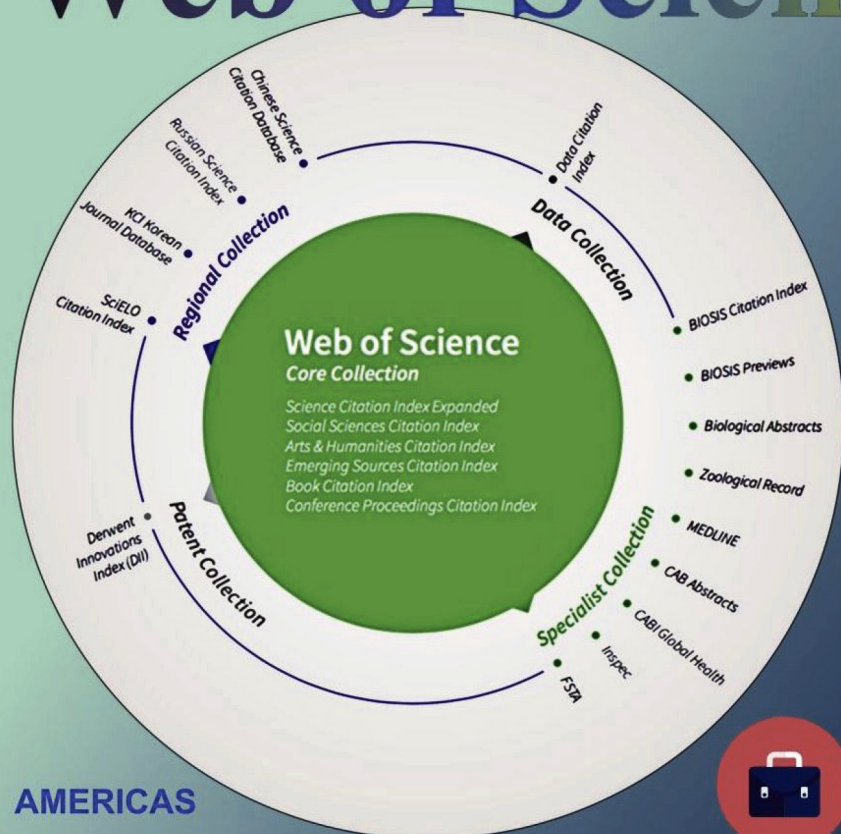
[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

**НОВОСИБИРСК**



# ПЛАТФОРМА Web of Science

 Clarivate  
Analytics



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](http://clarivate.com)

# EBSCO

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

[www.ebsco.com](http://www.ebsco.com) ■ + 420 2 34 700 600 ■ [info.cr@ebsco.com](mailto:info.cr@ebsco.com)



# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 26 № 2 2024 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:* **Чувилин 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

*Украина:* **Ковалевский С.В.**, доктор технических наук, профессор, проректор по научно-педагогической работе Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск

*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 РАЕ, 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, **Яношкин 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,  
ректор НГТУ

#### 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 за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. 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\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

E-mail: [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru); [metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto: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

<b>Гайквяд В., Чинчаникар С.</b> Исследования соединений AA7075, сваренных трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием: механические свойства и анализ разрушения.....	6
<b>Сирота В.В., Зайцев С.В., Лимаренко М.В., Прохоренков Д.С., Лебедев М.С., Чуриков А.С., Даньшин А.Л.</b> Получение покрытий с высокой инфракрасной излучательной способностью.....	23
<b>Бабаев А.С., Козлов В.Н., Семёнов А.Р., Шевчук А.С., Овчаренко В.А., Сударев Е.А.</b> Исследование сил резания и обрабатываемости при фрезеровании порошковой коррозионно-стойкой стали, полученной по технологии прямого лазерного выращивания (LMD).....	38
<b>Долгова С.В., Маликов А.Г., Голышев А.А., Никулина А.А.</b> Влияние режимов лазерной наплавки на геометрические размеры стального трека.....	57
<b>Карлина Ю.И., Кононенко Р.В., Попов М.А., Дерюгин Ф.Ф., Бянкин В.Е.</b> Оценка сварочно-технологических свойств электродных покрытий основного типа различных производителей электродов для сварки трубных деталей и сборочных единиц поверхностей теплообмена котлоагрегатов.....	71
<b>Янпольский В.В., Иванова М.В., Насонова А.А., Янюшкин А.С.</b> Определение скорости электрохимического растворения стали У10А в условиях ЭХРО с неподвижным катодом-инструментом.....	95

### ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

<b>Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.</b> Изучение отображения вибрационных возмущений в геометрии формируемой резанием поверхности при точении.....	107
<b>Гасанов Б.Г., Конько Н.А., Баев С.С.</b> Исследование кинетики формообразования деталей сферического подшипника скольжения из коррозионно-стойких сталей, полученных объемной штамповкой пористых заготовок.....	127
<b>Гвинджилия В.Е., Фоминов Е.В., Моисеев Д.В., Гамалева Е.И.</b> Влияние динамических характеристик процесса резания на шероховатость поверхности детали при токарной обработке.....	143
<b>Лобанов Д.В., Скиба В.Ю., Голюшов И.С., Смирнов В.М., Зверев Е.А.</b> Моделирование конструкций сборного абразивного инструмента.....	158

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

<b>Ерошенко А.Ю., Легостаева Е.В., Глухов И.А., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Шаркеев Ю.П.</b> Термическая стабильность микроструктуры сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии.....	174
<b>Базалева К.О., Сафарова Д.Э., Понкратова Ю.Ю., Луговой М.Е., Цветкова Е.В., Алексеев А.В., Железный М.В., Логачев И.А., Басков Ф.А.</b> Влияние технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания на качество формируемого объекта из титанового сплава BT23.....	186
<b>Ефимович И.А., Золотухин И.С.</b> Температуры окисления инструментальных вольфрамокобальтовых твердых сплавов.....	199
<b>Прибытков Г.А., Барановский А.В., Фирсина И.А., Акимов К.О., Кривопапов В.П.</b> Исследование железоматричных композитов с карбидным упрочнением, полученных спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом.....	212

### МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

224

### МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

235

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 03.06.2024. Выход в свет 14.06.2024. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
 Усл. печ.л. 29,5. Уч.-изд. л. 54,87. Изд. № 73. Заказ 135. Тираж 300 экз.

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



# BRABOTKA METALLOV METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 26 No.2 2024 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

## EDITORIAL BOARD

### EDITOR-IN-CHIEF:

**Anatoliy A. Bataev**, D.Sc. (Engineering), Professor, Rector,  
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. Skeebea**, 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.

EBSCO

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

Tel.: +7 (383) 346-17-75

[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

E-mail: [metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru); [metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto: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 Ukraine:*

**Sergiy V. Kovalevskyy**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Vice Rector for Research and Academic Affairs,  
Donbass State Engineering Academy, *Kramatorsk*

*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

<b>Gaikwad V., Chinchanikar S.</b> Investigations on ultrasonic vibration-assisted friction stir welded AA7075 joints: Mechanical properties and fracture analysis.....	6
<b>Sirota V.V., Zaitsev S.V., Limarenko M.V., Prokhorenkov D.S., Lebedev M.S., Churikov A.S., Dan'shin A.L.</b> Preparation of coatings with high infrared emissivity.....	23
<b>Babaev A.S., Kozlov V.N., Semenov A.R., Shevchuk A.S., Ovcharenko V.A., Sudarev E.A.</b> Investigation of cutting forces and machinability during milling of corrosion-resistant powder steel produced by laser metal deposition.....	38
<b>Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshev A.A., Nikulina A.A.</b> The effect of laser surfacing modes on the geometrical characteristics of the single laser tracks.....	57
<b>Karlina Y.I., Kononenko R.V., Popov M.A., Deryugin F.F., Byankin V.E.</b> Assessment of welding engineering properties of basic type electrode coatings of different electrode manufacturers for welding of pipe parts and assemblies of heat exchange surfaces of boiler units.....	71
<b>Yanpolskiy V.V., Ivanova M.V., Nasonova A.A., Yanyushkin A.S.</b> Determination of the rate of electrochemical dissolution of U10A steel under ECM conditions with a stationary cathode-tool.....	95

### EQUIPMENT. INSTRUMENTS

<b>Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E.</b> The study of vibration disturbance mapping in the geometry of the surface formed by turning.....	107
<b>Gasarov B.G., Konko N.A., Baev S.S.</b> Study of the kinetics of forming of spherical sliding bearing parts made of corrosion-resistant steels by die forging of porous blanks.....	127
<b>Gvindjiliya V.E., Fominov E.V., Moiseev D.V., Gamaleeva E.I.</b> Influence of dynamic characteristics of the turning process on the workpiece surface roughness.....	143
<b>Lobanov D.V., Skeebe V.Yu., Golyushov I.S., Smirnov V.M., Zverev E.A.</b> Design simulation of modular abrasive tool.....	158

### MATERIAL SCIENCE

<b>Eroshenko A.Yu., Legostaeva E.V., Glukhov I.A., Uvarkin P.V., Tolmachev A.I., Sharkeev Yu.P.</b> Thermal stability of extruded Mg-Y-Nd alloy structure.....	174
<b>Bazaleeva K.O., Safarova D.E., Ponkratova Yu.Yu., Lugovoi M.E., Tsvetkova E.V., Alekseev A.V., Zhelezni M.V., Logachev I.A., Baskov F.A.</b> The influence of technological parameters of the laser engineered net shaping process on the quality of the formed object from titanium alloy VT23.....	186
<b>Efimovich I.A., Zolotukhin I.S.</b> Oxidation temperatures of WC-Co cemented tungsten carbides.....	199
<b>Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Firsina I.A., Akimov K.O., Krivopalov V.P.</b> Study of Fe-matrix composites with carbide strengthening, formed by sintering of iron titanides and carbon mechanically activated mixtures.....	212

### EDITORIAL MATERIALS

224

### FOUNDERS MATERIALS

235



НГТУ



НЭТИ

# Обработка металлов

## (технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Исследования соединений AA7075, сваренных трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием: механические свойства и анализ разрушения

Вайбхав Гайквад<sup>a, \*</sup>, Сатиш Чинчаникар<sup>b</sup>

Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне – 411048, Махараштра, Индия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3818-1893>, [vaibhav.219p0007@viit.ac.in](mailto:vaibhav.219p0007@viit.ac.in); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>, [satish.chinchaniкар@viit.ac.in](mailto:satish.chinchaniкар@viit.ac.in)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

#### История статьи:

Поступила: 06 января 2024  
 Рецензирование: 09 февраля 2024  
 Принята к печати: 20 марта 2024  
 Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием  
 Дробеструйная обработка  
 Анализ разрушения  
 Ультразвуковые колебания  
 AA7075

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Прочность сварного соединения и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла, особенно в алюминиевых сплавах, имеют решающее значение для аэрокосмической, оборонной и промышленной сфер. Обработка сварных соединений, например дробеструйная и лазерная нагартовка, значительно повышает эффективность и прочность соединения, увеличивая усталостную долговечность, зернистую структуру и прочность на растяжение. **Цель работы.** Обзор литературы показывает, что сварка трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием (UVaFSW) и послесварочная обработка улучшают механические свойства и текучесть материала. Однако исследований, посвященных изучению влияния скорости сварки, скорости вращения инструмента и дробеструйной обработки после сварки UVaFSW-соединений AA7075-T651, проведено ограниченное количество. **Методы исследования.** Изучались прочность на растяжение, микротвердость, микроструктура и поведение при разрушении AA7075-T651-соединения, сваренного трением с перемешиванием (UVaFSW), с учетом влияния вращения инструмента, скорости сварки и дробеструйной обработки после сварки. **Результаты и обсуждение.** UVaFSW-соединения, подвергнутые дробеструйной обработке после сварки, продемонстрировали максимальную прочность на разрыв 373,43 МПа, микротвердость 161 HV и наименьшую шероховатость поверхности 15,16 мкм при скорости сварки 40 мм/мин по сравнению с соединениями, полученными сваркой трением с перемешиванием (FSW). Эти результаты показывают, что дробеструйная обработка улучшила механические свойства и качество поверхности UVaFSW-соединений. Высокая прочность на разрыв и низкая шероховатость поверхности делают эти соединения пригодными для применений, требующих прочности и эстетики. Разрушение UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки в основном происходило в зоне термического влияния (ЗТВ) во время испытания на растяжение. Это можно объяснить более высокой температурой во время сварки, которая привела к росту зерен и снижению прочности материала в ЗТВ. UVaFSW-соединение, подвергнутое дробеструйной обработке, имеет более равномерное распределение зерен, чем FSW-соединение, что способствует более высокому временному сопротивлению разрушению. На поверхности излома UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, наблюдались более крупные, равноосные и неглубокие ямки, что привело к более высокому временному сопротивлению разрушению ( $\sigma_u$ ) и микротвердости по сравнению с обычными FSW-соединениями. Механические свойства и микроструктура, наблюдаемые в зонах сварки UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, превосходят свойства обычных FSW-соединений. Однако необходимы дальнейшие исследования для определения конкретных факторов, способствующих этому локализованному разрушению в ЗТВ, учитывая влияние параметров дробеструйной обработки. Это исследование также предполагает возможность оптимизации UVaFSW-соединений из AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке.

**Для цитирования:** Гайквад В., Чинчаникар С. Исследования соединений AA7075, сваренных трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием: механические свойства и анализ разрушения // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 6–22. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-6-22.

## Введение

В последнее время в различных отраслях промышленности наметилась тенденция к поиску инновационных и экономически эффек-

тивных способов снижения веса собственной продукции, увеличения скорости собственных транспортных средств, самолетов и ракет, а также сокращения выбросов парниковых газов, обременяющих в процессе производства. Поэтому продолжают исследования инновационных методов соединения материалов, позволяющих приблизиться к обозначенным выше целям. Алюминиевый сплав AA7075 находит широ-

#### \*Адрес для переписки

Гайквад Вайбхав, к.т.н., старший инженер по обеспечению качества  
 Институт информационных технологий Вишвакармы,  
 Кондва (Бадрек), Пуне – 411048, Махараштра, Индия  
 Тел.: 91-20269502401, e-mail: [vaibhav.219p0007@viit.ac.in](mailto:vaibhav.219p0007@viit.ac.in)

кое применение в аэрокосмической, оборонной, военной и автомобильной отраслях благодаря своей низкой плотности и высоким механическим свойствам. Это дисперсионно-твердеющий сплав с магнием, цинком и медью в качестве основных легирующих элементов. Из-за того, что при сварке плавлением при затвердевании образуются горячие трещины, для соединения алюминиевых сплавов предпочтительна сварка трением с перемешиванием (FSW) [1].

FSW-процесс предпочтителен для соединения трудносвариваемых одностипных и разнородных алюминиевых сплавов. Сварка трением с перемешиванием – это процесс соединения деталей в твердом состоянии, благодаря чему в сварном соединении снижаются искажения и остаточные напряжения. По сравнению с методами сварки плавлением FSW обеспечивает более качественные соединения. При реализации процесса сварки трением с перемешиванием специально разработанный вращающийся инструмент погружают в стык соединяемых деталей и перемещают вдоль их границы. Следовательно, разупрочненный материал вблизи инструмента переносится со стороны набегания на сторону отхода, образуя шов [2]. Для того чтобы при сварке трением выделялось большое количество тепла, требуются высокая направленная вниз сила и крутящий момент шпинделя. Выделяемое тепло разупрочняет материал, обеспечивая необходимое пластическое течение рядом с инструментом. Это приводит к увеличению объема сварочного оборудования и к большей нагрузке сваривания [3].

Профиль рабочего стержня при FSW подвергается более высоким нагрузкам во время сварки, что приводит к быстрой деградации инструмента и преждевременному выходу его из строя. Износ инструмента приводит также к ухудшению качества сварки, что, в свою очередь, влечет за собой увеличение производственных затрат. Кроме того, более высокая нагрузка сваривания при FSW ограничивает скорость сварки. Эти трудности можно решить, используя различные вторичные источники энергии во время FSW. Группа исследователей применила ультразвуковые колебания во время FSW. Сварка трением с перемешиванием при ультразвуковом воздействии (UVaFSW) способствует разупрочнению материала без существенного нагрева [4–6].

Лю и др. (Liu et al.) [7] обнаружили, что сварка трением с перемешиванием при ультразвуковом воздействии улучшает механические свойства соединения, качество сварного шва и тепловложение в локализованном участке. По данным Сюй и др. (Xu et al.) [8] пайка с применением ультразвуковых колебаний позволила получить соединение с меньшим размером зерна, что улучшило коррозионную стойкость и временное сопротивление разрушению (UTS). Лю и др. (Liu et al.) [9], исследуя UVaFSW алюминиевого сплава AA1060, обнаружили, что ультразвуковая энергия увеличивает скорость течения материала, объем деформируемого материала и скорость деформации.

При аэрокосмическом, оборонно-промышленном и промышленном использовании ключевую роль играют прочность сварного соединения и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла, особенно это касается соединений из одинаковых и разнородных алюминиевых сплавов. Широко освещалось, что прочность сварного соединения и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла существенно улучшаются при использовании послесварочной обработки. В последние несколько лет исследователи сосредоточились на послесварочной обработке алюминиевых соединений. В литературе зачастую упоминаются дробеструйная и лазерная нагартовка в качестве послесварочной обработки, поскольку оба процесса вызывают остаточные сжимающие напряжения в сварном образце и улучшают усталостную долговечность, зернистую структуру и прочность на растяжение. На рис. 1, а, б показаны принципиальные схемы лазерной и дробеструйной обработки соответственно.

Амуда и др. (Amuda et al.) [10] исследовали влияние криогенного охлаждения и добавления металлического порошка во время дуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом в защитном газе пластины из стали AISI 430. Их исследование показало, что обе стратегии улучшают зернистую структуру. Однако при накоплении металлического порошка обнаружено значительное уменьшение зоны термического влияния (ЗТВ) – до 50 %, а криогенное охлаждение снижает ЗТВ до 36 %. С другой стороны, криогенное охлаждение привело к повышению



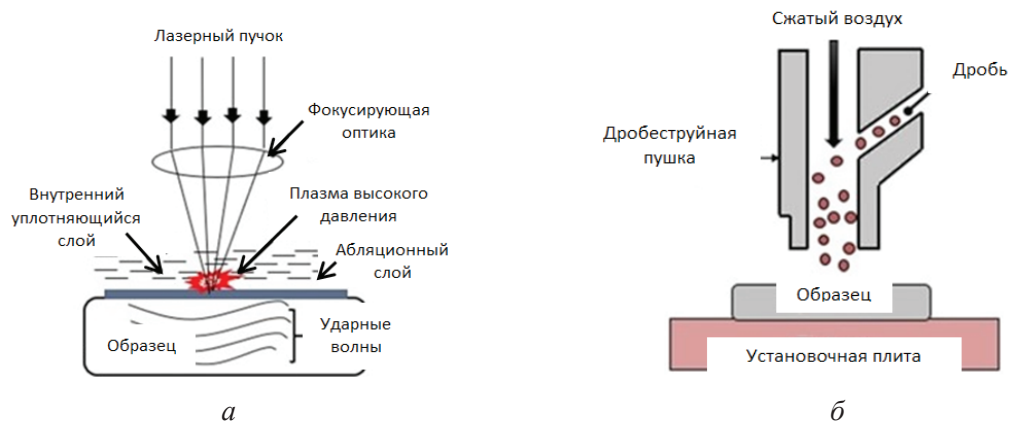


Рис. 1. Схематическое изображение процесса лазерной нагартовки (а), дробеструйной обработки (б)

Fig. 1. Schematics of Laser shock peening process (а), Shot peening process (б)

пластичности соединения на 80 % по сравнению с основным металлом (ОМ), тогда как добавление порошка элементарного металла привело к повышению пластичности соединения до 60 %. Хатамле и др. (Hatamleh et al.) [11] исследовали влияние лазерной и дробеструйной обработки, а также криогенного охлаждения на развитие усталостных трещин и остаточные напряжения в соединениях из алюминиевого сплава AA2195, полученных сваркой трением с перемешиванием (FSW). Их исследование показало, что развитие усталостных трещин для образца, подвергнутого лазерной нагартовке, было таким же, как и для образца, подвергнутого дробеструйной обработке и сварке при температуре окружающей среды. Кроме того, при криогенной обработке было трудно отличить рост трещин от остаточных напряжений.

Хатамле и др. (Hatamleh et al.) в работе [12] исследовали влияние лазерной нагартовки и дробеструйной обработки на соединение FSW из алюминиевого сплава AA2195. Их исследование показало улучшение механических свойств при лазерной нагартовке по сравнению с дробеструйным упрочнением. Повышение предела текучести в ядре сварной точки наблюдалось ими примерно на 38 %, когда в качестве послесварочной обработки использовалась лазерная нагартовка, по сравнению с повышением предела текучести в ядре сварной точки на 8 %, наблюдаемым при дробеструйной обработке. Хоррами и др. (Khorrani et al.) в работе [13] исследовали влияние криогенной температуры и температуры окружающей среды на FSW сильноде-

формированного алюминиевого сплава AA1050 с наночастицами SiC. В их работе наблюдались бимодальные и более мелкие размеры зерен при использовании соединений FSW с криогенной охлаждающей обработкой в качестве меры против аномального роста зерен во время FSW.

Сингх и др. (Singh et al.) в работе [14] провели криогенную обработку после FSW-соединения из алюминиевого сплава AA7075. Их экспериментальное исследование показало, что криогенная обработка после сварки привела к незначительному повышению твердости соединения и временного сопротивления разрушению. Ван и др. (Wang et al.) [15] исследовали влияние низкотемпературного старения и криогенной обработки на механические свойства FSW алюминиевого сплава AA2024-T351. Отмечено устранение разупрочненных зон вблизи ЗТВ за счет однократного низкотемпературного старения. Однако за счет однократного низкотемпературного старения отмечено снижение прочности соединения.

Ван и др. (Wang et al.) [16] проводили криогенную обработку FSW медного соединения. Их экспериментальная работа показала, что измельчение зерна в ядре сварной точки изначально увеличивается с повышением скорости вращения. Однако при дальнейшем увеличении скорости вращения рабочего стержня измельчение зерна замедляется. Жемчужникова и др. (Zhemchuzhnikova et al.) [17] наблюдали значительное измельчение зерна и повышение временного сопротивления разрушению криогенно обработанных FSW-соединений Al-Mg-Sc-Zr.

Феррейра и др. (Ferreira et al.) [18] рассмотрели влияние стеклянных и стальных шариков при дробеструйной обработке на сварное соединение. Они заметили лучшие результаты по усталости и временному сопротивлению разрушению при обработке стеклянными шариками по сравнению со стальными. При использовании стальных шариков наблюдалась также более высокая шероховатость поверхности, чем в случае обработки стеклянными шариками.

Группа ученых [19–21] исследовала влияние лазерного ударного упрочнения на микроструктурные свойства, усталостные свойства и коррозионную стойкость FSW-соединений из алюминиевых сплавов. Они наблюдали более мелкий размер зерна, лучшую коррозионную стойкость и более высокую усталостную прочность в соединениях после лазерного ударного упрочнения по сравнению с соединениями без лазерного ударного упрочнения в качестве послесварочной обработки. Однако необходимы дополнительные исследования послесварочной обработки для получения лучших механических свойств сварного соединения.

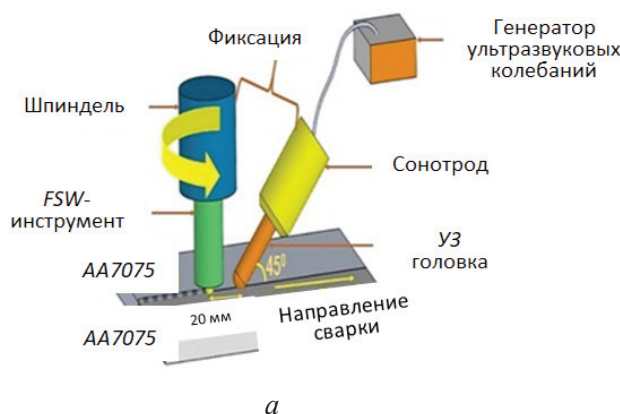
Обзор литературы показывает, что UVaFSW и послесварочная обработка улучшают механические свойства и текучесть материала. Однако на UVaFSW-соединениях AA7075-T651 было проведено ограниченное количество исследований с учетом влияния скорости сварки, вращения инструмента и дробеструйной обработки после сварки. Используя эту интерпретацию, в настоящей работе сравниваются характеристики необработанных и подвергнутых дробеструйной обработке соединений, сваренных трением

с перемешиванием (UVaFSW) AA7075-T651, с учетом влияния скорости сварки и вращения инструмента. Характеристики оцениваются с точки зрения микротвердости в различных областях сварного шва, временного сопротивления разрушению (UTS), шероховатости поверхности, анализа микроструктуры и разрушения с использованием изображений растровой электронной микроскопии (РЭМ). Эксперименты проводились посредством инструмента с конической резьбой штифтового типа. Результаты сопоставлены с доступной литературой по FSW-соединениям AA7075-T651, изготовленным с использованием рабочих инструментов конической формы и в форме конуса с резьбой.

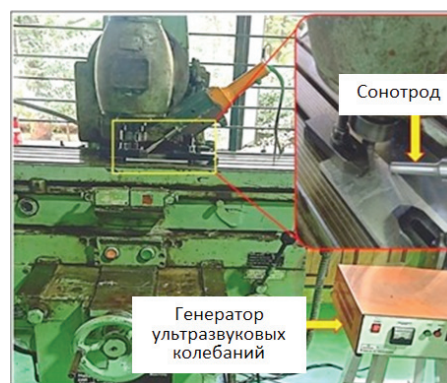
### Методика исследований

В настоящем исследовании стыковое соединение пластин AA7075-T651 без разделки кромок изготовлено с использованием UVaFSW. Экспериментальная UVaFSW-установка изображена на рис. 2. Эксперименты проводили при скоростях сварки 20, 28 и 40 мм/мин и частоте вращения инструмента 1000, 1400 и 2000 об/мин. Эксперименты проводили с использованием инструмента в форме конуса с резьбой на универсальном фрезерном станке. Две свариваемые пластины изначально имели прямоугольную форму и были очищены от заусенцев.

Соприкасающиеся кромки пластин обрабатывали до гладкой поверхности и очищали ацетоном. Ультразвуковые колебания, генерируемые ультразвуковым преобразователем, распространялись через преобразователь амплитуды,



а



б

Рис. 2. Схематическое изображение (а), реальная экспериментальная установка (б)

Fig. 2. Schematic view (a), actual experimental setup (б)



позволяющий расширять амплитуду и фокусировать энергию на линии сварки двух пластин. Эта энергия передавалась локализованным заготовкам в окрестностях и перед инструментом FSW с помощью сонотрода. В процессе сварки применялась выходная мощность 1,2 кВт и частота ультразвуковых колебаний 20 кГц. При отсутствии нагрузки использовалась амплитуда вибрации 24 мкм. Сонотрод размещали под углом 45° к плоскости заготовки и на расстоянии 20 мм от FSW-инструмента.

Инструмент с поступательным и вращательным движением обеспечивает термомеханическое воздействие по траектории сварки. Профиль рабочего инструмента, изготовленного из инструментальной стали типа H13 в форме конуса с резьбой и плоским заплечиком, изображен на рис. 3. Осевая нагрузка на рабочую поверхность передается заплечиком инструмента. Разупрочненный материал с помощью рабочего инструмента переносится в сварочную ванну. В табл. 1 и 2 представлен химический состав инструмента и материала заготовки соответственно. В настоящем исследовании в качестве послесварочной обработки выбран процесс дробеструйной обработки. Экспериментальная установка и пара-

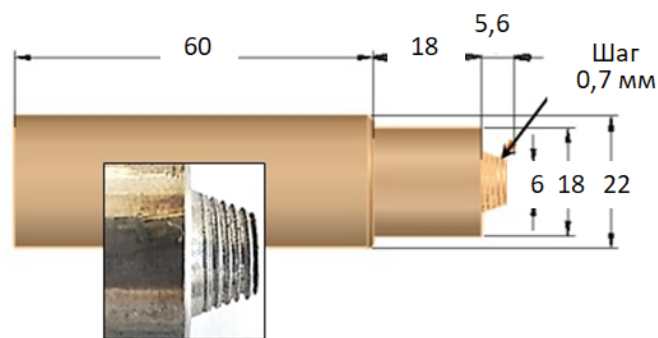


Рис. 3. Инструмент с конической резьбой (все размеры указаны в мм)

Fig. 3. Conical threaded pin type tool (all dimensions are in mm)

метры дробеструйной обработки представлены на рис. 4.

Микроструктура подвергнутых дробеструйной обработке UVaFSW-соединений на различных участках сварного шва и течение материала в ядре сварной точки исследованы с помощью РЭМ-изображений. Механические характеристики соединения, такие как временное сопротивление разрушению, микротвердость в ядре сварной точки, зона термомеханического воздействия (ЗТМВ), ЗТВ, основной металл и шероховатость поверхности (ШП),

Таблица 1

Table 1

**Химический состав инструмента H13 для сварки трением с перемешиванием (% масс.)**

**Chemical composition of H13 FSW tool (% weight)**

Elements / Элемент	Cr	Mo	Si	V	C	Ni	Cu	Mn	P	S
% weight / % масс.	4,75	1,10	0,80	0,80	0,32	0,3	0,25	0,2	0,03	0,03

Таблица 2

Table 2

**Химический состав сплава AA7075 (% масс.)**

**Chemical composition of AA7075 alloy (% weight)**

Elements / Элементы	% weight / % масс.	Elements / Элементы	% weight / % масс.	Elements / Элементы	% weight / % масс.	Elements / Элементы	% weight / % масс.
Si	0,069	Mn	0,006	Ni	0,012	Ti	0,028
Fe	0,204	Mg	2,33	Pb	0,012	Cr	0,195
Cu	1,64	Zn	5,28	Sn	< 0,005	Al	90,22



Рис. 4. Образец, установленный для дробеструйной обработки

Fig. 4. Mounted specimen for shot peening

проверяются с учетом влияния технологических переменных.

Временное сопротивление разрушению и отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла оценивали для всех UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки, полученных при различных технологических параметрах. Испытание на растяжение проводили на универсальной испытательной машине по стандарту ASTM E8. На рис. 5, а, б показана схема раскроя пластины из алюминиевого сплава AA7075-T651 для получения испытуемого образца и образца для испытания на растяжение соответственно. Микротвердость в ядре сварной точки, ЗТМВ, ЗТВ и основном металле измеряли с помощью микротвердомера Vicker в соответствии со стандартом ISO 6507 с помощью алмазного индентора ( $136^\circ$ ) при

нагрузке 100 грамм и времени индентирования 20 секунд. Было получено среднее значение шероховатости поверхности, измеренное в начале, середине и конце сварного шва.

Для изучения течения материала в ядре сварочной точки и микроструктуры соединения в различных зонах сварки использовали сканирующий электронный микроскоп с полевой эмиссией (FESEM) при различных увеличениях. Образцы вырезали в перпендикулярном направлении к контуру сварного шва на проволочном электроэрозионном вырезном станке.

## Результаты и их обсуждение

В этом разделе обсуждаются характеристики UVaFSW-соединений алюминиевого сплава AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке. Оценены временное сопротивление разрушению, микротвердость, поведение при разрушении и микроструктура сварных соединений с учетом влияния скорости сварки и вращения инструмента. Временное сопротивление разрушению основного материала, полученное после испытания на растяжение, составляет 550 МПа. Матрица эксперимента и механические свойства UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки (проходы P1–P9) представлены в табл. 3.

### Механические свойства UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки

Получены кривые растяжения-деформации для UVaFSW-соединений AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке (проходы

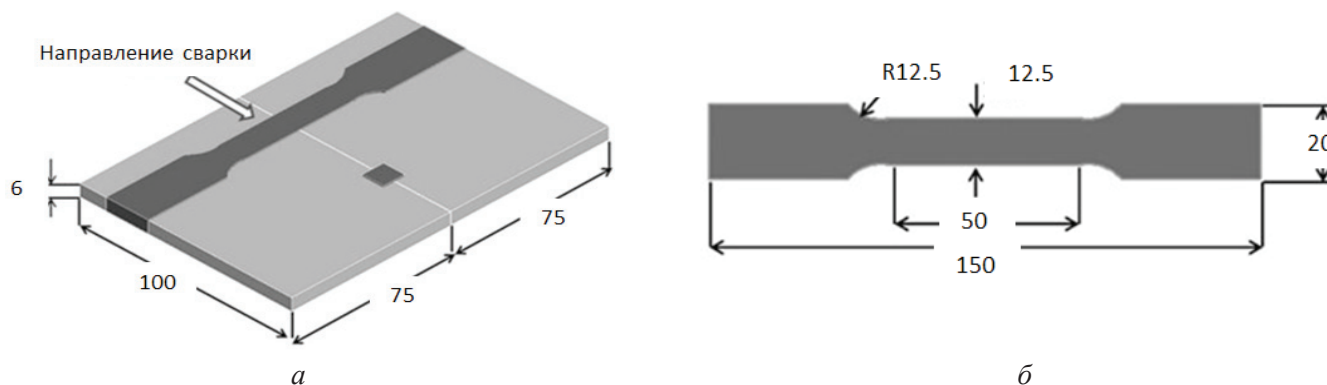


Рис. 5. Пластины AA7075 с изображением образцов для испытаний (а), образец для испытаний на растяжение (б) (все размеры указаны в мм)

Fig. 5. AA7075 plates showing abstraction of test specimens (a), tensile test specimen (b) (all dimensions are in mm)



**Матрица эксперимента с механическими свойствами для UVaFSW-соединений AA7075, подвергнутых дробеструйной обработке**

**Experimental matrix with mechanical properties for shot-peened UVaFSWed AA7075 joints**

Проход / Run	Вращение инструмента, об/мин / Tool rotation (rpm)	Скорость сварки, мм/мин / Welding speed (mm/min)	$\sigma_B$ , МПа / UTS (MPa)	Отношение прочности сварного соединения к прочности основного металла, % / Joint efficiency (%)	Микротвердость, HV / Microhardness (HV)			Шероховатость поверхности, мкм / Surface roughness ( $\mu\text{m}$ )
					WN	TMAZ	HAZ / ЗТВ	
P1	1000	20	301,98	54,91	148	129	119	15,350
P2	1000	28	294,57	53,56	152	133	125	15,480
P3	1000	40	292,32	53,15	154	143	130	16,341
P4	1400	20	281,88	51,25	150	138	127	15,976
P5	1400	28	304,20	55,31	158	145	129	18,277
P6	1400	40	312,95	56,90	149	141	132	15,918
P7	2000	20	345,73	62,86	155	145	135	17,672
P8	2000	28	362,95	65,99	160	144	132	15,169
P9	2000	40	373,43	67,90	161	145	136	15,651

от P1 до P9). Для UVaFSW-соединений из алюминиевого сплава AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке, максимальное временное сопротивление разрушению составило 373,43 МПа (проход P9) и было получено при вращении инструмента со скоростью 2000 об/мин и скорости сварки 40 мм/мин, тогда как минимальное временное сопротивление разрушению 281,88 МПа (проход P4) получено при вращении инструмента со скоростью 1400 об/мин и скорости сварки 20 мм/мин. Временное сопротивление разрушению для UVaFSW-соединений AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке, сравнивали с показателями, полученными с использованием традиционной FSW с коническими и коническими резьбовыми профилями инструмента [22–25]. Это исследование показало более высокие значения временного сопротивления разрушению для соединений, полученных с помощью UVaFSW с последующей дробеструйной обработкой.

При дробеструйной обработке стальные шарики с высокой скоростью воздействовали на UVaFSW-соединение. Высокая скорость вызывает сжимающие остаточные напряжения

в полученном соединении. Этот эффект улучшает временное сопротивление разрушению, а также микротвердость соединения. Лучшие эксплуатационные характеристики, почти в два раза более высокие значения временного сопротивления разрушению и отношения прочности сварного соединения к прочности основного металла можно наблюдать у UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки по сравнению с FSW-соединениями, полученными при обработке инструментом с конической резьбой [22–25]. Более высокие механические свойства UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки можно объяснить повышенной скоростью деформации, что приводит к более высокой пластической деформации и лучшему течению материала вокруг инструмента из-за ультразвуковых колебаний. Группа исследователей наблюдала более высокие механические свойства UVaFSW-соединений из одинаковых и разнородных алюминиевых сплавов [7–9].

Более высокие значения временного сопротивления разрушению достигаются при более высокой скорости вращения инструмента. Чем выше скорость вращения инструмента, тем

больше выделяющаяся при трении теплота между плечом инструмента и поверхностью заготовки. Повышенная теплота трения разупрочняет материал и усиливает его движение к сварочной ванне, что приводит к равномерному перемешиванию материала. Микротвердость соединений измеряли в нескольких точках от центра шва с обеих сторон соединения. Динамическая рекристаллизация зерен и более интенсивная пластическая деформация вызывают изменение микротвердости в зоне сварки. Микротвердость UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки не была постоянной в зонах сварки, она имела распределение в основном в соответствии с формой буквы «W» и достигала максимальных значений в ядре сварочной точки и минимальных – в ЗТВ. Для UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки (проходы P1–P9) получена более высокая микротвердость во всех зонах сварного шва (ядре сварной точки, ЗТМВ и ЗТВ) по сравнению с полученной при использовании традиционной FSW с коническими и коническими резьбовыми профилями инструмента [22–25]. Это исследование показало более высокую микротвердость соединений, полученных с помощью UVaFSW с последующей дробеструйной обработкой.

Более высокая микротвердость в ядре сварной точки получается для UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, при более высоких скоростях вращения инструмента. Процесс дробеструйной обработки создает сжимающие остаточные напряжения на полученных соединениях, что приводит к повышению микротвердости в зоне ядра сварной точки. Максимальная микротвердость в ядре сварной точки составила 161 HV и была получена при более высокой скорости вращения инструмента 2000 об/мин для UVaFSW-соединений из алюминиевого сплава AA7075-T651 после дробеструйной обработки (проходы P1–P9).

UVaFSW-соединения, подвергнутые дробеструйной обработке, показали лучшие механические свойства по сравнению с FSW-соединениями. UVaFSW-соединения, подвергнутые дробеструйной обработке, выдерживали более высокие растягивающие нагрузки, поскольку дробеструйная обработка вызывает сжимающие напряжения в заготовке. UVaFSW-соединения выдерживали более высокие растя-

гивающие нагрузки, что можно объяснить более высоким тепловложением из-за воздействия ультразвуковых колебаний на сварной шов. Более того, ультразвуковые колебания, воздействовавшие на валик шва, способствовали динамической рекристаллизации и улучшали движение материала к сварному валику. Кроме того, использование ультразвуковых колебаний также уменьшило количество дефектов сварки в ядре сварной точки на границах с ЗТМВ по сравнению с традиционными FSW-соединениями. Качество соединения оценивали по шероховатости поверхности. Средняя шероховатость поверхности составила 15–18 мкм для UVaFSW-соединений из алюминиевого сплава AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке. Меньшие значения шероховатости поверхности получены при меньшей скорости вращения инструмента 1000 об/мин независимо от скорости сварки (проходы P1–P3).

На рис. 6 представлен внешний вид верхней поверхности UVaFSW-соединений из алюминиевого сплава AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке. Видны изменения поверхности и заполнение сварного валика. Образуются кольца, и можно увидеть следы заплечиков инструмента.

#### *Структура UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке*

На рис. 7, а–в показаны соответственно РЭМ-изображения ядра сварной точки, ЗТМВ и ЗТВ UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки, полученных на проходе P9. Однородное распределение зерен в ядре сварной точки и отсутствие туннельных дефектов видно на рис. 7, а. Благодаря этим особенностям UVaFSW-соединения после дробеструйной обработки обладают более высоким временным сопротивлением разрушению по сравнению с обычным FSW-соединением. Мелкие, равноосные и равномерно распределенные зерна размером ~ 630 нм...5 мкм в ядре сварной точки UVaFSW-соединения, подвергнутого дробеструйной обработке, можно увидеть на рис. 7, а. UVaFSW улучшает размер зерна в ядре сварной точки, и материал течет внутри сварного валика по сравнению с обычной FSW.

На рис. 7, б показано РЭМ-изображение ЗТМВ UVaFSW-соединения после дробест-



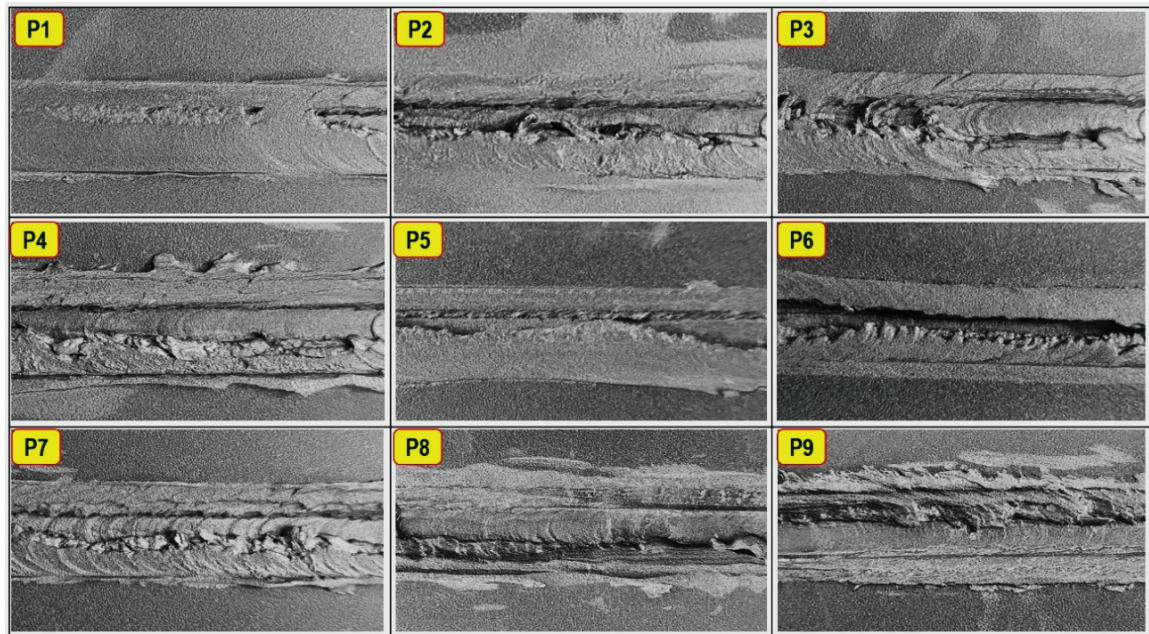
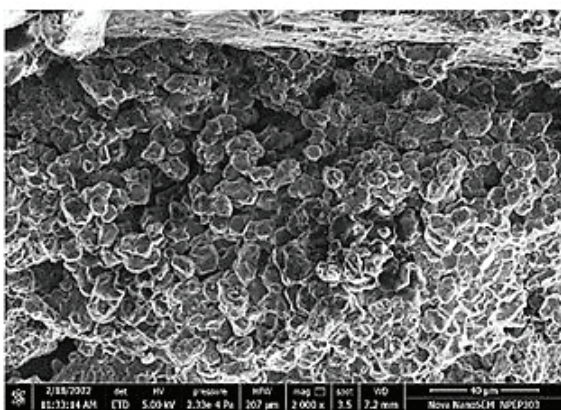
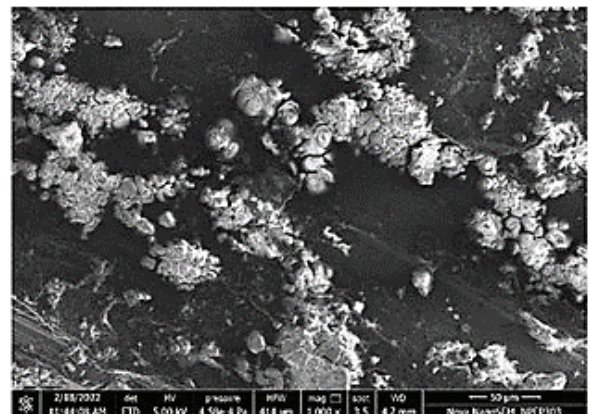


Рис. 6. Верхняя поверхность сварного шва UVaFSW-соединений AA7075, подвергнутого дробеструйной обработке

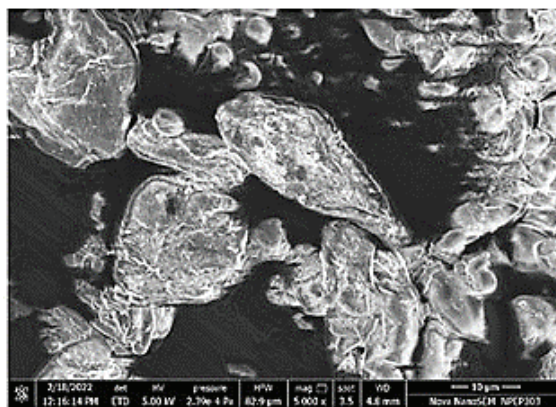
Fig. 6. Weld top surface of AA7075 UVaFSWed shot-peened joints



*a*



*б*



*в*

Рис. 7. РЭМ-изображения подвергнутых дробеструйной обработке UVaFSW-соединений в WN (*a*), TMAZ (*б*) и ЗТВ (*в*)

Fig. 7. SEM images of the shot-peened UVaFSWed joints at WN (*a*), TMAZ (*б*), and HAZ (*в*)



руйной обработки. Видно однородное перемешивание материала с равноосными зернами. В этой зоне структура отличается более грубым зерненным строением, чем в ядре сварной точки. В ЗТМВ можно увидеть зерна более крупных размеров, ~5–7 мкм. Это может быть связано с меньшим распределением тепла от ядра сварной точки к ЗТМВ. На рис. 7, в показано РЭМ-изображение ЗТВ UVaFSW-соединения после дробеструйной обработки. Видны удлиненные зерна, размеры которых варьируются в диапазоне ~8...11 мкм. Эта зона сварки находится между ЗТМВ и основным материалом и обозначается ЗТВ. Снижение микротвердости с увеличением размера зерна можно наблюдать в направлении от ядра сварной точки до ЗТВ. Самая высокая микротвердость характерна для ядра сварной точки и составляет 161 HV, за ней следуют 145 HV для ЗТМВ и 136 HV для ЗТВ.

Изображения, полученные с помощью растрового электронного микроскопа, показывают, что дробеструйная обработка UVaFSW-соединений улучшает размер зерна в зоне ядра сварной точки и течение материала внутри сварного валика по сравнению с обычной FSW [21–25]. В зоне ядра сварного шва UVaFSW-соединения после дробеструйной обработки можно увидеть мелкие, равноосные и равномерно распределенные зерна. Более высокие механические свойства UVaFSW-соединений,

подвергнутых дробеструйной обработке, можно подтвердить по РЭМ-изображениям, демонстрирующим более высокую пластическую деформацию, динамическую рекристаллизацию и лучшее течение материала к сварному валику.

### Характер разрушения UVaFSW-соединений AA7075

На рис. 8 изображены изломы подвергнутых дробеструйной обработке UVaFSW-соединений AA7075-T651, полученных в ходе испытаний от P1 до P9. Эти образцы были подвергнуты испытанию на растяжение, а полученные результаты – сравнительному анализу. Исследование показало, что все испытываемые образцы были разрушены в ЗТВ и продемонстрировали пластичное поведение во время разрушения. На рис. 9 показаны РЭМ-изображения поверхности излома образцов UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки, полученных во время прохода P9. Большие и неглубокие ямки на образцах UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки демонстрируют более высокую пластическую деформацию. Размеры ямок влияют на устойчивость пластической деформации во время испытаний на растяжение. Ямки, наблюдаемые на образцах UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, больше и равнооснее, чем у разрушенных в ходе испытания образцов обычных FSW-соединений [22–



Рис. 8. Характер разрушения UVaFSW-соединений AA7075, подвергнутых дробеструйной обработке

Fig. 8. Fracture behavior of shot-peened UVaFSWed AA7075 joints



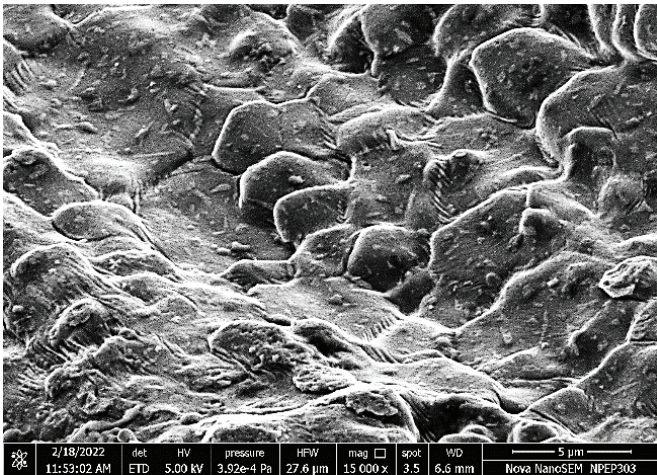


Рис. 9. РЭМ-изображения поверхности излома UVaFSWed-соединений AA7075, подвергнутых дробеструйной обработке

Fig. 9. SEM images of fractured surface of shot peened UVaFSWed joint of AA7075

25]. Следовательно, по временному сопротивлению разрушению и микротвердости в различных зонах сварного шва UVaFSW-соединения после дробеструйной обработки превосходят обычные FSW-соединения.

Исследователи наблюдали различный характер разрушения UVaFSW-соединений после дробеструйной обработки. Причина этого связана с выделением тепла во время процесса. Двойной эффект ультразвуковых колебаний и выделяющейся при трении теплоты, создаваемый заплечиком инструмента, приводит к выделению большего количества тепла при UVaFSW. Чем выше тепловыделение, тем больше пластическая деформация и текучесть материала, что в конечном итоге приводит к более высоким значениям временного сопротивления разрушению и микротвердости. Кроме того, группа исследователей отметила корреляцию между большими и равноосными ямками, наблюдаемыми на поверхности излома, с более высокими значениями временного сопротивления разрушению и микротвердости FSW-соединений [26–28].

#### **Течение материала в UVaFSW-соединениях AA7075**

В процессе сварки трением с перемешиванием (FSW) качество сварного шва зависит от течения пастообразного материала под инструментом. На рис. 10 показано движение материала в ядре сварной точки для UVaFSW-соединений

AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке, при проходе P9. При указанном проходе наблюдалось ламинарное течение материала. Микроструктура UVaFSW-соединений AA7075-T651, подвергнутых дробеструйной обработке, при проходе P9 лишена дефектов и пористости по сравнению с традиционными FSW-соединениями [22–25]. На рис. 10 показано, что поток материала является однонаправленным, это указывает на правильное перемешивание материала в ядре сварной точки. Правильное смешивание материала улучшает механические свойства соединений. За счет ультразвуковых колебаний устраняются туннельные дефекты и микропустоты, улучшается сплавление между материалами. Это приводит к более высоким механическим свойствам по сравнению с обычными FSW-соединениями.

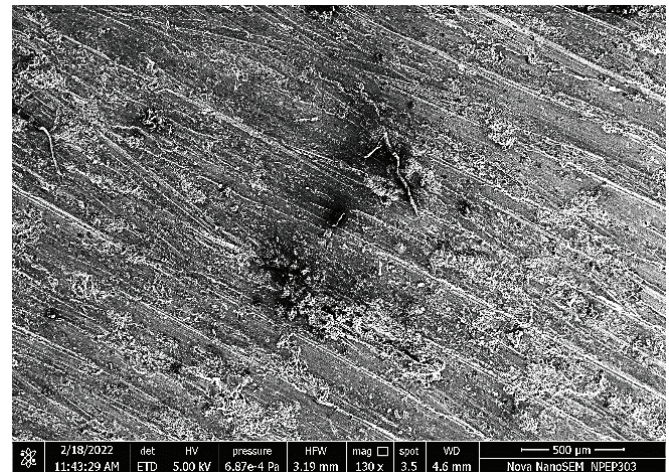


Рис. 10. Течение материала UVaFSW-соединения AA7075, подвергнутого дробеструйной обработке

Fig. 10. Material flow of shot-peened UVaFSWed AA7075 joint

В настоящем исследовании было отмечено, что UVaFSW-соединения AA7075-T651 после дробеструйной обработки демонстрируют превосходные механические свойства, благоприятную микроструктуру и поведение при разрушении пластичного типа по сравнению с обычными FSW-соединениями. Однако комбинация дробеструйной обработки и UVaFSW дала еще лучшие результаты. Необходимы дополнительные исследования для оптимизации комбинации UVaFSW и дробеструйной обработки с учетом различных промежуточных слоев, параметров процесса и геометрии рабочего инструмента.

## Заключение

Целью данного исследования была оценка характеристик соединений алюминиевого сплава AA7075-T651, сваренных трением с перемешиванием и ультразвуковым воздействием с помощью инструмента с конической резьбой с последующей дробеструйной обработкой (UVaFSW). В ходе исследования варьировались скорости вращения инструмента и скорости сварки, чтобы оценить их влияние на прочность соединений на разрыв, микротвердость, микроструктуру и поведение при разрушении. Кроме того, в ходе исследования при помощи растрового электронного микроскопа изучалось распределение зерен, течение материала в ядре сварочной точки и поверхности разрушения соединения после испытания на растяжение. По итогам исследования были сделаны следующие выводы.

– UVaFSW-соединения имеют лучшее временное сопротивление разрушению, микротвердость в ядре сварной точки и минимальную шероховатость поверхности по сравнению с традиционными FSW-соединениями. UVaFSW-соединение после дробеструйной обработки характеризуется максимальным значением временного сопротивления разрушению (373,43 МПа) и микротвердости в ядре сварной точки (161 HV) при вращении инструмента со скоростью 2000 об/мин и скорости сварки 40 мм/мин. Однако следует отметить, что при снижении скорости сварки до 28 мм/мин была получена меньшая шероховатость поверхности – 15,16 мкм.

– Микротвердость UVaFSW-соединений, прошедших дробеструйную обработку, варьируется в различных зонах сварки, ее распределение в основном соответствует форме буквы «W». Максимальное значение микротвердости наблюдается в зоне ядра сварочной точки, а минимальное – в зоне ЗТВ. Кроме того, значения микротвердости выше в UVaFSW-соединениях, подвергнутых дробеструйной обработке, по сравнению с обычными FSW-соединениями.

– Осмотр подвергнутого дробеструйной обработке UVaFSW-соединения показывает, что проплавление материала в ядре сварочной точки хорошее; наблюдается течение пастообразного материала; соединение не имеет тоннельных дефектов и пустот, наблюдается однородное распределение более мелких зерен. Обнаружено,

что по отмеченным выше характеристикам указанные соединения превосходят традиционные FSW-соединения.

– Разрушение всех испытанных образцов UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, происходит в ЗТВ из-за более низкой микротвердости, а поверхность разрушения носит вязкий характер. На поверхности разрушения UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, наблюдаются более крупные, равноосные и неглубокие ямки, что выражается в более высоком временном сопротивлении разрушению и микротвердости по сравнению с обычными FSW-соединениями.

– Механические свойства и микроструктура, наблюдаемые в зонах сварки UVaFSW-соединений, подвергнутых дробеструйной обработке, превосходят свойства обычных FSW-соединений. Это исследование предполагает возможность оптимизации обработанных дробью UVaFSW-соединений алюминиевого сплава AA7075-T651.

## Список литературы

1. *Cetkin E., Çelik Y.H., Temiz S.* Microstructure and mechanical properties of AA7075/AA5182 jointed by FSW // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – Vol. 268. – P. 107–116. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.01.005.
2. *Chinchanikar S., Gaikwad V.S.* State of the art in friction stir welding and ultrasonic vibration-assisted friction stir welding of similar/dissimilar aluminum alloys // *Journal of Computational and Applied Research in Mechanical Engineering*. – 2021. – Vol. 11. – P. 67–100. – DOI: 10.22061/JCARME.2021.7390.1983.
3. *Arora A., De A., Debroy T.* Toward optimum friction stir welding tool shoulder diameter // *Scripta Materialia*. – 2011. – Vol. 64. – P. 9–12. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.08.052.
4. *Shi L., Wu C.S., Liu X.C.* Modeling the effects of ultrasonic vibration on friction stir welding // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 222. – P. 91–102. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.002.
5. Effects of superimposed high-frequency vibration on deformation of aluminum in micro/meso-scale upsetting / *Z. Yao, G.Y. Kim, L. Faidley, Q. Zou, D. Mei, Z. Chen* // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212. – P. 640–646. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.10.017.
6. *Siddiq A., El Sayed T.* Acoustic softening in metals during ultrasonic assisted deformation via CP-FEM // *Materials Letters*. – 2011. – Vol. 65. – P. 356–359. – DOI: 10.1016/j.matlet.2010.10.031.



7. *Liu X.C., Wu C.S.* Experimental study on ultrasonic vibration enhanced friction stir welding // Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding. – Osaka, Japan, 2013. – P. 151–154. – DOI: 10.1533/978-1-78242-164-1.151.
8. Evolution of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of ultrasonic assisted welded-brazed Mg/Ti joint / C. Xu, G. Sheng, X. Cao, X. Yuan // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 32. – P. 1253–1259. – DOI: 10.1016/j.jmst.2016.08.029.
9. *Liu X., Wu C., Padhy G.K.* Characterization of plastic deformation and material flow in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding // *Scripta Materialia*. – 2015. – Vol. 102. – P. 95–98. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.02.022.
10. *Amuda M.O.H., Mridha S.* Comparative evaluation of grain refinement in AISI 430 FSS welds by elemental metal powder addition and cryogenic cooling // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 35. – P. 609–618. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.066.
11. Fatigue crack growth performance of peened friction stir welded 2195 aluminum alloy joints at elevated and cryogenic temperatures / O. Hatamleh, M. Hill, S. Forth, D. Garcia // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 519. – P. 61–69. – DOI: 10.1016/j.msea.2009.04.049.
12. *Hatamleh O., Mishra R.S., Oliveras O.* Peening effects on mechanical properties in friction stir welded AA 2195 at elevated and cryogenic temperatures // *Materials and Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 3165–3173. – DOI: 10.1016/j.matdes.2008.11.010.
13. Influence of ambient and cryogenic temperature on friction stir processing of severely deformed aluminum with SiC nanoparticles / M.S. Khorrami, M. Kazeminezhad, Y. Miyashita, N. Saito, A.H. Kokabi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 718. – P. 361–372. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.234.
14. *Singh S., Dhuria G.* Investigation of post weld cryogenic treatment on weld strength in friction stir welded dissimilar aluminum alloys AA2014-T651 and AA7075-T651 // *Materials Today Proceedings*. – 2017. – Vol. 4. – P. 8866–8873. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.07.237.
15. *Wang J., Fu R., Li Y.* Effects of deep cryogenic treatment and low-temperature aging on the mechanical properties of friction-stir-welded joints of 2024-T351 aluminum alloy // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – Vol. 609. – P. 147–153. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.04.077.
16. Grain refinement and nanostructure formation in pure copper during cryogenic friction stir processing / Y. Wang, R. Fu, L. Jing, Y. Li, D. Sang // *Materials Science and Engineering A*. – 2017. – Vol. 703. – P. 470–476. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.090.
17. Cryogenic properties of Al-Mg-Sc-Zr friction-stir welds / D. Zhemchuzhnikova, S. Malopheyev, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering A*. – 2014. – Vol. 598. – P. 387–395. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.060.
18. Effect of bead characteristics on the fatigue life of shot peened Al 7475-T7351 specimens / N. Ferreira, J.S. Jesus, J.A.M. Ferreira, C. Capela, J.M. Costa, A.C. Batista // *International Journal of Fatigue*. – 2020. – Vol. 134. – P. 105521. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105521.
19. *Liu P., Sun S., Hu J.* Effect of laser shock peening on the microstructure and corrosion resistance in the surface of weld nugget zone and heat-affected zone of FSW joints of 7050 Al alloy // *Optics & Laser Technology*. – 2019. – Vol. 112. – P. 1–7. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.10.054.
20. Improvement in fatigue performance of friction stir welded A6061-T6 aluminum alloy by laser peening without coating / Y. Sano, K. Masaki, T. Gushi, T. Sano // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 36. – P. 809–814. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.10.053.
21. *Gaikwad V.S., Chinchanikar S.* Mechanical behaviour of friction stir welded AA7075-T651 joints considering the effect of tool geometry and process parameters // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2022. – Vol. 8 (4). – P. 3730–3748. – DOI: 10.1080/2374068X.2021.1976554.
22. *Gaikwad V., Chinchanikar S., Manav O.* Investigation and multi-objective optimization of friction stir welding of AA7075-T651 plates // *Welding International*. – 2023. – Vol. 37 (2). – P. 68–78. – DOI: 10.1080/09507116.2023.2177568.
23. *Gaikwad V.S., Chinchanikar S.S.* Adaptive neuro fuzzy inference system to predict the mechanical properties of friction stir welded AA7075-T651 joints // *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*. – 2022. – Vol. 16 (3). – P. 381–393.
24. *Gaikwad V.S., Chinchanikar S.* Mechanical properties, microstructure, and fracture behavior of friction stir welded AA7075 joints with conical pin and conical threaded pin type tools // *Scientia Iranica*. – 2022. – Vol. 30. – P. 1–20. – DOI: 10.24200/sci.2022.59154.6087.
25. *Gaikwad V.S., Chinchanikar S.* Investigation on surface roughness, ultimate tensile strength, and microhardness of friction stir welded AA7075-T651 joint // *Materials Today Proceedings*. – 2021. – Vol. 46. – P. 8061–8065. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.034.
26. Improving tensile properties of Al/Mg joint by smashing intermetallic compounds via ultrasonic-assisted stationary shoulder friction stir welding /



Z. Liu, X. Meng, S. Ji, Z. Li, L. Wang // Journal of Manufacturing Processes. – 2018. – Vol. 31. – P. 552–559. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.12.022.

27. Gao S., Wu C.S., Padhy G.K. Material flow, microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA 2024-T3 enhanced by ultrasonic vibrations // Journal of Manufacturing Processes. –

2017. – Vol. 30. – P. 385–395. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.10.008.

28. Dissimilar friction stir welding of 6061 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy assisted with ultrasonic / S. Ji, X. Meng, Z. Liu, R. Huang, Z. Li // Materials Letters. – 2017. – Vol. 201. – P. 173–176. – DOI: 10.1016/j.matlet.2017.05.011.

## Конфликт интересов

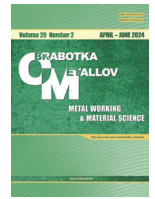
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Investigations on ultrasonic vibration-assisted friction stir welded AA7075 joints: Mechanical properties and fracture analysis

Vaibhav Gaikwad<sup>a,\*</sup>, Satish Chinchani<sup>b</sup>

Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Pune – 411048, Maharashtra, India

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3818-1893>, [vaibhav.219p0007@viit.ac.in](mailto:vaibhav.219p0007@viit.ac.in); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>, [satish.chinchani@viit.ac.in](mailto:satish.chinchani@viit.ac.in)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 06 January 2024

Revised: 09 February 2024

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Friction stir welding

Shot peening

Fracture analysis

Ultrasonic vibrations

AA7075

### ABSTRACT

**Introduction.** Joint efficiency and strength, particularly in aluminum alloys, are crucial in aerospace, defense, and industrial applications. Post-welding treatments like shot peening and laser shock peening significantly improve joint efficiency and strength, enhancing fatigue life, grain structure, and tensile strength. **The purpose of the work.** The literature reviewed shows that the ultrasonic vibration-assisted friction stir welding (*UVaFSW*) and post-weld treatment improved the mechanical properties and material flow. However, limited studies have been observed on the *UVaFSW* joints of *AA7075-T651*, considering the consequence of welding speed, tool rotation, and post-weld shot peening treatment. **The methods of investigation.** The study investigates the ultrasonic vibration-assisted friction stir welded (*UVaFSWed*) *AA7075-T651* joint's tensile strength, microhardness, microstructure, and fracture behavior, considering the impact of tool rotation, welding speed, and post-weld shot peening treatment. **Results and Discussion.** The post-weld treated shot-peened *UVaFSWed* joints demonstrated the maximum tensile strength of 373.43 MPa, the microhardness of 161 HV, and the lowest surface roughness of 15.16  $\mu\text{m}$  at 40 mm/min welding speed when compared to the friction stir-welded (*FSWed*) joints. These results indicate that shot peening improved the mechanical properties and surface quality of the *UVaFSWed* joints. The high tensile strength and low surface roughness make these joints suitable for applications requiring strength and aesthetics. The fracture for the shot peened *UVaFSWed* joints mainly occurred in the heat-affected zone (*HAZ*) during the tensile test. It could be attributed to the higher temperature experienced during welding, which resulted in grain growth and decreased material strength in the *HAZ*. The shot-peened *UVaFSWed* joint has a more uniform grain distribution than the *FSWed* one, which contributed to the joint's higher tensile strength. The fractured surface of the shot peened *UVaFSWed* joints showed larger, equiaxed, and shallow dimples, resulting in higher ultimate tensile strength (*UTS*) and microhardness compared to the conventional *FSWed* joints. The mechanical properties and microstructure observed in the welding zones of shot peened *UVaFSWed* joints are superior to those of conventional *FSW* joints. However, further investigation is required to determine the specific factors contributing to this localized failure at *HAZ*, considering the effects of shot peening parameters. This study also suggests the potential for optimizing shot peened *UVaFSWed* joints of *AA7075-T651*.

**For citation:** Gaikwad V., Chinchani S. Investigations on ultrasonic vibration-assisted friction stir welded AA7075 joints: Mechanical properties and fracture analysis. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 6–22. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-6-22. (In Russian).

### References

1. Cetkin E., Çelik Y.H., Temiz S. Microstructure and mechanical properties of AA7075/AA5182 jointed by FSW. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 268, pp. 107–116. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.01.005.
2. Chinchani S., Gaikwad V.S. State of the art in friction stir welding and ultrasonic vibration-assisted friction stir welding of similar/dissimilar aluminum alloys. *Journal of Computational and Applied Research in Mechanical Engineering*, 2021, vol. 11, pp. 67–100. DOI: 10.22061/JCARME.2021.7390.1983.
3. Arora A., De A., Debroy T. Toward optimum friction stir welding tool shoulder diameter. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 64, pp. 9–12. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.08.052.

#### \* Corresponding author

Gaikwad Vaibhav, Ph.D. (Engineering)

Vishwakarma Institute of Information Technology,

Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk),

Pune – 411048, Maharashtra, India

Tel.: 91-20269502401, e-mail: [vaibhav.219p0007@viit.ac.in](mailto:vaibhav.219p0007@viit.ac.in)



4. Shi L., Wu C.S., Liu X.C. Modeling the effects of ultrasonic vibration on friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 222, pp. 91–102. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.002.
5. Yao Z., Kim G.Y., Faidley L., Zou Q., Mei D., Chen Z. Effects of superimposed high-frequency vibration on deformation of aluminum in micro/meso-scale upsetting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, pp. 640–646. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2011.10.017.
6. Siddiq A., El Sayed T. Acoustic softening in metals during ultrasonic assisted deformation via CP-FEM. *Materials Letters*, 2011, vol. 65, pp. 356–359. DOI: 10.1016/j.matlet.2010.10.031.
7. Liu X.C., Wu C.S. Experimental study on ultrasonic vibration enhanced friction stir welding. *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding*, Osaka, Japan, 2013, pp. 151–154. DOI: 10.1533/978-1-78242-164-1.151.
8. Xu C., Sheng G., Cao X., Yuan X. Evolution of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of ultrasonic assisted welded-brazed Mg/Ti joint. *Journal of Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32, pp. 1253–1259. DOI: 10.1016/j.jmst.2016.08.029.
9. Liu X., Wu C., Padhy G.K. Characterization of plastic deformation and material flow in ultrasonic vibration enhanced friction stir welding. *Scripta Materialia*, 2015, vol. 102, pp. 95–98. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2015.02.022.
10. Amuda M.O.H., Mridha S. Comparative evaluation of grain refinement in AISI 430 FSS welds by elemental metal powder addition and cryogenic cooling. *Materials and Design*, 2012, vol. 35, pp. 609–618. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.09.066.
11. Hatamleh O., Hill M., Forth S., Garcia D. Fatigue crack growth performance of peened friction stir welded 2195 aluminum alloy joints at elevated and cryogenic temperatures. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 519, pp. 61–69. DOI: 10.1016/j.msea.2009.04.049.
12. Hatamleh O., Mishra R.S., Oliveras O. Peening effects on mechanical properties in friction stir welded AA2195 at elevated and cryogenic temperatures. *Materials and Design*, 2009, vol. 30, pp. 3165–3173. DOI: 10.1016/j.matdes.2008.11.010.
13. Khorrami M.S., Kazeminezhad M., Miyashita Y., Saito N., Kokabi A.H. Influence of ambient and cryogenic temperature on friction stir processing of severely deformed aluminum with SiC nanoparticles. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 718, pp. 361–372. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.234.
14. Singh S., Dhuria G. Investigation of post weld cryogenic treatment on weld strength in friction stir welded dissimilar aluminum alloys AA2014-T651 and AA7075-T651. *Materials Today Proceedings*, 2017, vol. 4, pp. 8866–8873. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.07.237.
15. Wang J., Fu R., Li Y. Effects of deep cryogenic treatment and low-temperature aging on the mechanical properties of friction-stir-welded joints of 2024-T351 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 609, pp. 147–153. DOI: 10.1016/j.msea.2014.04.077.
16. Wang Y., Fu R., Jing L., Li Y., Sang D. Grain refinement and nanostructure formation in pure copper during cryogenic friction stir processing. *Materials Science and Engineering A*, 2017, vol. 703, pp. 470–476. DOI: 10.1016/j.msea.2017.07.090.
17. Zhemchuzhnikova D., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. Cryogenic properties of Al-Mg-Sc-Zr friction-stir welds. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 598, pp. 387–395. DOI: 10.1016/j.msea.2014.01.060.
18. Ferreira N., Jesus J.S., Ferreira J.A.M., Capela C., Costa J.M., Batista A.C. Effect of bead characteristics on the fatigue life of shot peened Al 7475-T7351 specimens. *International Journal of Fatigue*, 2020, vol. 134, p. 105521. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105521.
19. Liu P., Sun S., Hu J. Effect of laser shock peening on the microstructure and corrosion resistance in the surface of weld nugget zone and heat-affected zone of FSW joints of 7050 Al alloy. *Optics & Laser Technology*, 2019, vol. 112, pp. 1–7. DOI: 10.1016/j.optlastec.2018.10.054.
20. Sano Y., Masaki K., Gushi T., Sano T. Improvement in fatigue performance of friction stir welded A6061-T6 aluminum alloy by laser peening without coating. *Materials and Design*, 2012, vol. 36, pp. 809–814. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.10.053.
21. Gaikwad V.S., Chinchankar S. Mechanical behaviour of friction stir welded AA7075-T651 joints considering the effect of tool geometry and process parameters. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, vol. 8 (4), pp. 3730–3748. DOI: 10.1080/2374068X.2021.1976554.
22. Gaikwad V., Chinchankar S., Manav O. Investigation and multi-objective optimization of friction stir welding of AA7075-T651 plates. *Welding International*, 2023, vol. 37 (2), pp. 68–78. DOI: 10.1080/09507116.2023.2177568.

23. Gaikwad V.S., Chinchani S.S. Adaptive neuro fuzzy inference system to predict the mechanical properties of friction stir welded AA7075-T651 joints. *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*, 2022, vol. 16 (3), pp. 381–393.

24. Gaikwad V.S., Chinchani S. Mechanical properties, microstructure, and fracture behavior of friction stir welded AA7075 joints with conical pin and conical threaded pin type tools. *Scientia Iranica*, 2022, vol. 30, pp. 1–20. DOI: 10.24200/sci.2022.59154.6087.

25. Gaikwad V.S., Chinchani S. Investigation on surface roughness, ultimate tensile strength, and microhardness of friction stir welded AA7075-T651 joint. *Materials Today Proceedings*, 2021, vol. 46, pp. 8061–8065. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.034.

26. Liu Z., Meng X., Ji S., Li Z., Wang L. Improving tensile properties of Al/Mg joint by smashing intermetallic compounds via ultrasonic-assisted stationary shoulder friction stir welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, vol. 31, pp. 552–559. DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.12.022.

27. Gao S., Wu C.S., Padhy G.K. Material flow, microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA 2024-T3 enhanced by ultrasonic vibrations. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 30, pp. 385–395. DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.10.008.

28. Ji S., Meng X., Liu Z., Huang R., Li Z. Dissimilar friction stir welding of 6061 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy assisted with ultrasonic. *Materials Letters*, 2017, vol. 201, pp. 173–176. DOI: 10.1016/j.matlet.2017.05.011.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)







### Получение покрытий с высокой инфракрасной излучательной способностью





Вячеслав Сирота<sup>1, a, \*</sup>, Сергей Зайцев<sup>1, b</sup>, Михаил Лимаренко<sup>1, c</sup>, Дмитрий Прохоренков<sup>1, d</sup>,  
 Михаил Лебедев<sup>1, e</sup>, Антон Чуриков<sup>1, f</sup>, Алексей Даньшин<sup>2, g</sup>



<sup>1</sup> Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова, ул. Костюкова, 46, г. Белгород, 308012, Россия

<sup>2</sup> ОАО «Шебекинский машиностроительный завод», ул. Октябрьская, 11, г. Шебекино, 309290, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-4634-7109>,  [zmas36@mail.ru](mailto:zmas36@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0122-1908>,  [sergey-za@mail.ru](mailto:sergey-za@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6699-6910>,  [mclam@mail.ru](mailto:mclam@mail.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6455-8172>,  [bstu-cvt-sem@yandex.ru](mailto:bstu-cvt-sem@yandex.ru);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3194-9238>,  [michael1987@yandex.ru](mailto:michael1987@yandex.ru); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1829-2676>,  [churikov.toni@mail.ru](mailto:churikov.toni@mail.ru);

<sup>g</sup>  <https://orcid.org/0009-0009-6998-8241>,  [aldans@mail.ru](mailto:aldans@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 629.7.023.224

#### История статьи:

Поступила: 13 декабря 2023

Рецензирование: 26 февраля 2024

Принята к печати: 20 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Детонационное напыление  
 Покрытие с высоким коэффициентом излучения

#### Финансирование

Исследования выполнены в рамках Комплексного проекта № 30/22 от 12.10.22 г. в рамках Соглашения № 075–11–2023–017 от 13.02.2023 г. «Создание высокотехнологичного производства композиционных режущих элементов машин и теплового оборудования для переработки продукции сельскохозяйственной отрасли».

#### Благодарности

Исследования выполнены на оборудовании Центра высоких технологий БГТУ им В. Г. Шухова.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Одним из перспективных современных способов формирования покрытий является детонационное газодинамическое напыление. Покрытия, получаемые этим способом, имеют высокую адгезию к подложке, плотную структуру и заданные функциональные свойства. Разработка технологии получения функциональных покрытий с высоким коэффициентом излучения в инфракрасном диапазоне является насущной необходимостью развития высокотемпературных промышленных процессов и технологий. В высокотемпературных промышленных процессах тратится большое количество энергии, поэтому повышение энергоэффективности промышленного оборудования рассматривается как один из способов преодоления постоянно растущего энергетического кризиса. С этой целью для промышленных печей были разработаны покрытия с высокой инфракрасной излучательной способностью. Такие покрытия обычно наносятся на стенки печи, что значительно повышает энергоэффективность за счет увеличения передачи тепла от теплоотдающих поверхностей печи. **Целью работы** является получение покрытий с высокими показателями излучения в инфракрасном диапазоне для дальнейшей рекомендации по их использованию в хлебопекарных печах производства Шебекинского машиностроительного завода. **Методы исследования** образцов покрытий, полученных детонационным газотермическим методом: растровая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ, энергодисперсионный анализ, инфракрасная спектроскопия. **Результаты и обсуждение.** В работе были исследованы микроструктура, фазовый состав, излучательная способность и стойкость к термодеструкции покрытий  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Ti} + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ , полученных методом детонационного газодинамического напыления порошков. Результаты исследования показали, что полученные покрытия имеют плотную структуру, повышенный коэффициент излучения и устойчивость к циклам температурной обработки, в результате воздействия которых структура кристаллической решетки покрытий не изменяется.

**Для цитирования:** Получение покрытий с высокой инфракрасной излучательной способностью / В.В. Сирота, С.В. Зайцев, М.В. Лимаренко, Д.С. Прохоренков, М.С. Лебедев, А.С. Чуриков, А.Л. Даньшин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 23–37. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-23-37.

#### \*Адрес для переписки

Сирота Вячеслав Викторович, к. ф.-м. н., директор  
 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](mailto:zmas36@mail.ru)

### Введение

Керамические композиционные материалы в течение последнего десятилетия активно используют для защиты от истирания и температурной коррозии. Появилось также немало исследований [1–6], посвященных изучению



излучательной способности керамических композиционных материалов с целью их использования в качестве покрытий на теплоотдающих поверхностях производственных печей для повышения энергоэффективности.

Процесс термической обработки является одним из наиболее часто встречающихся технологических операций во всех отраслях промышленности. Передача тепловой энергии в печи происходит за счет конвекционного и радиационного механизмов, однако радиационный теплообмен становится доминирующим с повышением температуры [7]. Основным критерием, который характеризует эффективность радиационного теплообмена, является излучательная способность теплоотдающих поверхностей в производственных нагревательных печах. Такими поверхностями являются внутренние стенки, газоходы и змеевики в зависимости от конструкции и типа печи.

Повышение энергоэффективности промышленных нагревательных печей в настоящее время рассматривается как один из перспективных способов преодоления постоянно растущего энергетического кризиса, потому что именно в нагревательных процессах тратится большое количество энергии [8]. С этой целью были разработаны и исследованы керамические композиционные покрытия с высоким коэффициентом излучения и термической стабильностью в процессе эксплуатации, состоящие из порошковых композиций  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Ti} + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ . Влияние наличия в покрытии оксида железа и оксида алюминия на повышение излучательной способности было показано другими исследователями [9–11]. Ранее разработанные покрытия наносили разными способами на теплоотдающие стенки печи, что значительно повышало энергоэффективность передачи тепловой энергии [9–12]. Коэффициентом излучения материала считают способность его поверхности излучать энергию посредством радиационного теплообмена. Численно эту характеристику можно выразить отношением энергии, излучаемой конкретным материалом, к излучаемой энергии абсолютно черного тела при той же температуре, где абсолютно черное тело будет иметь значение коэффициента, равное единице, а для сравниваемого материала это значение будет находиться в диапазоне 0...1 [13].

В настоящее время исследовано множество методов нанесения покрытия с высоким коэффициентом излучения на поверхность металла, например следующие: метод золь-гель, глазурирование, магнетронное распыление, электронно-лучевое осаждение из паровой фазы, плазменное напыление и др. [14–19]. В представленной работе исследована возможность формирования покрытий с высоким коэффициентом излучения на теплоотдающие поверхности производственных хлебопекарных печей с использованием детонационного газодинамического напыления. Этот метод позволяет наносить покрытия с малой пористостью (1 %) и высокой адгезией к основе [20], что обеспечит стойкость покрытия к термоциклированию. Процесс нанесения покрытия осуществляется нагревом и ускорением порошков продуктами детонационного сгорания горючей газовой смеси пропана, кислорода и воздуха с частотой 20 Гц и выше. Скорость напыляемых частиц при помощи данного метода достигает 1200 м/с, а коэффициент использования материала для порошков оксидной керамики – не менее 67 % [21, 22].

*Целью работы* являлось получение покрытий с высокими показателями излучения в инфракрасном диапазоне для дальнейшей рекомендации по их использованию в хлебопекарных печах производства Шебекинского машиностроительного завода. Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи.

1. Определены составы и подготовлены порошковые композиции  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Ti} + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ .
2. Определены технологические параметры нанесения порошковых композиций детонационным газодинамическим методом.
3. Исследованы структура и фазовый состав полученных покрытий.
4. Определена излучательная способность полученных покрытий.
5. Исследована термостабильность полученных покрытий.

### Методика исследований

В качестве сырьевых компонентов для создания покрытий были приобретены порошки  $\text{Ti}$  (ПТС-1, чистота 99 %),  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (ЧДА, чистота 98,51 %),  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (ОСЧ 2–4, чистота 99,7 %).

Характеристики приобретенных порошков приведены в табл. 1.

Смешивание порошковых композиций из  $Al_2O_3$ , ПТС-1 и  $Fe_2O_3$  проводили механически в планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 6 при массовом соотношении шаров и смеси 2:1 со скоростью 200 об/мин в течение 5 мин.

Нанесение покрытий осуществляли методом детонационного газодинамического напыления с использованием роботизированного комплекса (рис. 1) детонационного напыления покрытий,

состоящего из многокамерного кумулятивно-детонационного устройства (МКДУ), газового поста, портального робота-манипулятора и специального порошкового питателя, который обеспечивает дозирование и периодическую подачу порошка в МКДУ. Ввод порошка в камеру сгорания МКДУ в процессе детонации горючей газовой смеси обеспечивает его нагрев и ускорение. Нагретые порошки с высокой скоростью ударяются о поверхность подложки, создавая плотное композиционное покрытие [23–25].

Таблица 1

Table 1

**Порошки, используемые для получения покрытий**  
**Powders used for coatings**

Наименование, марка	Производитель	Способ получения	Гранулометрический состав, мкм		
			$d(10)$	$d(50)$	$d(90)$
Порошок Ti, ПТС-1	ОАО «ПОЛЕМА» Тула, Россия	Метод амальгамной металлургии	9,54	24,69	50,76
Порошок $Al_2O_3$	Донецкий завод химреактивов	Прокаливание исходного материала в галогенсодержащей атмосфере	2,28	19,96	46,36
Порошок $Fe_2O_3$	Донецкий завод химреактивов	Использование продуктов термического разложения железа	0,23	5,54	27,9

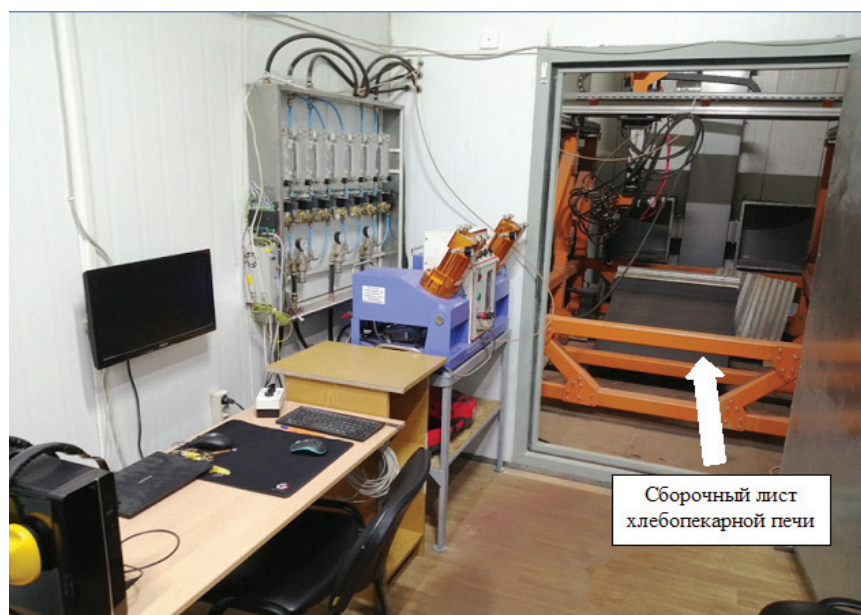


Рис. 1. Роботизированный комплекс детонационного нанесения покрытий

Fig. 1. Robotic complex for detonation coating

В правой части рис. 1 изображен сборочный лист хлебопекарной печи с покрытием. После нанесения покрытия на все теплоотдающие поверхности составных частей печи производится сборка пекарной камеры.

Хлебопекарные камеры в хлебопекарных печах производства Шебекинского машиностроительного завода изготавливаются из стали марки Ст3. Готовая хлебопекарная печь Шебекинского машиностроительного завода изображена на рис. 2.

Для изучения микроструктуры, фазового состава, стойкости к термоциклированию и излучательной способности была изготовлена серия экспериментальных образцов покрытий на под-

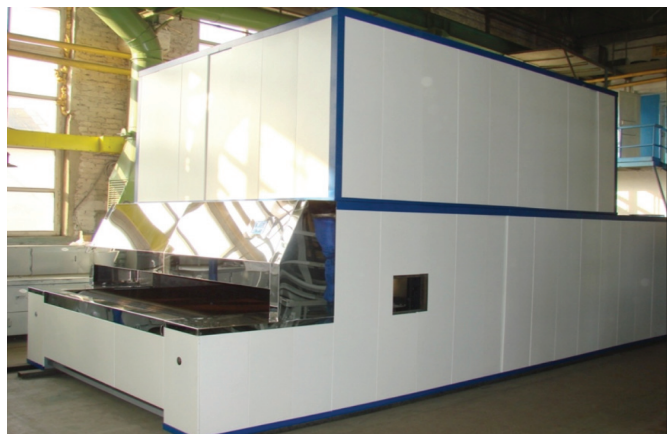


Рис. 2. Внешний вид хлебопекарной печи АО «ШМЗ»

Fig. 2. Appearance of a baking oven of AO «ShMZ»

ложке из стали марки Ст3 размерами 40×40 мм по три образца на каждый материал покрытия.

Перед нанесением покрытия поверхность экспериментальных образцов очищали от масляных загрязнений гексаном и подвергали пескоструйной обработке. Пескоструйную обработку проводили при давлении 0,3 МПа сухим кварцевым песком с размером зерна 1–3 мм до класса чистоты 3 по ГОСТ 9.402–82. После этого с поверхности металлической пластины удаляли остаточные загрязнения сжатым воздухом не хуже первого класса загрязненности по ГОСТ 17433.

Режимы нанесения покрытий на поверхность экспериментальных образцов приведены в табл. 2.

Покрытие наносили перемещением ствола в режиме вертикальной развертки с поперечным смещением 5 мм в один проход. Внутренний диаметр ствола 16 мм, длина ствола 500 мм, частота детонации 20 Гц. Перемещение ствола в режиме вертикальной развертки для композиционных покрытий  $Fe_2O_3$ ,  $Al_2O_3 + 10\% Fe_2O_3$  и  $Ti + 10\% Fe_2O_3$  осуществляли со скоростью 2000, 1000 и 1500 мм/мин соответственно.

Для определения микроструктуры и фазового состава полученные экспериментальные образцы распиливали на четыре части размерами 20×20 мм при помощи прецизионного отрезного станка IsoMet 5000.

Микроструктуру, элементный состав и морфологию полученных покрытий исследовали методами растровой электронной микроскопии

Таблица 2

Table 2

**Параметры нанесения покрытий**  
**Coating parameters**

Наименование порошка	Расход компонентов топливной смеси (м <sup>3</sup> /ч)			Расход порошка (г/ч)	Дистанция напыления (мм)
	воздух	кислород	пропан (30 %) + бутан (70 %)		
$Fe_2O_3$	1,41*/1,08**	2,87*/3,26**	0,54*/0,65**	11	40
$Al_2O_3$ + 10 % $Fe_2O_3$	1,41*/1,08**	2,87*/3,26**	0,54*/0,65**	52	70
Ti + 10 % $Fe_2O_3$	1,3*/1,54**	2,44*/3,04**	0,56*/0,67**	78	65

\* – цилиндрическая камера сгорания, \*\* – кольцевая камера сгорания



на сканирующем электронном микроскопе Mira 3 LMU (Tescan, Чехия). Для получения изображений поверхности композиционных покрытий и участков для исследования элементного состава применяли детектор отраженных электронов в режиме высокого разрешения при ускоряющем напряжении 15 кВ. Исследование элементного состава образцов проводили методом энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) в системе микроанализа AZtec 3.1 с помощью детектора X-Max 50 (Oxford Instruments NanoAnalysis, Хай-Уиком, Англия). Накопления спектров ЭДС и карт распределения элементного состава осуществляли при ускоряющем напряжении 15 кВ, рабочее расстояние 15 мм. Ток пучка устанавливали таким образом, чтобы уровень сигнала составлял примерно 4000–5000 импульсов в секунду.

Анализ фазового состава экспериментальных образцов с покрытием был проведен методом рентгеновской дифракции с пошаговым сканированием углов  $2\theta$  от 10 до 90° с шагом 0,05° на дифрактометре ARL X'TRA (Thermo Fisher Scientific, Швейцария) с  $\text{CuK}\alpha$ -излучением ( $\lambda = 0,1541744$  нм). Фазовый состав определяли по стандартной методике в программе PDXL с помощью базы порошковых рентгенографических стандартов PDF-2 (JCPDS ICDD) (2008).

Спектры инфракрасного излучения измеряли на ИК-Фурье спектрометре IRS 55/S (Bruker, Германия) с использованием монохроматора регистрации, управляемого персональным компьютером (ПК). Для расширения спектрального диапазона применяли дифракционные решетки 300 и 150 штр/мм. Рабочий спектральный диапазон решеток составлял соответственно 1,4...4,0 и 2,8...8,0 мкм. Измерения проводили при спектральной ширине щелей 0,02 мкм. Шаг сканирования был выбран 10 нм. В связи с высокой поглощающей способностью кварцевых линз, предназначенных для фокусировки излучения на входную щель монохроматора в диапазоне от 2,5 мкм, последние были изъяты и заменены на зеркала. Расстояние от нагретого образца (пластинки с покрытием) до щели монохроматора составляло 60 см. Сфокусированное излучение от образцов подавали на входную щель монохроматора с помощью алюминиевого зеркала с фокусным расстоянием  $f = 150$  мм. За выходной щелью монохроматора использовали зеркаль-

ные адаптеры (эллиптические алюминиевые отражатели), применение которых позволило с минимальными потерями собрать выходное излучение из монохроматора на приемную площадку фотоприемника.

В диапазоне 1,0...4,0 мкм для отрезания излучения высших порядков использовали автоматизированную турель с интерференционными ИК-светофильтрами, переключаемыми на длинах волн 1,0, 1,6 и 2,0 мкм. В диапазоне 4,0...8,0 мкм для аналогичной цели использовали дополнительные ИК-светофильтры, переключаемые вручную. В расширенном диапазоне 1,0...10,0 мкм в качестве фотоприемника (детектора) использовали модуль фирмы Oriel Instruments (США), чувствительность которого не зависела от длины волны излучения.

При предварительной настройке (отладке) регистрирующей системы (поиске и оптимизации сигнала) в ближнем ИК-диапазоне (1,0...2,0 мкм) применяли более высокочувствительные детекторы: InGaAs-фотодиоды IGA-050-TE2-H (900...1700 нм), IGA2.2-030-TE2-H (900...2800 нм) и PbS-фоторезисторы PbS-050-TE2-H (900...3300 нм) фирмы Electro-Optical Systems Inc (США – Канада); InGaAsP фотодиоды PD24-20TEC1-PR (1000...2300 нм), PD25-20TEC1-PR (1000...2500 нм), PD36-05PR (1200...3800 нм) фирмы IBSG Company, Ltd (г. Санкт-Петербург, Россия). Фотодиоды и фоторезисторы охлаждали до оптимальных температур. Для повышения соотношения сигнал/шум осуществляли регистрацию с использованием модуляции излучения на входе монохроматора. Частота модуляции составляла 500 Гц. Предварительно усиленный сигнал с детекторов подавали на основной одноканальный усилитель с синхродетектором Lock-in nanovoltmeter type 232B (Польша, США).

Для проведения спектральных измерений образцов в диапазоне температур от 100 до 500 °С была разработана методика и изготовлен термоблок (мини-печка) с нагревом образцов и поддержанием их температуры (относительно требуемой) с погрешностью  $\pm 5$  °С. Термоблок состоял из нагревателя, теплопроводящей втулки из меди (диаметр  $d = 40$  мм, толщина  $h = 8$  мм) и термостойкого кожуха. Образец размером 20×20 мм с помощью винтов прижимался к медной втулке. Контроль температуры

осуществляли с помощью откалиброванной термопары константан-медь, вставляемой в отверстие медной втулки. Поддержание требуемой температуры образца производили методом подбора тока нагревателя.

Погрешность при измерениях спектров в подавляющем большинстве случаев не превышала  $\pm 5\%$ . В отдельных случаях, когда полезный сигнал превышал фоновый (шумовой) лишь в 5–10 раз, погрешность могла достигать  $\pm 10\%$ .

Термоциклирование образцов с покрытием проводили в муфельной печи. Для каждого испытания три образца помещали на лоток. Лоток можно перемещать в камеру печи и из нее. Система воздушного охлаждения была закреплена снаружи камеры для охлаждения образцов. Температуру печи устанавливали на  $550\text{ }^\circ\text{C}$ , так как это максимальная рабочая температура самых горячих участков теплоотдающих поверхностей хлебопекарной печи. Образцы выдерживали в муфельной печи в течение 30 мин. Затем движущийся лоток с образцами удаляли из печи и к образцам применяли воздушное охлаждение в течение 10 мин. Один термический цикл состоял из 30-минутного нагрева и

10-минутного охлаждения на воздухе. Образцы прошли 300 циклов для оценки воздействия на покрытие.

### Результаты и их обсуждение

Исходные порошки представлены широким спектром частиц различных форм, среди которых можно выделить осколочные, губчатые, капельные, а также частицы сложной формы. Результаты исследования морфологии и размера частиц исходных порошков приведены на рис. 3.

Результаты исследования фазового состава исходных порошков приведены в табл. 3.

Результаты исследования гранулометрического состава исходных порошков приведены в табл. 4.

На рис. 4 приведены РЭМ-изображения поперечного шлифа экспериментальных образцов покрытий.

Покрытие из порошка  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  толщиной 5 мкм было сформировано на стали Ст3 (рис. 4, а). Зона контакта между покрытием и подложкой не имеет дефектов или микротрещин, что говорит о высокой прочности соединения.

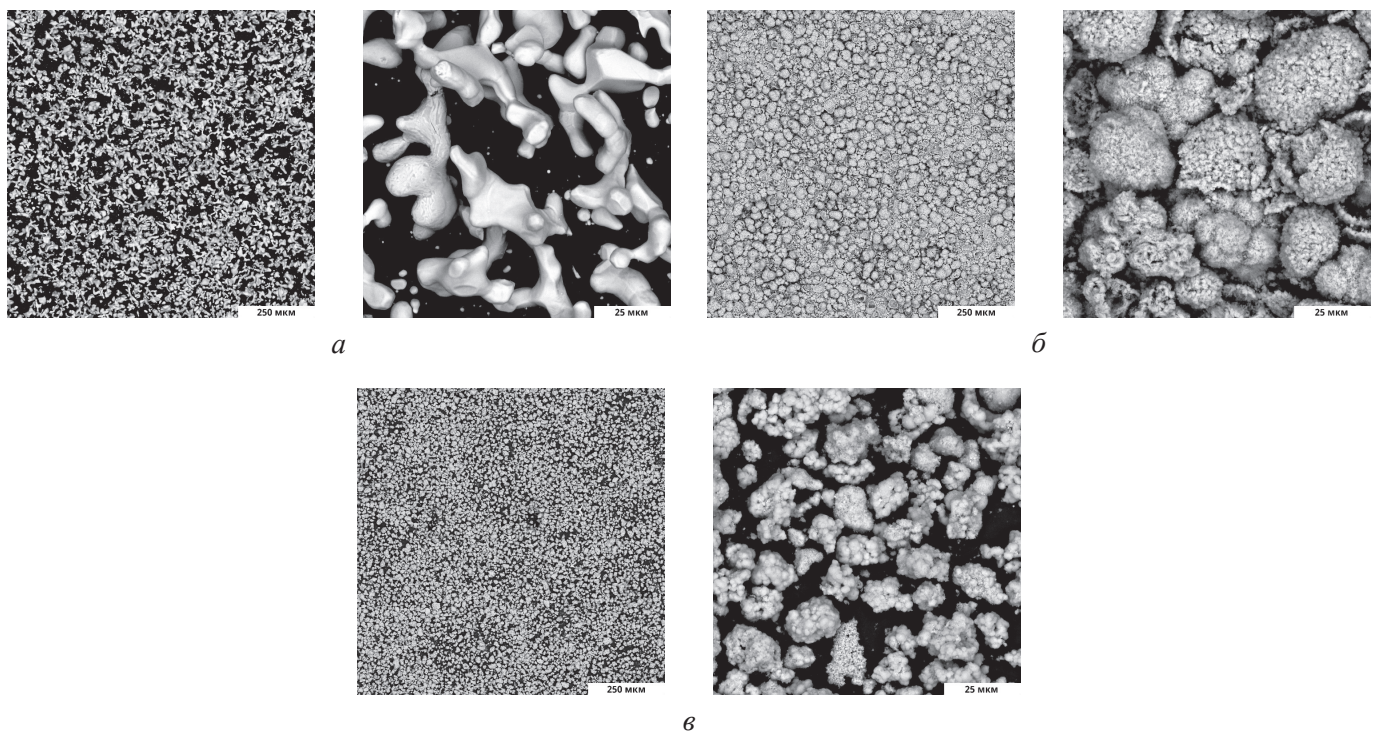


Рис. 3. Морфология и размер частиц исходных порошков: ПТС-1 (а),  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (б),  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (в)

Fig. 3. Morphology and particle size of the initial powders: PTS-1 (a),  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (b),  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (c)

Таблица 3

Table 3

**Фазовый состав исходных порошков**  
**Phase composition of the initial powders**

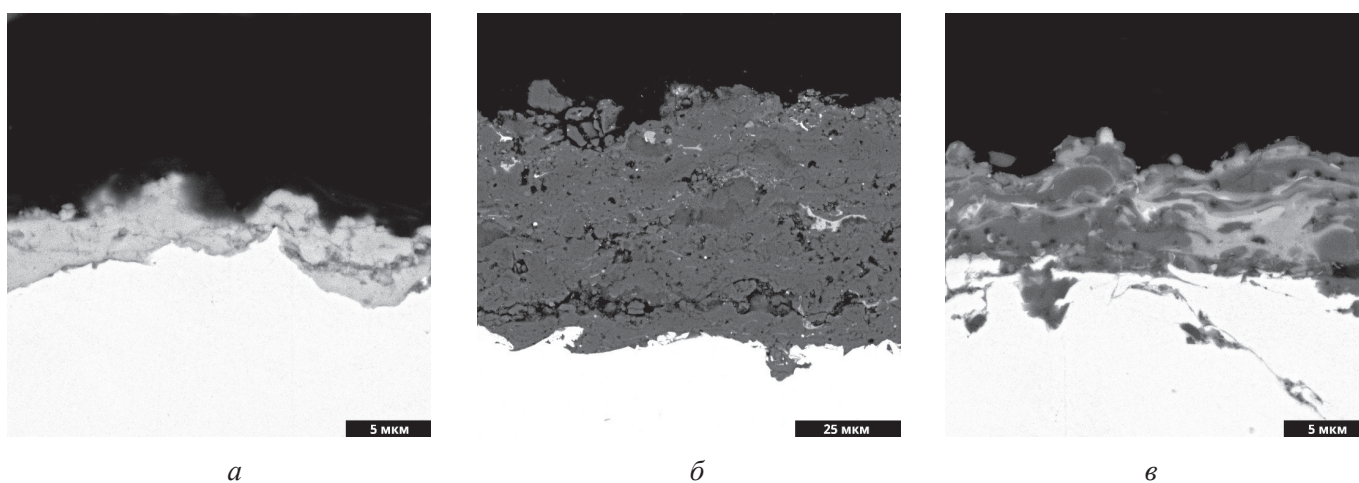
Наименование, марка	Фаза	Пространственная группа
Порошок ПТС-1	Ti	194:P63/mmc
Порошок ЧДА Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	227:Fd3m
Порошок ОСЧ 2–4 Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	α-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	167:R-3c

Таблица 4

Table 4

**Гранулометрический состав исходных порошков**  
**Granulometric composition of the initial powders**

Наименование, марка	Гранулометрический состав, мкм		
	<i>d</i> (10)	<i>d</i> (50)	<i>d</i> (90)
Порошок Ti, ПТС-1	9,54	24,69	50,76
Порошок Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2,28	19,96	46,36
Порошок Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,23	5,54	27,9



*Рис. 4.* Микроструктура и морфология поверхности поперечного шлифа экспериментальных образцов покрытий:

Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (а), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б), Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (в)

*Fig. 4.* Microstructure and morphology of the cross-section surface of experimental coating samples:

Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (a), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (b), Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (c)

Покрытие, нанесенное из композиции порошков Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис. 4, б), – сплошное, без отколов, пузырей и сквозных трещин. Толщина полученного покрытия составляет 50 мкм.

При изучении структуры покрытия, сформированного из композиции порошков Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

(рис. 4, в), было обнаружено, что оно имеет развитую lamellarную структуру с большим количеством межфазных границ. Покрытие плотное, отсутствуют трещины и поры, толщина покрытия 5 мкм.

Результаты энергодисперсионной спектроскопии приведены в табл. 5.



Таблица 5

Table 5

**Результаты энергодисперсионной спектроскопии**  
**Results of energy-dispersive spectroscopy**

Покрытие	Элемент, вес. %			
	O	Al	Ti	Fe
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	30,1	–	–	69,9
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 10 % Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	45,7	49,2	–	5,1
Ti + 10 % Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	39,6	–	54,1	6,3

Результаты энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) подтвердили ожидаемый элементный состав образцов-свидетелей. Их состав соответствует составу исходных порошков.

Результаты исследования фазового состава покрытий приведены в табл. 6.

При нанесении покрытия из композиции порошков Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> формируется структура, состоящая из фаз твердого раствора α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.

Покрытие, полученное из композиции порошков Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, состоит из фаз TiO<sub>2</sub> и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Переход фазы Ti в фазу TiO<sub>2</sub> обусловлен окислением титана, которое происходит в процессе формирования покрытия.

На рис. 5 приведены результаты измерения излучательной способности экспериментальных образцов покрытий при 450 °С. Провалы в области 4,25 мкм обусловлены поглощением углекислого газа, а в областях 1,82, 3,3, 5,9 и 6,5 мкм – парами воды.

Среди полученных экспериментальных образцов покрытие Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при 450 °С продемонстрировало самую высокую излучательную способность в инфракрасном диапазоне: ε<sub>3–7 мкм</sub> = 0,7 и ε<sub>4–5 мкм</sub> = 0,8. Композиционные покрытия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при 450 °С имеют ε<sub>3–7 мкм</sub>, равную 0,59 и 0,57 соответственно, а ε<sub>4–5 мкм</sub> составляет 0,67 и 0,66. Покрытие Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> показывает основной пик ИК-излучения в области 3–4 мкм, что более перспективно для применения в хлебопекарной промышленности, поскольку излучение этого спектрального диапазона наиболее глубоко проникает в тесто, ускоряя процесс приготовления.

По итогам проведенного анализа результатов термоциклирования экспериментальных образцов было выявлено, что внешний вид покрытий не изменился. Внешний вид образцов покрытий после термоциклирования представлен на рис. 6.

Таблица 6

Table 6

**Фазовый состав покрытий**  
**Phase of composite coatings**

Покрытие	Фаза	Пространственная группа	Состав, %
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	74:Imma	100
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 10 % Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	167:R-3c	54
	γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	227:Fd3m	39
	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	227:Fd-3m	7
Ti + 10 % Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>	136:P42/mnm	91
	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	227:Fd-3m	9

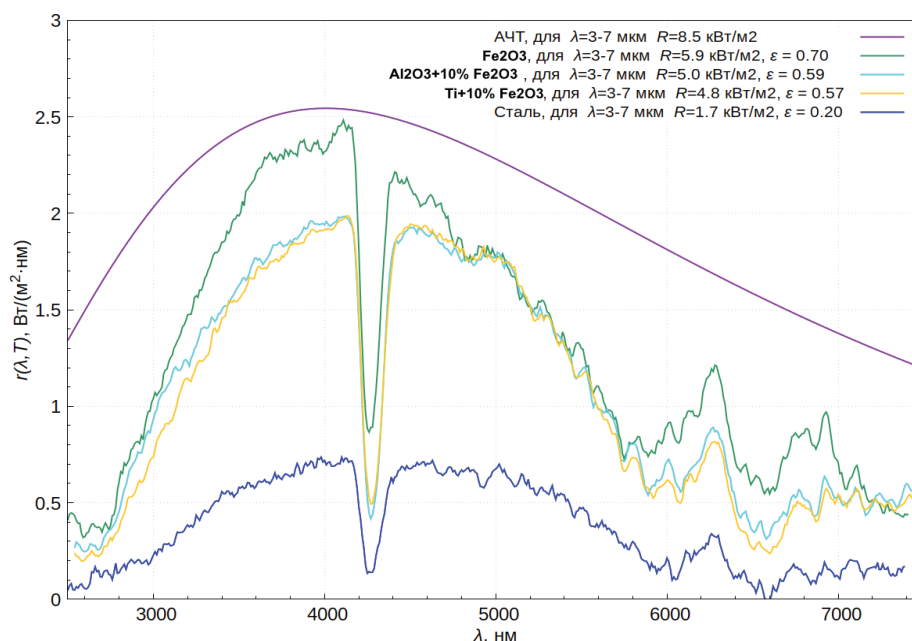


Рис. 5. Спектральная излучательная способность экспериментальных образцов покрытий при 450 °С

Fig. 5. Spectral emissivity of experimental coating samples at 450 °С

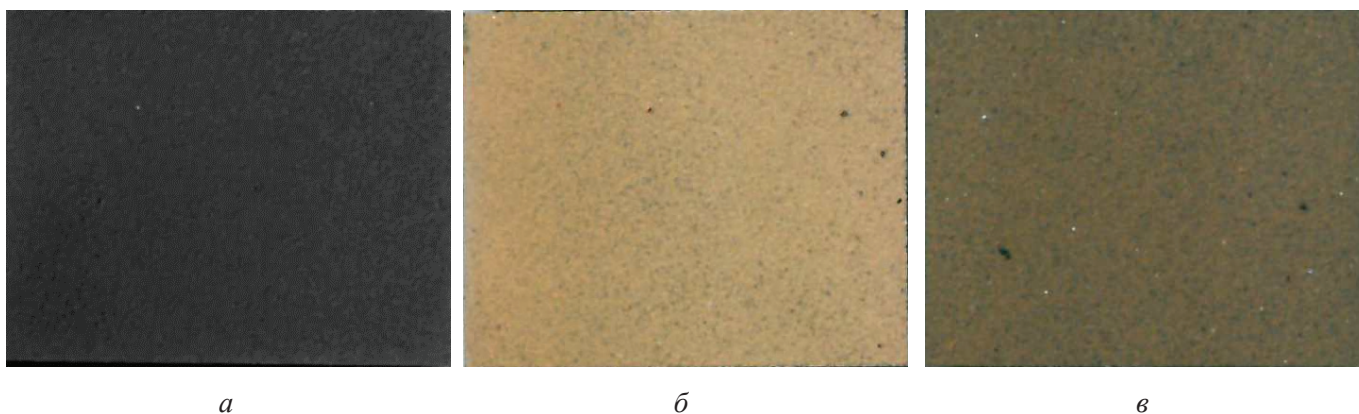


Рис. 6. Внешний вид образцов покрытий после термоциклирования:

$\text{Fe}_2\text{O}_3$  (а),  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  (б),  $\text{Ti} + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  (в)

Fig. 6. Appearance of coating samples after thermal cycling:

$\text{Fe}_2\text{O}_3$  (а),  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  (б),  $\text{Ti} + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  (в)

Образцы прошли 300 циклов термоциклирования без появления трещин и отслоений. Анализ рентгенофазовой диаграммы показал, что после термоциклирования изменений в кристаллической решетке не произошло, – это говорит о высокой устойчивости покрытий к эксплуатационным температурным изменениям. Результаты представлены на рис. 7.

### Выводы

Для ОАО «Шебекинский машиностроительный завод», г. Шебекино, были исследованы по-

крытия  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$  и  $\text{Ti} + 10\% \text{Fe}_2\text{O}_3$ , полученные методом детонационного газодинамического напыления порошков.

Анализ микроструктуры полученных покрытий показал, что они имеют плотную lamellarную структуру с отсутствием трещин.

Результаты высокотемпературной циклической термообработки показали, что полученные покрытия обладают стойкостью к эксплуатационным температурам.

Рентгенофазовый анализ показал, что при воздействии циклической термообработки не

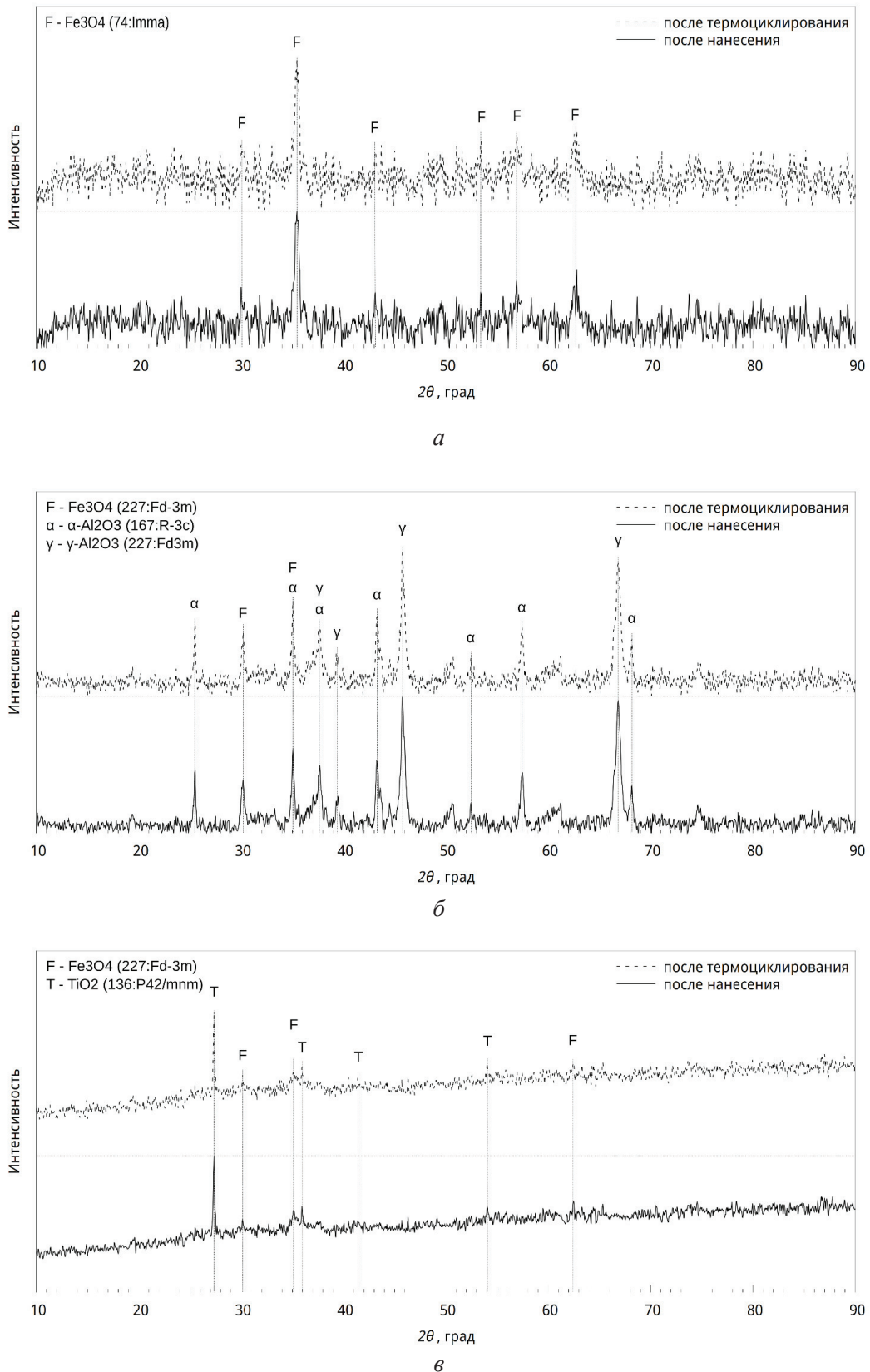


Рис. 7. Сравнение результатов рентгенофазового анализа до и после термоциклирования:

Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (а), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б), Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (в)

Fig. 7. Comparison of the results of X-ray phase analysis before and after thermal cycling:

Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (а), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б), Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (в)





происходит изменений в кристаллической решетке покрытий.

Результаты инфракрасной спектromетрии полученных покрытий показывают, что при температуре 450 °C с одного квадратного метра покрытия с высоким коэффициентом излучения можно получить примерно 5 кВт мощности. По технической характеристике хлебопекарных печей производства Шебекинского машиностроительного завода оценочная средняя мощность составляет 1 кВт на 1 кв. м пода. Таким образом, полученные образцы с покрытиями Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Ti + 10 % Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> отдают подводенную энергию при 450 °C более чем в три раза эффективнее, чем образцы стали марки Ст3, из которой изготавливают печи. Теоретически даже при 200 °C с покрытия можно снимать более 1 кВт/м<sup>2</sup>.

### Список литературы

1. *Tan W., Petorak C.A., Trice R.W.* Rare-earth modified zirconium diboride high emissivity coatings for hypersonic applications // *Journal of the European Ceramic Society.* – 2014. – Vol. 34 (1). – P. 1–11. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.07.016.
2. Influence of FeSO<sub>4</sub> concentration on thermal emissivity of coatings formed on titanium alloy by micro-arc oxidation / H. Tang, T. Xin, Q. Sun, C. Yi, Z. Jiang, F. Wang // *Applied Surface Science.* – 2011. – Vol. 257 (24). – P. 10839–10844. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2011.07.118.
3. Ultrawhite BaSO<sub>4</sub> paints and films for remarkable daytime subambient radiative cooling / X. Li, J. Peoples, P. Yao, X. Ruan // *ACS Applied Materials & Interfaces.* – 2021. – Vol. 13 (18). – P. 21733–21739. – DOI: 10.1021/acsami.1c02368.
4. The effect of SiC coatings microstructure on their infrared emissivity / J. Liu, Z. Chen, L. Yang, P. Chai, Q. Wan // *Journal of Asian Ceramic Societies.* – 2023. – Vol. 11 (1). – P. 98–104. – DOI: 10.1080/21870764.2022.2159952.
5. High emissivity MoSi<sub>2</sub>–ZrO<sub>2</sub>–borosilicate glass multiphase coating with SiB<sub>6</sub> addition for fibrous ZrO<sub>2</sub> ceramic // *Ceramics International.* – 2016. – Vol. 42 (7). – P. 8140–8150. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.02.020.
6. Single nanoporous MgHPO<sub>4</sub>·1.2H<sub>2</sub>O for daytime radiative cooling / X. Huang, N. Li, J. Wang, D. Liu, J. Xu, Z. Zhang, M. Zhong // *ACS Applied Materials & Interfaces.* – 2019. – Vol. 12 (2). – P. 2252–2258. – DOI: 10.1021/acsami.9b14615.
7. *Švantner M., Honnerová P., Veselý Z.* The influence of furnace wall emissivity on steel charge heating // *Infrared Physics & Technology.* – 2016. – Vol. 74. – P. 63–71. – DOI: 10.1016/j.infrared.2015.12.001.
8. Industrial reheating furnaces: A review of energy efficiency assessments, waste heat recovery potentials, heating process characteristics and perspectives for steel industry / J. Zhao, L. Ma, M.E. Zayed, A.H. Elsheikh, W. Li, Q. Yan, J. Wang // *Process Safety and Environmental Protection.* – 2021. – Vol. 147. – P. 1209–1228. – DOI: 10.1016/j.psep.2021.01.045.
9. Emissivity of spinel and titanate structures aiming at the development of industrial high-temperature ceramic coatings / E.Y. Sako, H.D. Orsolini, M. Moreira, D. De Sousa Meneses, V.C. Pandolfelli // *Journal of the European Ceramic Society.* – 2021. – Vol. 41 (4). – P. 2958–2967. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.11.010.
10. Double layer SiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> high emissivity coatings on stainless steel substrates using simple spray deposition system / D.B. Mahadik, S. Gujjar, G.M. Gouda, H.C. Barshilia // *Applied Surface Science.* – 2014. – Vol. 299. – P. 6–11. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.01.159.
11. Influence of Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the structure and near-infrared emissivity of aluminosilicate glass coatings / A. Gahmousse, K. Ferria, J. Rubio, N. Cornejo, A. Tamayo // *Applied Physics A.* – 2020. – Vol. 126 (9). – P. 732. – DOI: 10.1007/s00339-020-03921-8.
12. *Heynderickx G.J., Nozawa M.* High-emissivity coatings on reactor tubes and furnace walls in steam cracking furnaces // *Chemical Engineering Science.* – 2004. – Vol. 59 (22–23). – P. 5657–5662. – DOI: 10.1016/j.ces.2004.07.075.
13. Composite fillers and their influence on emissivity / M. Mauer, P. Kalenda, M. Honner, P. Vacikova // *Journal of Physics and Chemistry of Solids.* – 2012. – Vol. 73 (12). – P. 1550–1555. – DOI: 10.1016/j.jpcs.2011.11.015.
14. Study of failure of EB-PVD thermal barrier coating upon near-α titanium alloy / B. He, F. Li, H. Zhou, Y. Dai, B. Sun // *Journal of Materials Science.* – 2008. – Vol. 43. – P. 839–846. – DOI: 10.1007/s10853-007-2204-7.
15. Vacuum arc deposition of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ZrO<sub>2</sub> coatings: arc behavior and coating characteristics / I. Zukerman, V.N. Zhitomirsky, G. Beit-Ya'akov, R.L. Boxman, A. Raveh, S.K. Kim // *Journal of Materials Science.* – 2010. – Vol. 45. – P. 6379–6388. – DOI: 10.1007/s10853-010-4734-7.
16. *Shin D.-I., Gitzhofer F., Moreau C.* Thermal property evolution of metal based thermal barrier coatings with heat treatments // *Journal of Materials Science.* – 2007. – Vol. 42. – P. 5915–5923. – DOI: 10.1007/s10853-007-1772-x.
17. High emissivity coatings on titanium alloy prepared by micro-arc oxidation for high temperature

- application / H. Tang, Q. Sun, C.G. Yi, Z.H. Jiang, F.P. Wang // *Journal of Materials Science*. – 2012. – Vol. 47. – P. 2162–2168. – DOI: 10.1007/s10853-011-6017-3.
18. Ca-Mn co-doping  $\text{LaCrO}_3$  coating with high emissivity and good mechanical property for enhancing high-temperature radiant heat dissipation / H. Zhang, C. Wang, Y. Wang, S. Wang, G. Chen, Y. Zou, C. Deng, D. Jia, Y. Zhou // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2022. – Vol. 42 (15). – P. 7288–7299. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2022.08.033.
19. Preparation of black high absorbance and high emissivity thermal control coating on Ti alloy by plasma electrolytic oxidation / Z. Yao, B. Hu, Q. Shen, A. Niu, Z. Jiang, P. Su, P. Ju // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 253. – P. 166–170. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.05.032.
20. Колисниченко О.В., Тюрин Ю.Н., Товбин Р. Эффективность процесса напыления покрытий с использованием многокамерного детонационно-го устройства // *Автоматическая сварка*. – 2017. – № 10. – С. 28–34.
21. Zircon-based ceramic coatings formed by a new multi-chamber gas-dynamic accelerator / M. Kovaleva, M. Prozorova, M. Arsenko, Y. Tyurin, O. Kolisnichenko, M. Yaprntsev, V. Novikov, O. Vagina, V. Sirota // *Coatings*. – 2017. – Vol. 7 (9). – P. 142. – DOI: 10.3390/coatings7090142.
22. Detonation spraying of composite targets based on Ni, Cr and  $\text{B}_4\text{C}$  for magnetron multi-functional coating / V.V. Sirota, S. Zaitsev, D. Prokhorenkov, M. Limarenko, A. Skiba, M.G. Kovaleva // *Key Engineering Materials*. – 2022. – Vol. 909. – P. 115–120. – DOI: 10.4028/p-74w31h.
23. Effect of heat treatment on the microstructure and phase composition of  $\text{ZrB}_2\text{-MoSi}_2$  coating / M. Kovaleva, I. Goncharov, V. Novikov, M. Yaprntsev, O. Vagina, I. Pavlenko, V. Sirota, Y. Tyurin, O. Kolisnichenko // *Coatings*. – 2019. – Vol. 9 (12). – P. 779. – DOI: 10.3390/coatings9120779.
24. The influence of cold and detonation thermal spraying processes on the microstructure and properties of Al-based composite coatings on Mg alloy / Q. Wang, Q. Sun, M.-X. Zhang, W.-J. Niu, C.-B. Tang, K.-S. Wang, R. Xing, L. Zhai, L. Wang // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 352. – P. 627–633. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.08.045.
25. Thermal spray using a high-frequency pulse detonation combustor operated in the liquid-purge mode / T. Endo, R. Obayashi, T. Tajiri, K. Kimura, Y. Morohashi, T. Johzaki, K. Matsuoka, T. Hanafusa, S. Mizunari // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2016. – Vol. 25. – P. 494–508. – DOI: 10.1007/s11666-015-0354-8.

## Конфликт интересов

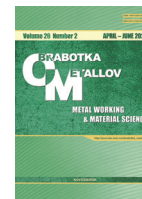
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)







## Preparation of coatings with high infrared emissivity





Vyacheslav Sirota<sup>1, a</sup>, Sergey Zaitsev<sup>1, b</sup>, Mikhail Limarenko<sup>1, c</sup>, Dmitry Prokhorenkov<sup>1, d</sup>,  
Mikhail Lebedev<sup>1, e</sup>, Anton Churikov<sup>1, f</sup>, Alexey Dan'shin<sup>2, g</sup>



<sup>1</sup> Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov, 46 Kostyukova st., Belgorod, 308012, Russian Federation

<sup>2</sup> JSC "Shebekinsky Machine-Building Plant", 11 Oktyabrskaya st., Shebekino, 309290, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-4634-7109>,  [zmas36@mail.ru](mailto:zmas36@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0122-1908>,  [sergey-za@mail.ru](mailto:sergey-za@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6699-6910>,  [mclam@mail.ru](mailto:mclam@mail.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6455-8172>,  [bstu-cvt-sem@yandex.ru](mailto:bstu-cvt-sem@yandex.ru);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3194-9238>,  [michael11987@yandex.ru](mailto:michael11987@yandex.ru); <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1829-2676>,  [churikov.toni@mail.ru](mailto:churikov.toni@mail.ru);

<sup>g</sup>  <https://orcid.org/0009-0009-6998-8241>,  [aldans@mail.ru](mailto:aldans@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 13 December 2023

Revised: 26 February 2024

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Detonation spraying

High emissivity coating

#### Funding

The research was carried out within the framework of the Complex Project No. 30/22 dated 10/12/22 within the framework of Agreement No. 075–11-2023-017 dated 02/13/2023 "Creation of high-tech production of composite cutting elements of machines and thermal equipment for processing agricultural products".

#### Acknowledgements

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

### ABSTRACT

**Introduction.** One of the promising modern methods of coating formation is detonation gas dynamic sputtering. Coatings obtained by this method have high adhesion to the substrate, dense structure and specified functional properties. Development of technology for obtaining functional coatings with high emission coefficient in the infrared range is an urgent need for the development of high-temperature industrial processes and technologies. High-temperature industrial processes consume a large amount of energy, so improving the energy efficiency of industrial equipment is considered as one of the ways to overcome the ever-growing energy crisis. To this end, coatings with high infrared emissivity have been developed for industrial furnaces. These coatings are usually applied to the furnace walls, which significantly improves energy efficiency by increasing heat transfer from the heat-emitting surfaces of the furnace. **The purpose of the work** is to obtain coatings with high emission indices in the infrared range for further recommendation of its use in baking ovens of *Shebekinsky* machine-building plant. **Methods** for studying coating specimens obtained by detonation gas-thermal method: scanning electron microscopy, X-ray phase analysis, energy dispersive analysis, infrared spectroscopy. **Results and discussion.** The microstructure, phase composition, emissivity and thermal cycling resistance of  $Fe_2O_3$ ;  $Al_2O_3 + 10\% Fe_2O_3$ ;  $Ti + 10\% Fe_2O_3$  coatings obtained by detonation gas-dynamic powder spraying are investigated in this work. The results of the study showed that the obtained coatings have a dense structure, increased emissivity and resistance to thermal treatment cycles, as a result of which the structure of the crystal lattice of the coatings does not change.

**For citation:** Sirota V.V., Zaitsev S.V., Limarenko M.V., Prokhorenkov D.S., Lebedev M.S., Churikov A.S., Dan'shin A.L. Preparation of coatings with high infrared emissivity. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 23–37. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-23-37. (In Russian).

### References

1. Tan W., Petorak C.A., Trice R.W. Rare-earth modified zirconium diboride high emissivity coatings for hypersonic applications. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, vol. 34 (1), pp. 1–11. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.07.016.

#### \* Corresponding author

Sirota Vyacheslav V., Ph.D. (Physics and Mathematics), Director  
 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](mailto:zmas36@mail.ru)



2. Tang H., Xin T., Sun Q., Yi C., Jiang Z., Wang F. Influence of  $\text{FeSO}_4$  concentration on thermal emissivity of coatings formed on titanium alloy by micro-arc oxidation. *Applied Surface Science*, 2011, vol. 257 (24), pp. 10839–10844. DOI: 10.1016/j.apsusc.2011.07.118.
3. Li X., Peoples J., Yao P., Ruan X. Ultrawhite  $\text{BaSO}_4$  paints and films for remarkable daytime subambient radiative cooling. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2021, vol. 13 (18), pp. 21733–21739. DOI: 10.1021/acscami.1c02368.
4. Liu J., Chen Z., Yang L., Chai P., Wan Q. The effect of SiC coatings microstructure on their infrared emissivity. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 2023, vol. 11 (1), pp. 98–104. DOI: 10.1080/21870764.2022.2159952.
5. Shao G., Wu X., Cui S., Shen X., Kong Y., Lu Y., Jiao C., Jiao J. High emissivity  $\text{MoSi}_2\text{-ZrO}_2$ -borosilicate glass multiphase coating with  $\text{SiB}_6$  addition for fibrous  $\text{ZrO}_2$  ceramic. *Ceramics International*, 2016, vol. 42 (7), pp. 8140–8150. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.02.020.
6. Huang X., Li N., Wang J., Liu D., Xu J., Zhang Z., Zhong M. Single nanoporous  $\text{MgHPO}_4 \cdot 1.2\text{H}_2\text{O}$  for daytime radiative cooling. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2019, vol. 12 (2), pp. 2252–2258. DOI: 10.1021/acscami.9b14615.
7. Švantner M., Honnerová P., Veselý Z. The influence of furnace wall emissivity on steel charge heating. *Infrared Physics & Technology*, 2016, vol. 74, pp. 63–71. DOI: 10.1016/j.infrared.2015.12.001.
8. Zhao J., Ma L., Zayed M.E., Elsheikh A.H., Li W., Yan Q., Wang J. Industrial reheating furnaces: A review of energy efficiency assessments, waste heat recovery potentials, heating process characteristics and perspectives for steel industry. *Process Safety and Environmental Protection*, 2021, vol. 147, pp. 1209–1228. DOI: 10.1016/j.psep.2021.01.045.
9. Sako E.Y., Orsolini H.D., Moreira M., De Sousa Meneses D., Pandolfelli V.C. Emissivity of spinel and titanate structures aiming at the development of industrial high-temperature ceramic coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, 2021, vol. 41 (4), pp. 2958–2967. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.11.010.
10. Mahadik D.B., Gujjar S., Gouda G.M., Barshilia H.C. Double layer  $\text{SiO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$  high emissivity coatings on stainless steel substrates using simple spray deposition system. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 299, pp. 6–11. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.01.159.
11. Gahmousse A., Ferria K., Rubio J., Cornejo N., Tamayo A. Influence of  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  on the structure and near-infrared emissivity of aluminosilicate glass coatings. *Applied Physics A*, 2020, vol. 126 (9), p. 732. DOI: 10.1007/s00339-020-03921-8.
12. Heynderickx G.J., Nozawa M. High-emissivity coatings on reactor tubes and furnace walls in steam cracking furnaces. *Chemical Engineering Science*, 2004, vol. 59 (22–23), pp. 5657–5662. DOI: 10.1016/j.ces.2004.07.075.
13. Mauer M., Kalenda P., Honner M., Vacikova P. Composite fillers and their influence on emissivity. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2012, vol. 73 (12), pp. 1550–1555. DOI: 10.1016/j.jpcs.2011.11.015.
14. He B., Li F., Zhou H., Dai Y., Sun B. Study of failure of EB-PVD thermal barrier coating upon near- $\alpha$  titanium alloy. *Journal of Materials Science*, 2008, vol. 43, pp. 839–846. DOI: 10.1007/s10853-007-2204-7.
15. Zukerman I., Zhitomirsky V.N., Beit-Ya'akov G., Boxman R.L., Raveh A., Kim S.K. Vacuum arc deposition of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  coatings: arc behavior and coating characteristics. *Journal of Materials Science*, 2010, vol. 45, pp. 6379–6388. DOI: 10.1007/s10853-010-4734-7.
16. Shin D.-I., Gitzhofer F., Moreau C. Thermal property evolution of metal based thermal barrier coatings with heat treatments. *Journal of Materials Science*, 2007, vol. 42, pp. 5915–5923. DOI: 10.1007/s10853-007-1772-x.
17. Tang H., Sun Q., Yi C.G., Jiang Z.H., Wang F.P. High emissivity coatings on titanium alloy prepared by micro-arc oxidation for high temperature application. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, pp. 2162–2168. DOI: 10.1007/s10853-011-6017-3.
18. Zhang H., Wang C., Wang Y., Wang S., Chen G., Zou Y., Deng C., Jia D., Zhou Y. Ca-Mn co-doping  $\text{LaCrO}_3$  coating with high emissivity and good mechanical property for enhancing high-temperature radiant heat dissipation. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, vol. 42 (15), pp. 7288–7299. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2022.08.033.
19. Yao Z., Hu B., Shen Q., Niu A., Jiang Z., Su P., Ju P. Preparation of black high absorbance and high emissivity thermal control coating on Ti alloy by plasma electrolytic oxidation. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 253, pp. 166–170. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.05.032.
20. Kolisnichenko O.V., Tyurin Yu.N., Tovbin R. Effektivnost' protsessa napyleniya pokrytii s ispol'zovaniem mnogokamernogo detonatsionnogo ustroistva [Efficiency of process of coating spraying using multi-chamber detonation unit]. *Avtomaticheskaya svarka = The Paton Welding Journal*, 2017, no. 10, pp. 28–34.

21. Kovaleva M., Prozorova M., Arsenko M., Tyurin Y., Kolisnichenko O., Yapryntsev M., Novikov V., Vagina O., Sirota V. Zircon-based ceramic coatings formed by a new multi-chamber gas-dynamic accelerator. *Coatings*, 2017, vol. 7 (9), p. 142. DOI: 10.3390/coatings7090142.
22. Sirota V.V., Zaitsev S., Prokhorenkov D., Limarenko M., Skiba A., Kovaleva M.G. Detonation spraying of composite targets based on Ni, Cr and B<sub>4</sub>C for magnetron multi-functional coating. *Key Engineering Materials*, 2022, vol. 909, pp. 115–120. DOI: 10.4028/p-74w31h.
23. Kovaleva M., Goncharov I., Novikov V., Yapryntsev M., Vagina O., Pavlenko I., Sirota V., Tyurin Y., Kolisnichenko O. Effect of heat treatment on the microstructure and phase composition of ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> coating. *Coatings*, 2019, vol. 9 (12), p. 779. DOI: 10.3390/coatings9120779.
24. Wang Q., Sun Q., Zhang M.-X., Niu W.-J., Tang C.-B., Wang K.-S., Xing R., Zhai L., Wang L. The influence of cold and detonation thermal spraying processes on the microstructure and properties of Al-based composite coatings on Mg alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 352, pp. 627–633. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.08.045.
25. Endo T., Obayashi R., Tajiri T., Kimura K., Morohashi Y., Johzaki T., Matsuoka K., Hanafusa T., Mizunari S. Thermal spray using a high-frequency pulse detonation combustor operated in the liquid-purge mode. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2016, vol. 25, pp. 494–508. DOI: 10.1007/s11666-015-0354-8.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Исследование сил резания и обрабатываемости при фрезеровании порошковой коррозионно-стойкой стали, полученной по технологии прямого лазерного выращивания (LMD)

Артём Бабаев<sup>1, a, \*</sup>, Виктор Козлов<sup>2, b</sup>, Артём Семёнов<sup>1, c</sup>, Антон Шевчук<sup>1, d</sup>,  
 Валерия Овчаренко<sup>2, e</sup>, Евгений Сударев<sup>2, f</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2334-1679>, [temkams@mail.ru](mailto:temkams@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, [kozlov-viktor@bk.ru](mailto:kozlov-viktor@bk.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8663-4877>, [artems2102@yandex.ru](mailto:artems2102@yandex.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0009-0003-5272-4350>, [shvpro@yandex.ru](mailto:shvpro@yandex.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0000-4797-5604>, [vag14@tpu.ru](mailto:vag14@tpu.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5596-4048>, [sudarev@tpu.ru](mailto:sudarev@tpu.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.7.044

#### История статьи:

Поступила: 11 марта 2024

Рецензирование: 30 марта 2024

Принята к печати: 09 апреля 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Фрезерование

Силы резания

Шероховатость

Прямое лазерное выращивание

Режимы резания

#### Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 23-79-10166 (<https://rscf.ru/en/project/23-79-10166>). Авторы выражают благодарность РНФ за финансирование указанных работ.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Аддитивные технологии производства приближенных по геометрической форме заготовок требуют постобработки. Это относится к применению режущего инструмента на операциях фрезерования при обработке ответственных поверхностей. К последним предъявляются высокие требования по точности линейно-угловых размеров и качеству поверхностного слоя. Актуальной задачей остаётся увеличение производительности обработки при регистрации сил резания и шероховатости поверхности для выработки технологических рекомендаций. **Цель работы:** экспериментальное определение режимов резания, обеспечивающих наибольшую производительность при фрезеровании концевыми твёрдосплавными фрезами LMD-заготовок (Laser Metal Deposition) из стали 12X18H10T при сохранении работоспособности фрезы и требуемой шероховатости. **В работе исследованы** свойства и микроструктуры образцов, полученные вдоль и поперёк направления выращивания. Установлено и формализовано влияние подачи (при движении фрезы поперёк и вдоль направления выращивания), глубины и ширины фрезерования, а также скорости на составляющие силы резания и шероховатость обработанных поверхностей при встречном фрезеровании заготовок из LMD-стали 12X18H10T концевыми фрезами из твёрдого сплава H10F диаметром 12 мм без износостойкого покрытия. **Методами исследования** являются динамическое измерение всех трёх составляющих силы резания с использованием трёхкомпонентного динамометра и измерение шероховатости профилометром-профилографом. Состояние и микрогеометрии режущих кромок контролировались до и после фрезерования с использованием сканирующей оптической и растровой электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Показано различие в силах резания в зависимости от схемы фрезерования – вдоль и поперёк направления выращивания. Исследования показали, что глубина фрезерования и скорость резания мало влияют на боковую и осевую составляющие силы резания. Сила подачи существенно увеличивается при увеличении глубины резания, особенно при подаче поперёк направления выращивания образца. Установлено, что все три составляющие силы резания прямо пропорциональны величине минутной подачи. Получены уравнения расчета всех трех составляющих силы резания при изменении минутной подачи.

**Для цитирования:** Исследование сил резания и обрабатываемости при фрезеровании порошковой коррозионно-стойкой стали, полученной по технологии прямого лазерного выращивания (LMD) / А.С. Бабаев, В.Н. Козлов, А.Р. Семёнов, А.С. Шевчук, В.А. Овчаренко, Е.А. Сударев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 38–56. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-38-56.

#### \*Адрес для переписки

Бабаев Артём Сергеевич, к.т.н., старший научный сотрудник  
 Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
 пр. Ленина, 36,  
 634050, г. Томск, Россия  
 Тел.: +7 952 805-09-26, e-mail: [temkams@mail.ru](mailto:temkams@mail.ru)

## Введение

Рост количества технологий и материалов для аддитивного получения заготовок сопровождается повышением требований к пониманию особенностей формообразования функциональных изделий, закономерностей и процессов субтрактивной обработки [1]. Вне зависимости от применяемой аддитивной технологии получе-



ния заготовки последняя нуждается в постобработке – термической, химической или с использованием субтрактивных методов [2–4]. Методы термической обработки (отжиг, нормализация и др.) позволяют обеспечить фазовые превращения в структуре металла, а также существенно влияют на физико-механические характеристики материала заготовки и, как следствие, на сопротивление обработке резанием [5–9].

С целью придания конечной формы, соблюдения геометрической точности и шероховатости поверхностей аддитивная заготовка подвергается субтрактивной обработке, т. е. обработке с удалением материала. К этому типу обработки могут быть отнесены процессы лезвийной и абразивной обработки резанием. Важно понимать, что удаление «лишнего» материала (напуска или припуска) сопровождается гаммой специфических явлений, таких как образование стружки, возникновение и динамическое изменение сил резания, изменение температуры в зоне резания, постепенное формирование износа рабочих площадок режущего инструмента и др. [10–21]. Особое внимание уделяется особенностям взаимодействия пары «инструментальный материал – обрабатываемый материал». Наблюдение и изучение указанных явлений способствуют выработке научно обоснованных рекомендаций по выбору и назначению условий лезвийной обработки, особенно когда речь идет об обработке новых материалов или заготовок, полученных аддитивными методами, – становится возможным косвенно оценить экономические затраты на производство полнофункционального изделия [4].

В вопросах синтеза нержавеющей сталей различными аддитивными методами достигнут существенный прогресс, который позволяет использовать получаемые заготовки стабильного качества для дальнейшей термической обработки, а также придания требуемого конструктивного исполнения, шероховатости, точности формы и размеров за счет удаления припуска [22–25]. В работе [26] коллективом исследователей изучается влияние аддитивного производства на развитие космической отрасли. Авторы приходят к выводу, что повторяемость и постоянство механических свойств готовых деталей аддитивного производства еще полностью не изучены, и указывают, что особое внимание необходимо

уделить разработке стандартов, сертификатов и протоколов проверок.

Вопросам анизотропии свойств аддитивных металлических материалов посвящены научные работы [15, 27–29]. В обзорной работе [29] выделены основные факторы, являющиеся причиной микроструктурных особенностей и неоднородности механических свойств: морфология зерна, кристаллографическая текстура, дефекты отсутствия слияния, фазовые превращения, гетерогенная рекристаллизация, полосчатость слоев и микроструктурное огрубление. Как следствие, анизотропия свойств сказывается на сопротивлении материала обработке резанием.

Для расчета зубьев фрезы на прочность помимо сил резания  $P_z$ ,  $P_y$  и  $P_x$ , действующих на зуб фрезы, необходимо знать распределение контактных напряжений на передней поверхности и фаске износа по задней поверхности. Авторами работы [30] была разработана методика построения эпюр контактных напряжений на передней поверхности режущего клина при точении стали, но она также применима и при фрезеровании. Для этого необходимо знать длину контакта стружки с передней поверхностью зуба фрезы при наибольшей толщине среза, т. е. для встречного фрезерования перед выходом зуба из контакта с заготовкой. Эту длину контакта  $c$  можно не только измерить, но и определить по графикам  $c = f(a_i, \gamma)$  [30], зная толщину среза  $a$  (мм) в конце контакта зуба с заготовкой:  $a_{\max} \approx s_z \cdot 2(t/d)^{1/2}$ , где  $s_z$  – подача на зуб, мм/зуб;  $t$  – глубина фрезерования, мм;  $d$  – диаметр фрезы, мм;  $\gamma$  – передний угол режущего клина.

### Обозначения

$P_{laser}$  – мощность лазерного излучения, Вт;

$Dia_{laser}$  – диаметр пятна лазера, мм;

$x_{width}$  – смещение валиков по ширине, мм;

$h_{width}$  – смещение валиков по высоте, мм;

$V_{LMD}$  – скорость LMD, мм/с;

$Q_{powder}$  – расход порошка, г/мин;

$\sigma_{0,2}$  – предел текучести, МПа;

$\sigma_B$  – предел прочности при растяжении, МПа;

$\delta_5$  – относительное удлинение, %;

$KCU$  – ударная вязкость, Дж/см<sup>2</sup>;

$Ra$  – среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости, мкм;

$d$  – диаметр фрезы, мм;  
 $d_1$  – диаметр хвостовика фрезы, мм;  
 $l$  – длина рабочей части фрезы, мм;  
 $L$  – полная длина фрезы, мм;  
 $\alpha$  – задний угол, град;  
 $\gamma$  – передний угол, град;  
 $\omega$  – угол наклона стружечной канавки, град;  
 $z$  – число зубьев, шт.;

$\rho$  – радиус округления (остроты) режущей кромки, мкм;

$Ra(\rho)$  – среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости на режущей кромке, мкм;

$\beta$  – угол заострения режущего клина, град;

$t$  – глубина фрезерования, мм;

$B$  – ширина фрезерования, мм;

$V$  – скорость резания, м/мин;

$n$  – частота вращения, об/мин;

$f_{мин}$  – минутная подача, мм/мин;

$Q$  – объем срезаемого материала (производительность резания), мм<sup>3</sup>/мин.

### Методика экспериментального исследования

#### Заготовка (форма, свойства, структура)

Заготовку для проведения испытаний получали по технологии прямого лазерного выращивания (LMD – Laser Metal Deposition) из порошкового сырья системы Fe-Cr-Ni-Ti. Изменение параметров облучения (мощность лазера, скорость облучения и расстояние между слоями) влияет на размер ванны расплава и пористость структуры получаемого материала, а следовательно, и на механические свойства аддитивно изготовленных заготовок [31]. Поэтому заготовки получали на отработанных режимах, в одинаковых условиях, из порошка одной партии поставки, последовательно на одинаковых режимах (табл. 1) и по одной и той же траектории выращивания (рис. 1).

Образцы получали последовательными однонаправленными векторами заполнения: подачей

Таблица 1

Table 1

#### Режимы изготовления изделий из стали 12X18H10T с использованием метода LMD

#### LMD modes for steel 0.12-Cr18-Ni10-Ti (AISI 321) products manufacturing

Сплав / Alloy	$P_{laser}$ , Вт	$Dia_{laser}$ , мм	$x_{width}$ , мм	$h_{width}$ , мм	$V_{LMD}$ , мм/с	$Q_{powder}$ , г/мин
12X18H10T	2400	2,7	1,67	0,8	25	16

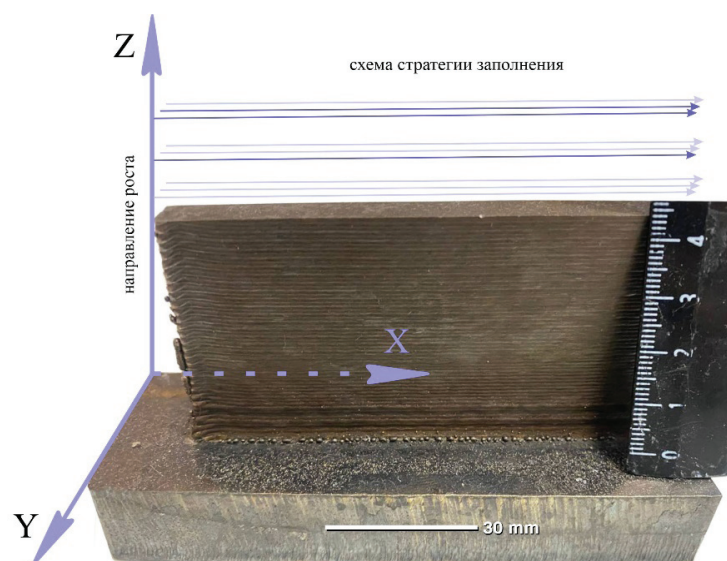


Рис. 1. Схема стратегии заполнения при выращивании образцов из стали 12X18H10T

Fig. 1. Scheme of the filling strategy for growing specimens from steel 0.12-Cr18-Ni10-Ti (AISI 321)

вдоль образца со скоростью  $V_{LMD}$ , затем подачей поперек образца на величину  $y = 1,67$  мм, и так до получения первого слоя; далее перемещением на толщину одного слоя ( $h_{width} = 0,8$  мм), перемещением к точке начала синтеза первого слоя, заполнением вдоль длинной стороны образца и т. д.

Все заготовки были получены из смеси порошка, паспортный и аттестованный состав которой приведен в табл. 2.

Полученная заготовка после выращивания имела размеры  $190 \times 100 \times 14$  мм. Корку на заготовке удаляли путем электроэрозионной резки. Последнее позволило исключить появление на обрабатываемых поверхностях искажения внутренних напряжений.

Из нескольких заготовок вырезали образцы для физико-механических испытаний. Во избежание разброса значений, вызванных расположением образца относительно заготовки, проводили проверку, при этом место расположения образцов для испытаний определяли и вырезали случайным образом. Аттестацию образцов про-

изводили при комнатной температуре с использованием различного исследовательского оборудования. В результате были получены данные о теплофизических и физико-механических свойствах (табл. 3). Механические свойства стали 12X18H10T в исходном состоянии и после термообработки соответствуют ОСТ 95-29-72 «Заготовки из коррозионностойких сталей».

Непосредственно для фрезерования использовали заготовки с размерами  $160 \times 80 \times 8$  мм.

Определение теплофизических свойств стали 12X18H10T производили при температуре  $20^\circ\text{C}$ . Были получены следующие значения: плотность  $7,91$  г/см<sup>3</sup>; коэффициент теплопроводности  $14$  Вт/м·°C; удельная теплоемкость  $473$  Дж/кг·°C.

На рис. 2 представлена микроструктура образца в плоскости ZY и в плоскости ZX.

Исследование микроструктуры показало двухфазность аддитивных образцов: аустенитная матрица на основе  $\gamma$ -Fe с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК) и высокотемпе-

Таблица 2

Table 2

## Химический состав порошка заготовки

## Chemical composition of the powder

Химический элемент, масс. % / Chemical element, mass. %									
Fe	Cr	Ni	Mn	Si	Ti	Cu	V	Mo	C
Остальное / Bal.	18,19	10,67	1,14	0,54	0,51	0,18	0,10	0,17	0,06

Таблица 3

Table 3

## Механические свойства стали 12X18H10T

## Mechanical properties of steel 0.12-Cr18-Ni10-Ti (AISI 321)

Состояние / Condition	Направление отбора для испытаний образцов (см. рис. 1) / Sampling direction	Твердость / Hardness HB	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta_5$ , %	KCU, Дж/см <sup>2</sup>
Плита (ОСТ 95-29-72)	–	≈ 180...190	246	520	37	215...372
LMD	По оси X / X axis	193...205	412 ± 20	627 ± 34	48,2 ± 1,5	271 ± 18
	По оси Z / Z axis		387 ± 16	606 ± 28	51,2 ± 2	286 ± 21



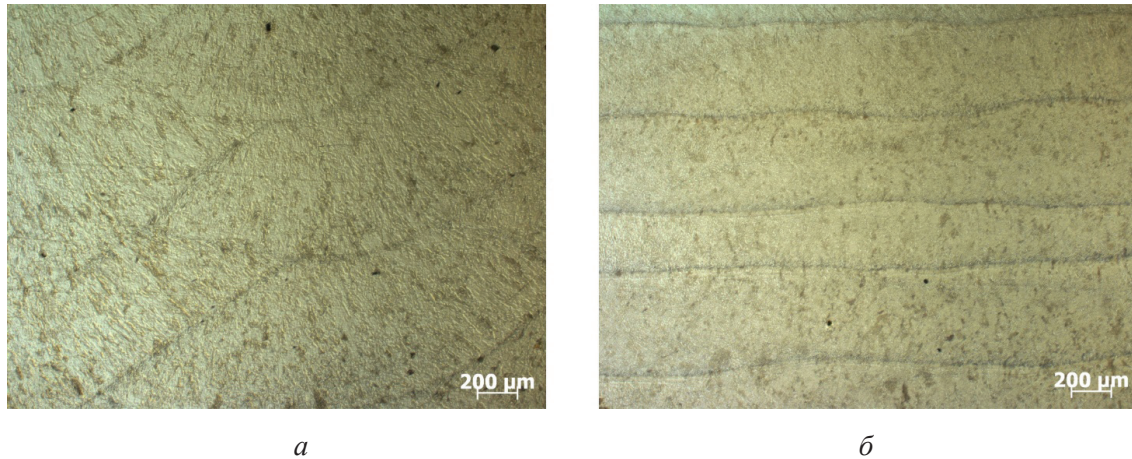


Рис. 2. Микроструктура образца в плоскости ZY (а), в плоскости ZX (б)  
 Fig. 2. Microstructure of the specimen in the ZY plane (a), in the ZX plane (b)

ратурный реечный и вермикулярный  $\delta$ -феррит с объемно-центрированной кубической решеткой (ОЦК), что также подтверждается с помощью дифрактограммы образцов (рис. 3). Преимущественно  $\delta$ -феррит образуется на границах сплавления. В образцах присутствуют карбиды титана TiC.

#### Режущий инструмент и его геометрия

В качестве режущего инструмента использовались твердосплавные концевые фрезы с универсальной геометрией под обработку сталей из группы P (рис. 4, табл. 4). Твердый сплав марки H10F имел следующие характеристики:  $\approx 89,4$  масс. % карбидов вольфрама, до 0,6 масс. % смешанных карбидов и около 10,0 масс. % кобальта в качестве связки. Раз-

мер зерна карбидной фазы 0,5...0,6 мкм, предел прочности при изгибе  $\approx 3200$  МПа, твердость HRA 92.

Всего для работы на шлифовально-заточном станке без переналадки было последовательно изготовлено 5 фрез. Твердосплавные заготовки для изготовления были взяты из одной партии поставки. Это позволило избежать появления нежелательного фактора – влияния неоднородности качества инструментального материала. Во избежание влияния износа по задней поверхности на получаемые данные использовали фрезы, отработавшие до ширины фаски износа по задней поверхности не более 0,10–0,12 мм.

Как известно, параметры микрогеометрии оказывают устойчивое влияние на механику

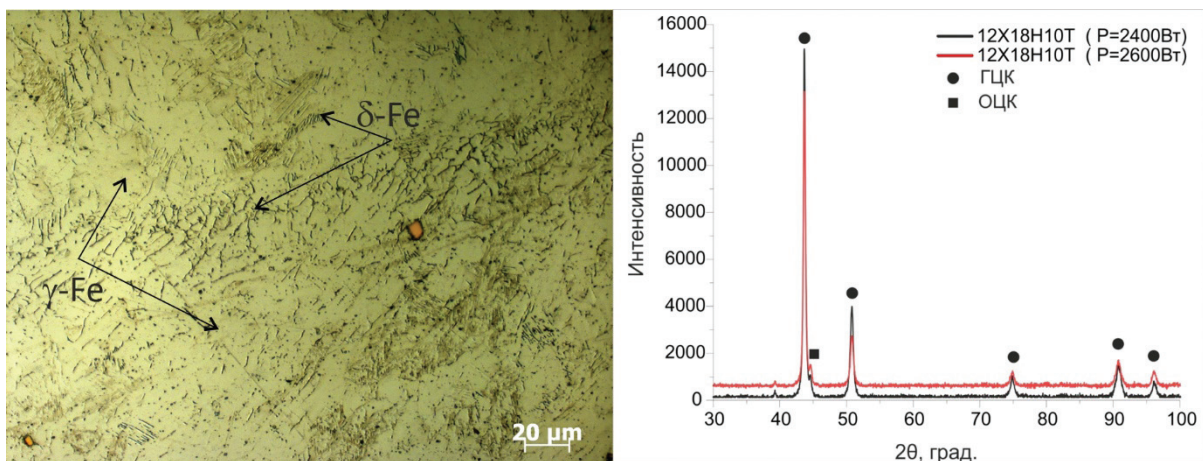


Рис. 3. Типичная микроструктура LMD стали 12X18H10T  
 Fig. 3. Typical microstructure of LMD steel 0.12-Cr18-Ni10-Ti (AISI 321)

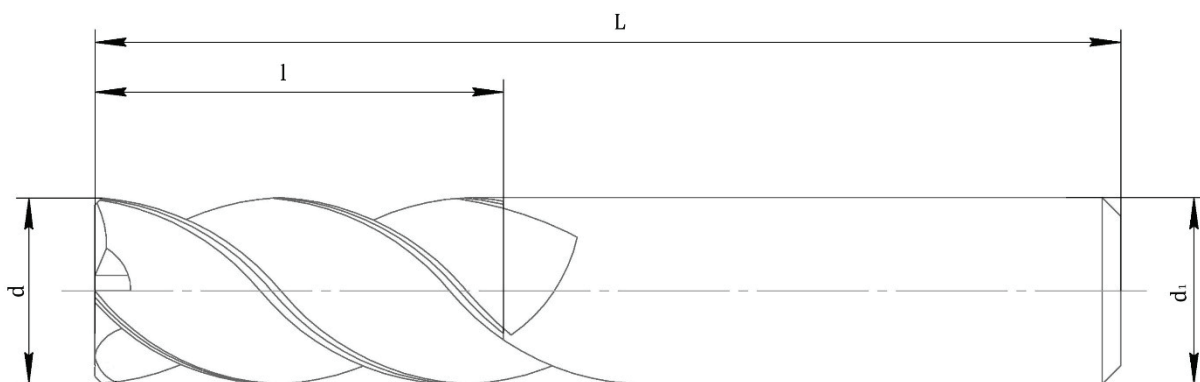


Рис. 4. Схематическое изображение фрезы с указанием основных геометрических характеристик  
 Fig. 4. Schematic representation of a mill with indication of the main geometric characteristics

Таблица 4  
 Table 4

**Значения основных геометрических характеристик фрезы из твердого сплава H10F**  
**Values of the main geometric characteristics of the H10F carbide mill**

$d$ , мм	$d_1$ , мм	$l$ , мм	$L$ , мм	$\alpha$ , град	$\gamma$ , град	$\omega$ , град	$z$ , шт.
12	12h6	26	84	+10	+8	40	4

и динамику процесса резания, изменяя при этом условия трения и износа режущей кромки [21]. Во избежание влияния этого фактора на результаты данной работы была произведена оценка состояния микрогеометрии режущих кромок. Для понимания состояния микрогеометрии

три режущих кромок проводились измерения с использованием прибора EdgeMasterX производителя Alicona (Швейцария). Измерения производили на всех рабочих кромках, расположенных на винтовой поверхности, при этом отступив от торца на 2–3 мм (рис. 5).

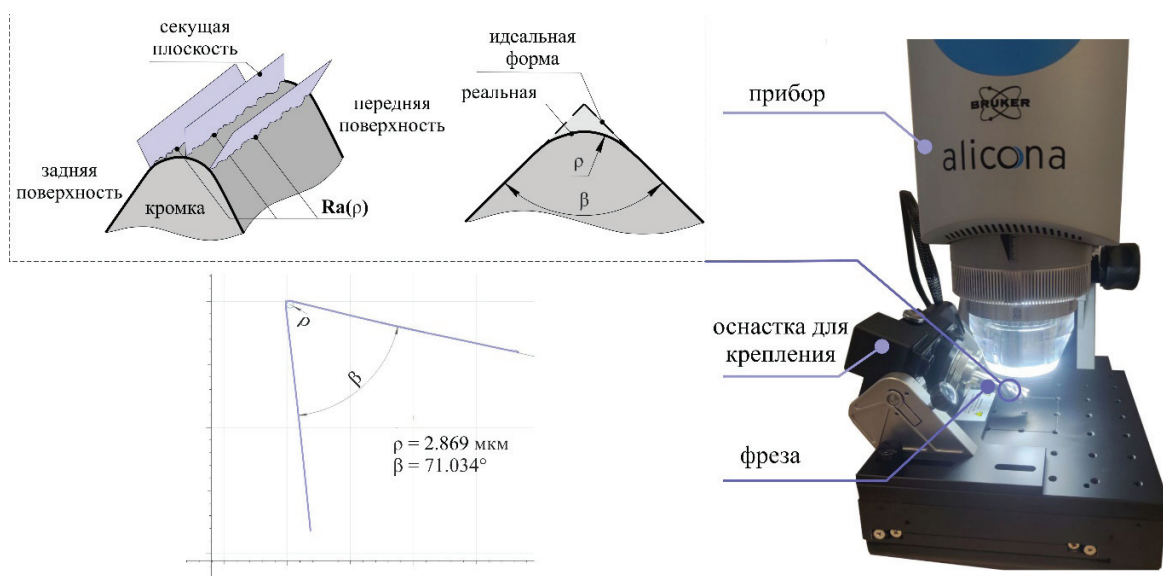


Рис. 5. Схема измерений и пример представления параметров микрогеометрии режущих кромок

Fig. 5. Measuring circuit and example presentation of cutting edge microgeometry parameters

### Экспериментальный стенд и план работ

Непосредственно испытания осуществлялись на фрезерном обрабатывающем центре модели DMU 50 производства DMG (Германия). Согласно паспортным данным и производственному опыту станок обладает достаточно высокой жесткостью для черновой обработки стали на режимах с ускоренным съемом материала. Максимальная частота вращения шпинделя составляет  $10\,000\text{ мин}^{-1}$ , скорость подачи – до  $30\,000\text{ мм/мин}$ .

Заготовка закреплялась в специальном приспособлении, установленном в пределах опорной поверхности динамометра (рис. 6). Предварительно проводилось моделирование условий

закрепления с целью предупреждения коллизий во время испытаний. Динамометр Kistler мод. 9257BA для измерений сил резания был установлен непосредственно на стол фрезерного станка.

Фрезерование заготовок выполняли как вдоль, так и поперек направления выращивания (см. рис. 1). В таком случае важно отследить влияние направления роста образца на изменение сил резания и шероховатости обработанной поверхности. Для минимизации влияния фактора охлаждения и смазывания зоны резания фрезерование проводили без использования смазочно-охлаждающей жидкости. Режимы резания принимались согласно табл. 5 с целью

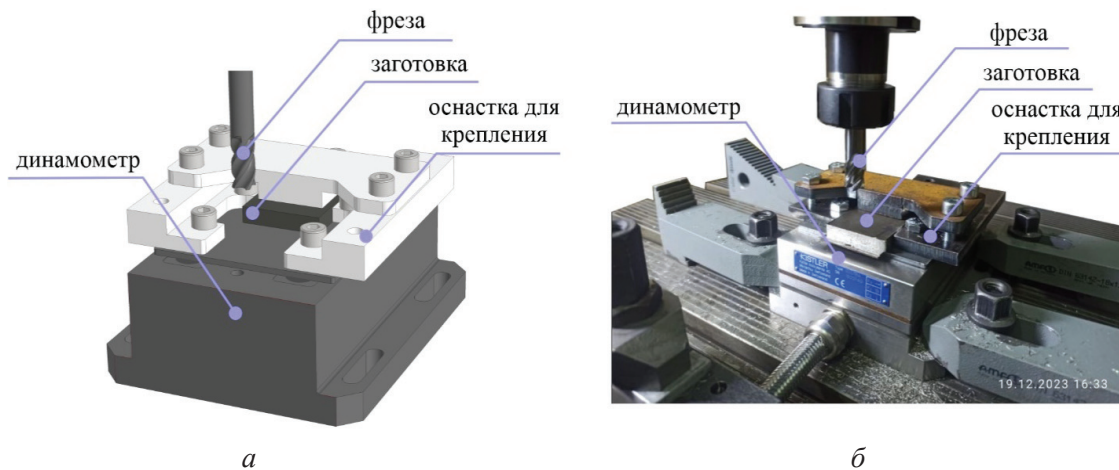


Рис. 6. Модель (а) и внешний вид (б) экспериментального стенда с установленным динамометром, образцом и фрезой

Fig. 6. Model (a) and appearance (b) of the experimental stand with an installed dynamometer, a specimen and a mill

Таблица 5

Table 5

#### Режимы фрезерования

#### Milling modes

№ опыта / Experiment No.	$n$ , об/мин	$V$ , м/мин	$f_{\text{мин}}$ , мм/мин	$t$ , мм	$B$ , мм	$Q$ , мм <sup>3</sup> /мин
1	2000	75	120	1	7	840
2			240			1680
3			480			3360
4			850	2		5950
5						11 900
6				14 875		
7	2500	94	1050	2,5	3	17 850
8						17 850
9				22 050		



экспериментального определения наибольшей возможной подачи по прочности фрезы и ее зубьев, т. е. увеличенного объема срезаемой стружки  $Q$ .

Попытки увеличения скорости резания и подачи выше табличных значений неминуемо приводили к выходу фрезы из строя после первых секунд работы (рис. 7).

При испытаниях применялось встречное фрезерование по схеме, изображенной на рис. 8.

Отличительной особенностью встречного фрезерования от попутного является то, что при встречном фрезеровании толщина срезаемого слоя возрастает от нуля до максимального значения в момент выхода зуба из контакта

с заготовкой. Это позволяет в течение короткого промежутка времени обеспечить плавное нагружение режущей кромки – в отличие от попутного фрезерования, когда присутствует скачкообразная нагрузка в первые мгновения резания, зачастую приводящая к преждевременному разрушению режущих кромок.

Составляющие силы резания измерялись с использованием трехкомпонентного динамометра модели 9257ВА фирмы Kistler (Швейцария) (рис. 9). Продолжительность цикла снятия данных составляла 5 секунд с момента установившегося резания, т. е. входа в заготовку всех зубьев фрезы. Регистрация сил осуществлялась с частотой получения сигнала 10 кГц.

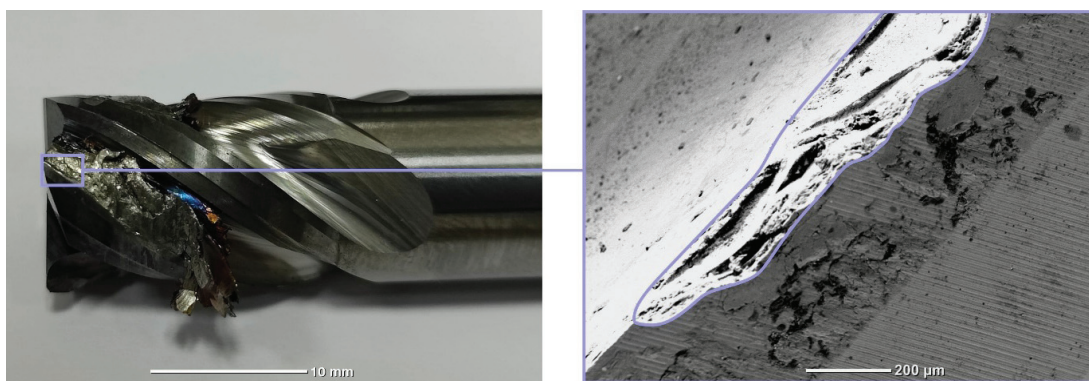


Рис. 7. Внешний вид фрезы, преждевременно снятой с испытаний, и фрагмент износа режущей кромки

Fig. 7. Appearance of a mill prematurely removed from testing and a fragment of the cutting-edge wear

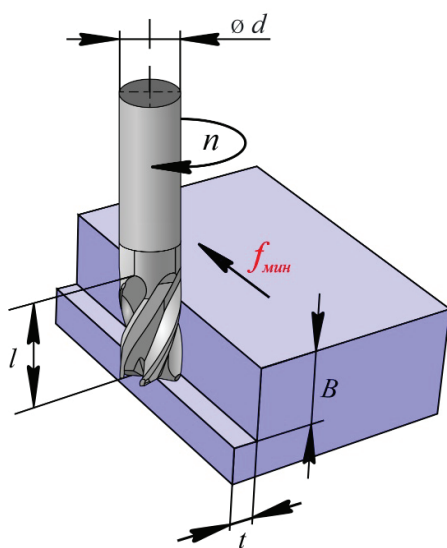


Рис. 8. Схематичное изображение параметров фрезерования

Fig. 8. Schematic representation of milling modes

Вращение фрезы всегда выполнялось по часовой стрелке. Во встроенном программном обеспечении динамометра Kistler используются следующие обозначения: символы  $F_z$  (тангенциальная составляющая силы резания, т. е. действующая вертикально вниз при обычной токарной обработке),  $F_x$  (осевая составляющая силы резания, т. е. действующая в горизонтальной плоскости вдоль оси вращения шпинделя токарного станка слева направо при обычной токарной обработке),  $F_y$  (радиальная составляющая силы резания, т. е. действующая в горизонтальной плоскости перпендикулярно оси вращения шпинделя токарного станка по направлению к оператору при обычной токарной обработке). Таким образом, указано направление сил, характерное для классической токарной обработки, символами которых обозначаются графики изменения этих составляющих на мониторе динамометра.

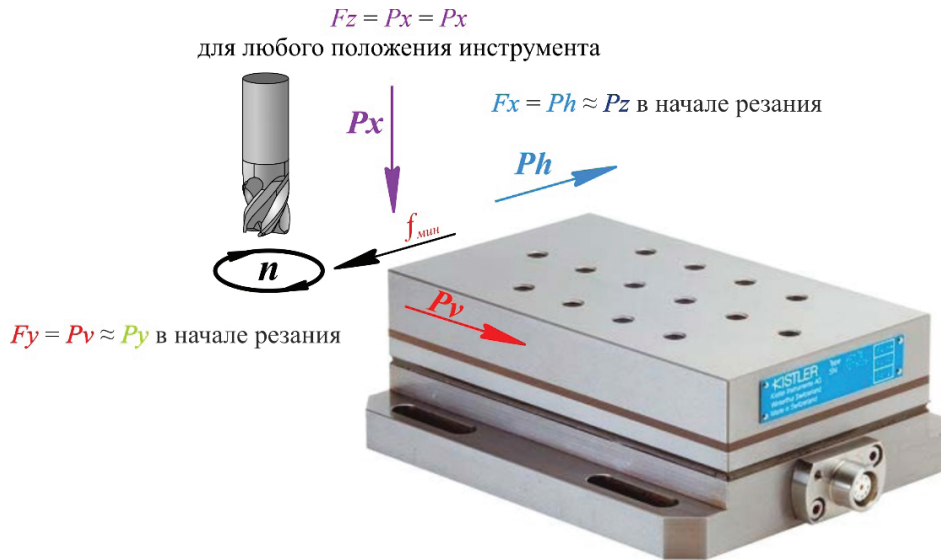


Рис. 9. Схема действия сил резания на фрезу относительно системы координат динамометра

Fig. 9. Flow pattern of cutting forces on the mill relative to the coordinate system of the dynamometer

метра. На рис. 9 они обозначены первыми по порядку символами  $F_z$ ,  $F_x$ ,  $F_y$ . При фрезеровании невозможно измерить (выделить) с помощью динамометра тангенциальную  $P_z$  и радиальную  $P_y$  силы резания, действующие на зуб фрезы и соответственно от зуба фрезы на динамометр, из-за поворота (вращения) фрезы (рис. 10).

При фрезеровании можно измерить только силы, действующие от фрезы на динамометр: силу подачи  $Ph$ , действующую вдоль направления подачи стола, и боковую силу  $Pv$ , действующую перпендикулярно направлению подачи. При этом длинная сторона динамометра должна быть установлена строго перпендикулярно (или строго параллельно) подаче стола. Обозначения этих составляющих зависят от направления подачи стола. При установке динамометра длинной стороной строго перпендикулярно продольной подаче стола (рис. 9, 10) эти составляющие силы резания имеют следующие обозначения (указаны вторыми по порядку символами):  $F_z = P_x$ ,  $F_x = Ph$ ,  $F_y = Pv$ .

При малой глубине резания  $t = 1$  мм, существенно большем диаметре фрезы  $d = 12$  мм (соотношение  $t/d < 0,1$ ) и направлении минутной подачи стола  $f_{мин}$  поперек динамометра эти направления соответствуют другой системе сил, действующих на заготовку со стороны зуба фрезы в момент врезания зуба фрезы в заготовку (указаны третьими по порядку символами):

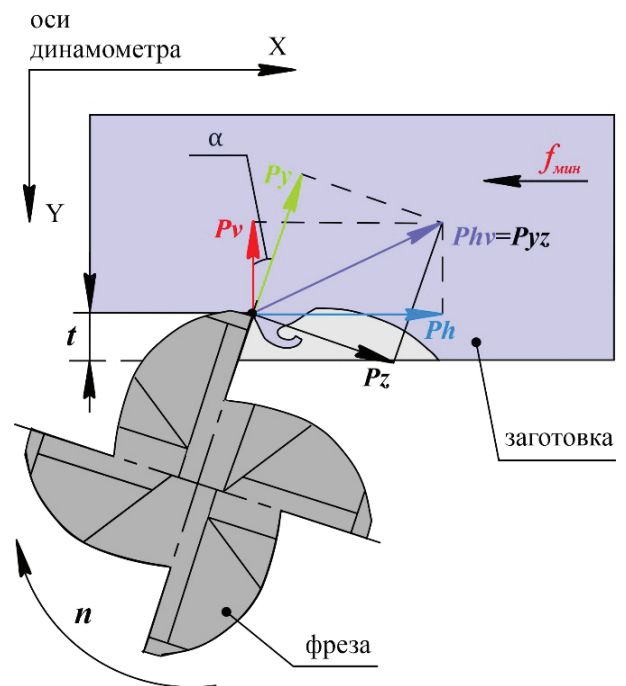


Рис. 10. Схема разложения сил резания в плоскости, перпендикулярной оси вращения фрезы

Fig. 10. Scheme of decomposition of cutting forces in a plane perpendicular to the axis of rotation of the mill

$F_z = P_x = P_x$ ,  $F_x = Ph \approx P_z$ ,  $F_y = Pv \approx Py$ . Этими же цветами ( $F_z$  – фиолетовый,  $F_x$  – синий,  $F_y$  – красный) указанные силы и графики их изменения обозначаются на мониторе.

Переходя к системе сил, действующих на заготовку со стороны зуба фрезы в момент вреза-

ния зуба в заготовку, будут использоваться следующие приближения:  $P_x = F_z$ ,  $P_y \approx F_y$ ,  $P_z \approx F_x$ . Таким образом, нужно понимать, что в интерфейсе программного обеспечения Kistler Dyno Ware в момент врезания зуба фрезы в заготовку  $F_z$  означает, что на самом деле это  $P_x$ ;  $F_y$  означает, что на самом деле это  $P_y$ ;  $F_x$  означает, что на самом деле это  $P_z$ .

Измерения шероховатости поверхности обрабатываемых образцов производились с использованием профилометра модели SJ-210 фирмы Mitutoyo (Япония) (рис. 11). Измерения выполнялись в пяти произвольных участках на исходной заготовке перед фрезерованием и после удаления слоя толщиной, равной ширине фрезерования  $B$  (см. рис. 8). Для измерений и обработки данных исходного профиля шероховатости использовалась методика согласно EN ISO 4288.

Получаемые в процессе регистрации данные обрабатывались с применением классических положений математической статистики и планирования эксперимента, а для автоматизации расчетов использовалось программное обеспечение STATISTICA.

## Результаты и их обсуждение

Ниже представлены результаты исследования фрезерной обработки образца из стали 12X18H10T, полученного по технологии прямого лазерного выращивания из порошка.

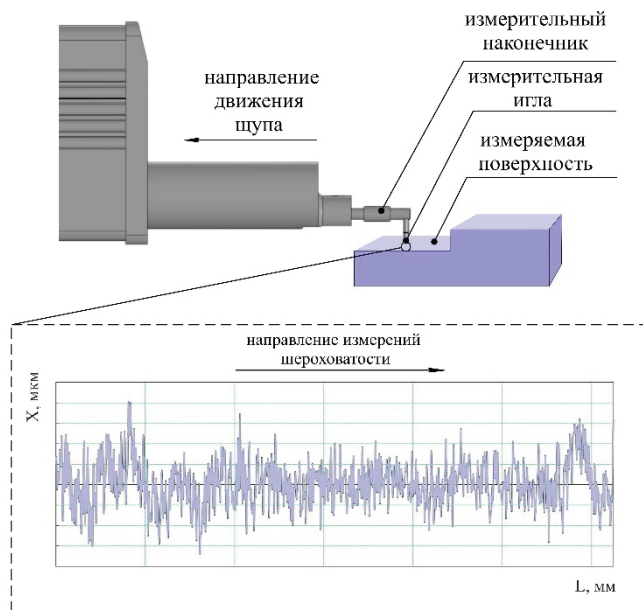


Рис. 11. Схема процесса измерений шероховатости поверхности образца после выполнения фрезерования

Fig. 11. Process flow diagram of measuring the surface roughness of a specimen after milling

Измерения параметра шероховатости  $R_a$  в зависимости от режимов фрезерования и направления выращивания образцов приведены в табл. 6.

Ширина фрезерования была принята  $B = \text{const} = 7$  мм при толщине пластины  $h = 8,5$  мм, т. е. зубья фрезы на ее торце всегда участвовали в обработке. Минутная подача  $f_{\text{мин}}$  изменялась при прочих одинаковых условиях резания (режимах обработки). При построении графиков по

Таблица 6

Table 6

Значения шероховатости  $R_a$  в зависимости от направления фрезерования и режимов резания

Roughness values  $R_a$  depending on the milling direction and cutting modes

№ опыта / Experiment №	$V$ , м/мин	$f_{\text{мин}}$ , мм/мин	$t$ , мм	$B$ , мм	$R_a$ , мкм (фрезерование вдоль) (milling along)	$R_a$ , мкм (фрезерование поперек) (cross milling)
1	75	120	1	7	$0,817 \pm 0,15$	$2,013 \pm 0,24$
2		240				$1,589 \pm 0,15$
3		480				$1,203 \pm 0,20$
4		850				2
5	$0,699 \pm 0,11$					
6	$0,566 \pm 0,18$					
7	$0,510 \pm 0,15$					
8	94		2,5	$0,438 \pm 0,23$		
9		1050		$1,495 \pm 0,32$		
			3		$1,220 \pm 0,22$	$0,922 \pm 0,32$
						$1,979 \pm 0,34$



эмпирическим данным использовали метод наименьших квадратов.

На всех графиках учитывались изменения наибольшей величины этих сил (рис. 12–14).

Графики изменения силы подачи  $Ph$  (направление силы  $Ph$  действует вдоль вектора направления подачи) и боковой силы  $Pv$  (направление силы  $Pv$  перпендикулярно направлению вектора подачи) при изменении минутной подачи  $f_{\text{мин}}$  показаны на рис. 12. На рис. 13 показаны графики

изменения осевой силы  $Px$  (действует вдоль оси фрезы, т. е. при концевом фрезеровании – вертикально), а для сравнения на этом поле размещен и график изменения боковой силы  $Pv$ .

На рис. 13 график  $Px_{\text{max}}$  вдоль имеет перегиб при подаче  $f_{\text{мин}} = 240$  мм/мин. Считаем, что можно упростить характер этого графика и провести прямую линию через все четыре точки (линия 4 на рис. 13), принимая незначительность погрешности при таком допущении.

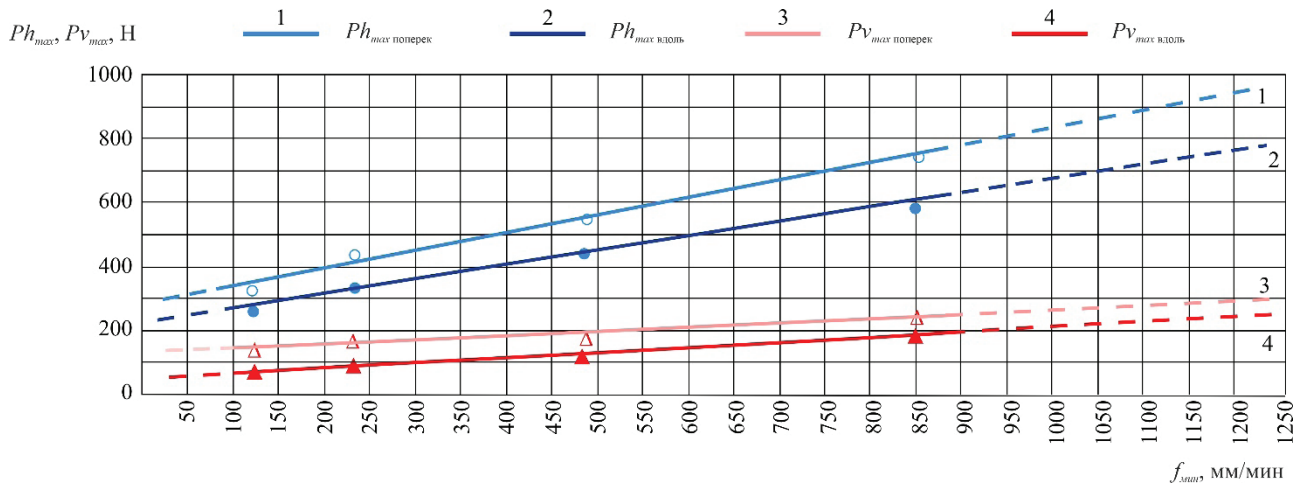


Рис. 12. График изменения наибольших значений сил резания  $Ph$ ,  $Pv$  и  $Px$  (Н) в зависимости от подачи  $f_{\text{мин}}$  (мм/мин) ( $B = 7$  мм,  $V = 75$  м/мин,  $t = 1$  мм)

Fig. 12. Graph of changes in the highest values of cutting forces  $Ph$  и  $Pv$  (N) depending on the feed  $f_{\text{мин}}$  (mm/min) ( $B = 7$  mm,  $V = 75$  m/min,  $t = 1$  mm)

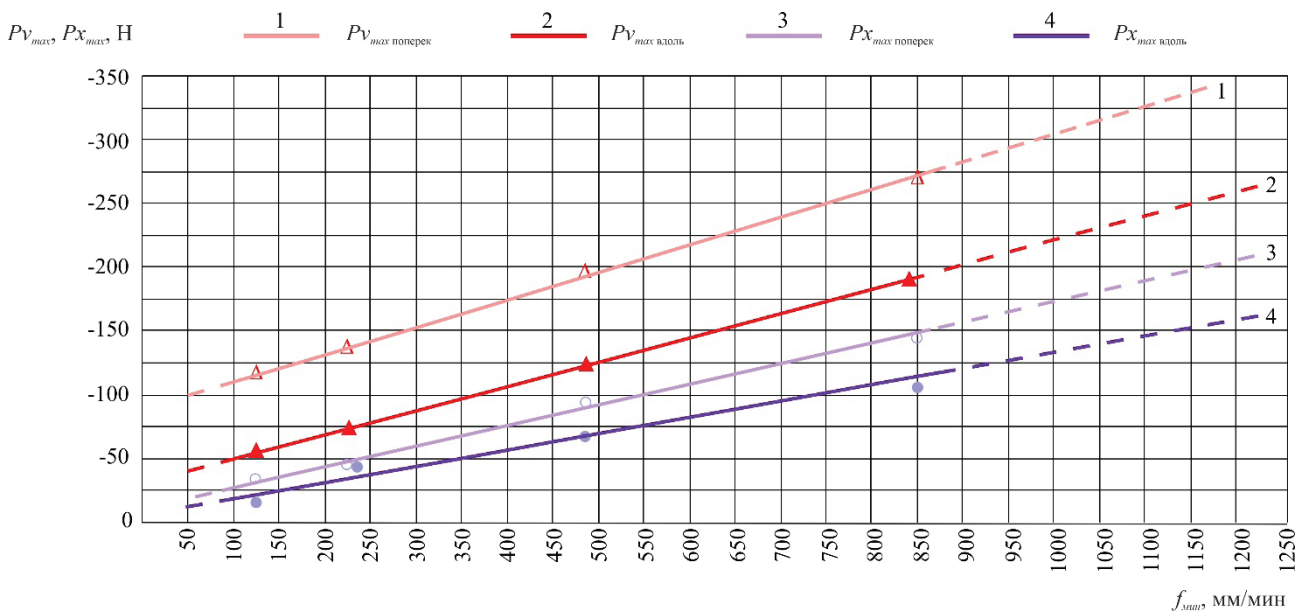


Рис. 13. График изменения наибольших значений сил резания  $Pv$  и  $Px$  (Н) в зависимости от подачи  $f_{\text{мин}}$  (мм/мин) ( $B = 7$  мм,  $V = 75$  м/мин,  $t = 1$  мм)

Fig. 13. Graph of changes in the highest values of cutting forces  $Ph$  и  $Px$  (N) depending on the feed  $f_{\text{мин}}$  (mm/min) ( $B = 7$  mm,  $V = 75$  m/min,  $t = 1$  mm)

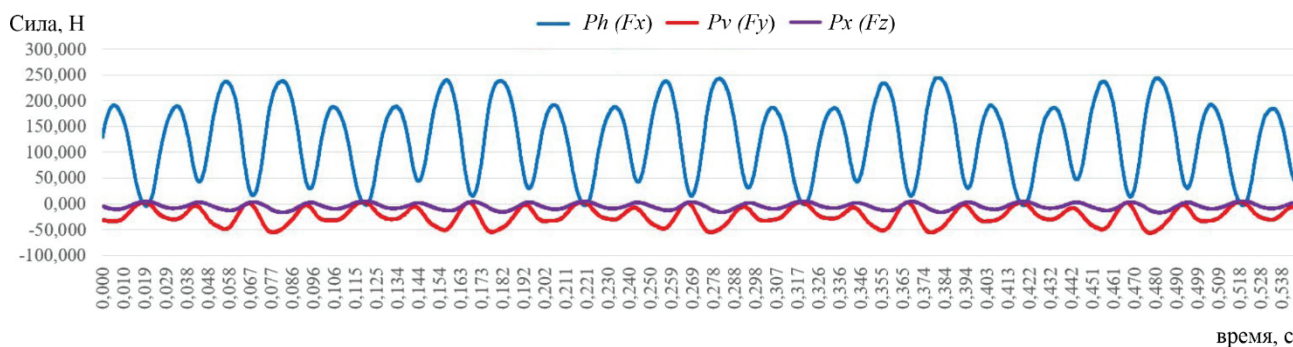


Рис. 14. Пример графика изменения составляющих силы от времени резания в процессе фрезерования вдоль направления выращивания ( $B = 7$  мм,  $V = 75$  м/мин,  $t = 1$  мм,  $f_{\text{мин}} = 120$  мм/мин)

Fig. 14. Example of a graph of changes in the force components from the cutting time in the milling process along the build direction ( $B = 7$  mm,  $V = 75$  m/min,  $t = 1$  mm,  $f_{\text{min}} = 120$  mm/min)

Исследование влияния глубины фрезерования  $t$  на силы резания показало прямую пропорциональность сил  $Ph$  от глубины фрезерования (рис. 15).

Необходимо отметить, что сила  $Pv$  направлена от оператора – в противоположную сторону направления оси  $OY$ , т. е. зуб фрезы отталкивает заготовку от оператора, так как при измерении она отображается на мониторе динамометра со знаком минус (-). На рис. 12 сила  $Pv$  указана на положительной оси, чтобы не рисовать еще одну ось. Несмотря на отрицательную величину сил  $Pv$  и  $Px$ , учитывается их абсолютное значение – чем оно больше, тем больше сила.

Знак силы  $Ph$  положительный, т. е. направление силы совпадает с направлением оси  $OX$  (см. рис. 9). Знак силы  $Px$  отрицательный (-), это говорит о том, что она направлена в противоположную сторону от направления оси  $OZ$ , т. е. зуб фрезы тянет заготовку вверх (см. рис. 9) из-за положительного угла наклона винтовой канавки  $\omega$  (см. табл. 4).

Прямая пропорциональность графиков  $Ph_{\text{max}} = f(f_{\text{мин}})$ ,  $Pv_{\text{max}} = f(f_{\text{мин}})$  от величины минутной подачи  $f_{\text{мин}}$  (см. рис. 12) позволяет при  $t = 1$  мм и указанных остальных режимах резания использовать уравнения, описываемые линейной зависимостью:

$$Ph_{\text{max поперек}} = 266,4 + 0,556f_{\text{мин}} ; \quad (1)$$

$$Ph_{\text{max вдоль}} = 200 + 0,545f_{\text{мин}} ; \quad (2)$$

$$Pv_{\text{max поперек}} = 100,4 + 0,899f_{\text{мин}} ; \quad (3)$$

$$Pv_{\text{max вдоль}} = 46,2 + 0,135f_{\text{мин}} . \quad (4)$$

Прямая пропорциональность графиков  $Px_{\text{max}} = f(f_{\text{мин}})$  от величины минутной подачи (см. рис. 13) позволяет при  $t = 1$  мм и указанных остальных режимах резания использовать уравнения

$$Px_{\text{max поперек}} = 10,8 + 0,162f_{\text{мин}} ; \quad (5)$$

$$Px_{\text{max вдоль}} = 3,97 + 0,128f_{\text{мин}} . \quad (6)$$

Во всех рассмотренных случаях величина сил  $Ph_{\text{max}}$ ,  $Pv_{\text{max}}$  и  $Px_{\text{max}}$  при направлении подачи вдоль направления подачи при синтезе заготовок немного меньше, чем при перпендикулярном направлении подачи (см. рис. 12 и 13).

Анализ рис. 14 показывает, что хотя при глубине резания  $t = 1$  мм у четырёхзубой фрезы должен быть контакт с заготовкой только одного зуба и поэтому силы должны уменьшаться до нуля, но этого не происходит. Наиболее отчётливо это видно по графикам изменения силы подачи  $Ph$  (синий цвет графика). При увеличении подачи минимальная величина силы  $Ph$  увеличивается. Во всех случаях отчётливо видны по четыре пика и впадины, что говорит о работе четырех зубьев. Разная величина этих пиков свидетельствует о наличии небольшого радиального биения зубьев. Для используемой фрезы два любых соседних зуба имеют одинаковое расстояние от оси вращения фрезы, о чем говорит одинаковая величина наибольшей силы  $Ph$ . Это свидетельствует о том, что имеется несколько разное расстояние режущей кромки зубьев относительно оси вращения шпинделя, а не смещение оси фрезы при ее закреплении в цанговом патроне. То есть наблюдаемая погрешность появилась при изготовлении фрезы, а не при ее установке в патроне.

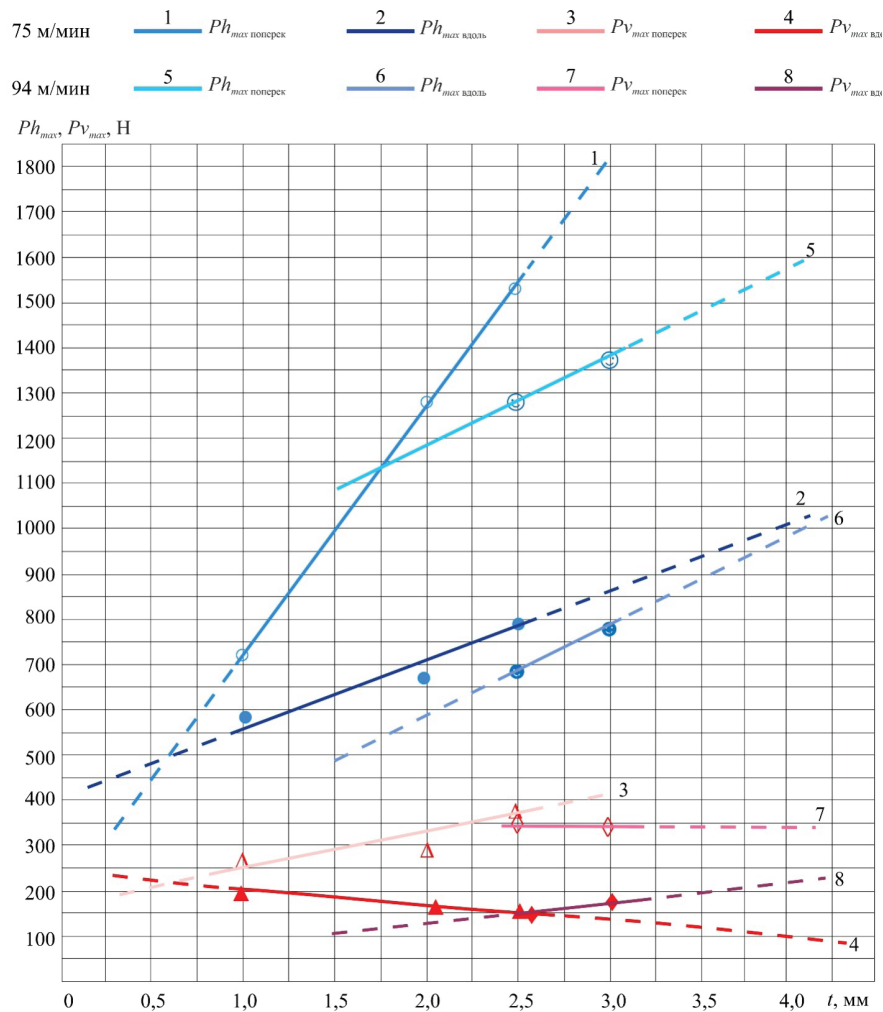


Рис. 15. Составляющие силы резания  $Ph$ ,  $Pv$  и  $Px$  (Н) при фрезеровании на различных режимах в зависимости от глубины резания  $t$  (мм) при  $B = 7$  мм

Fig. 15. Components of the cutting force  $Ph$ ,  $Pv$  and  $Px$  (N) when milling in different modes depending on the cutting depth  $t$  (mm) when  $B = 7$  mm

Крутизна подъема и спада графика силы  $Ph$ , как наиболее характерного, хорошо видимого и важного, примерно одинакова (см. рис. 12, 13), хотя ожидалось, что уменьшение должно происходить более быстро, так как при встречном фрезеровании выход зуба имеет очень малый период выхода (быстрее уменьшается толщина среза перед полным выходом зуба из контакта с заготовкой) по сравнению с периодом увеличения толщины среза. Нами объясняется это явление изменением направления силы  $Pz$  как основной силы при удалении припуска. Перед выходом зуба из контакта сила  $Pz$  поворачивается по ходу вращения фрезы и в большей степени увеличивает силу  $Pv$ , а не  $Ph$  (см. рис. 12). Поэтому уменьшение величины силы  $Ph$  происходит не так быстро, так как это уменьшение

начинается ранее, еще до подхода зуба к точке выхода главной режущей кромки из контакта. К тому же у фрезы имеется наклон режущей кромки с углом  $\omega$  (в некоторых иностранных источниках этот угол обозначается символом  $\beta$ ), что не даёт возможности всей режущей кромке выйти из контакта с заготовкой одновременно. Чем больше ширина фрезерования  $B$  и больше угол  $\omega$ , тем более плавным будет уменьшение всех сил. Поворот векторов сил  $Pz$  и  $Pv$  при вращении фрезы с одновременным увеличением толщины среза при встречном фрезеровании приводит к небольшому несовпадению по фазам изменения сил  $Ph$  и  $Pv$  (см. рис. 14).

При увеличении скорости резания с 75 до 94 м/мин при одинаковой подаче силы  $Ph_{max}$  вдоль и  $Ph_{max}$  поперек меньше (см. рис. 15, сравнить гра-



фики 1 и 5; 2 и 6). Увеличение  $t$  при  $V = 75$  м/мин приводит к менее существенному увеличению силы  $Pv_{\max}$  поперёк (см. рис. 15, график 3), а сила  $Pv_{\max}$  вдоль при  $V = 75$  м/мин даже немного уменьшается (см. рис. 15, график 4), хотя силы  $Pv_{\max}$  вдоль и  $Pv_{\max}$  поперёк при разных скоростях резания мало отличаются друг от друга (см. рис. 15, сравнить графики 4 и 6; 3 и 7).

При скорости резания  $V = 94$  м/мин сила  $Pv$  при фрезеровании в поперечном направлении относительно направления подачи при синтезе АТ ( $Pv_{\max}$  поперёк) не изменяется при увеличении глубины фрезерования  $t$  (см. рис. 15, график 7). При продольном направлении подачи сила  $Pv_{\max}$  вдоль практически не изменяется при увеличении глубины резания  $t$  и незначительно зависит от скорости резания (см. рис. 15, графики 4 и 8). Такое отсутствие влияния глубины резания  $t$  объясняется нами увеличением силы  $Pv$  уже в сторону оператора на последней стадии резания при повороте фрезы, т. е. зуб фрезы начинает тянуть заготовку к оператору, а не отталкивать ее, как в начальной стадии.

Только сила  $Ph_{\max}$  поперёк существенно уменьшается при увеличении скорости резания  $V$  (см. рис. 15, графики 1 и 5), сила  $Ph_{\max}$  вдоль уменьшается незначительно (см. рис. 15, графики 2 и 6), а остальные составляющие –  $Pv_{\max}$  вдоль и  $Pv_{\max}$  поперёк (см. рис. 15, графики 4 и 8, 3 и 7),  $Px_{\max}$  вдоль и  $Px_{\max}$  поперёк (графики не представлены в связи с отсутствием изменения величины этих сил при увеличении скорости резания) – не изменяются. Возможно, что при существенно большей скорости резания (более 130 м/мин) силы будут уменьшаться, как это наблюдается при точении в отсутствие нароста из-за увеличения скорости деформации в зоне первичной пластической деформации и уменьшения пластичности в противовес увеличению пластичности обрабатываемого металла из-за увеличения температуры [30]. Увеличение скорости деформации приводит к уменьшению пластичности металла и, как следствие, к уменьшению зоны первичной пластической деформации, что и вызывает уменьшение силы резания.

## Заключение

При подготовке и в ходе выполнения настоящего исследования удалось достичь минимиза-

ции влияния сторонних факторов на результаты за счёт всестороннего изучения как параметров заготовки, так и инструмента, и условий технологической среды для выполнения фрезерования. На основании выполненного исследования сделаны следующие выводы.

Определены предельные режимы фрезерования, которые обеспечивают отсутствие разрушения твёрдосплавных фрез в процессе лезвийной (субтрактивной) обработки LMD стали 12Х18Н10Т как вдоль, так и поперёк направления выращивания.

При изучении сил резания было установлено, что увеличение подачи  $f_{\min}$  в диапазоне от 120 до 850 мм/мин приводит к прямо пропорциональному увеличению сил  $Ph_{\max}$ ,  $Pv_{\max}$  и  $Px_{\max}$ , описываемых линейными уравнениями.

Увеличение глубины фрезерования  $t$  в 2,5 раза приводит к существенному росту силы подачи  $Ph_{\max}$ , особенно  $Ph_{\max}$  поперёк до 1580 Н, но при этом глубина фрезерования не оказывает существенного влияния на изменение боковой  $Pv_{\max}$  и осевой  $Px_{\max}$  сил.

Шероховатость  $Ra$  обработанной поверхности зависит от направления выращивания аддитивной заготовки и при фрезеровании на режимах (см. табл. 5) в большей мере зависит от подачи и скорости резания. При этом наименьшие значения  $Ra = 0,438 \pm 0,23$  мкм (при фрезеровании вдоль) и  $Ra = 0,510 \pm 0,15$  мкм (при фрезеровании поперёк) наблюдаются на режимах  $V = 94$  м/мин;  $f_{\min} = 850$  мм/мин;  $t = 2,5$  мм;  $B = 7$  мм.

## Список литературы

1. Гибсон Я., Розен Д., Стакер Б. Технологии аддитивного производства. – М.: Техносфера, 2022. – 648 с. – ISBN 978-5-94836-447-6.
2. Post-processing of additively manufactured metallic alloys – A review / A. Malakizadi, D. Mallipeddi, S. Dadbakhsh, R. M'Saoubi, P. Krajnik // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2022. – Vol. 179 (8). – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103908.
3. Shiyas K.A., Ramanujam R. A review on post processing techniques of additively manufactured metal parts for improving the material properties // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 46 (2). – P. 1429–1436. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.016.
4. Hällgren S., Pejryd L., Ekengren J. Additive manufacturing and high speed machining – Cost comparison of short lead time manufacturing methods //

- Procedia CIRP. – 2016. – Vol. 50. – P. 384–389. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.05.049.
5. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties / P. Bajaj, A. Hariharan, A. Kini, P. Kürnsteiner, D. Raabe, E.A. Jägle // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 772 (4). – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138633.
6. 3D printing as an alternative to casting, forging and machining technologies? / M. Fousová, D. Vojtěch, J. Kubásek, D. Dvorský, M. Machová // *Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 15 (5). – P. 809–814. – DOI: 10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/5/809.
7. *Uhlmann E., Rasper P.* Influences on specific cutting forces and their impact on the stability behaviour of milling processes // *Production Engineering Research and Development*. – 2011. – Vol. 5. – P. 175–181. – DOI: 10.1007/s11740-010-0296-4.
8. *Fuchs C., Fritz C., Zaeh M.F.* Impact of wire and arc additively manufactured workpiece geometry on the milling process // *Production Engineering Research and Development*. – 2023. – Vol. 17. – P. 415–424. – DOI: 10.1007/s11740-022-01153-8.
9. Additive manufacturing of metals / D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 117. – P. 371–392. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
10. 3D welding and milling: Part I – A direct approach for freeform fabrication of metallic prototypes / Y.-A. Song, S. Park, D. Choi, H. Jee // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2005. – Vol. 45 (9). – P. 1057–1062. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2004.11.021.
11. *Stucker B., Qu X.* A finish machining strategy for rapid manufactured parts and tools // *Rapid Prototyping Journal*. – 2003. – Vol. 9 (4). – P. 194–200. – DOI: 10.1108/13552540310489578.
12. From orthogonal cutting experiments towards easy-to-implement and accurate flow stress data / F. Klocke, D. Lung, S. Buchkremer, I.S. Jawahir // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2013. – Vol. 28 (11). – P. 1222–1227. – DOI: 10.1080/10426914.2013.811738.
13. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms / D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe // *International Materials Reviews*. – 2012. – Vol. 57 (3). – P. 133–164. – DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
14. Effect of milling parameters on HSLA steel parts produced by Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) / J.G. Lopes, C.M. Machado, V.R. Duarte, T.A. Rodrigues, T.G. Santos, J.P. Oliveira // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 59. – P. 739–749. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.007.
15. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition / P. Guo, B. Zou, C. Huang, H. Gao // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 240. – P. 12–22. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.
16. Microstructure and machinability of selective laser melted high-strength maraging steel with heat treatment / Y. Bai, C. Zhao, J. Yang, R. Hong, C. Weng, H. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2021. – Vol. 288. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116906.
17. Mechanical properties and microstructure of 316L stainless steel produced by hybrid manufacturing / T. Feldhausen, N. Raghavan, K. Saleeby, L. Love, T. Kurfess // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2021. – Vol. 290. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116970.
18. *Kaynak Y., Kitay O.* Porosity, surface quality, microhardness and microstructure of selective laser melted 316L stainless steel resulting from finish machining // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2018. – Vol. 2. – DOI: 10.3390/jmmp2020036.
19. Turning research of additive laser molten stainless steel 316L obtained by 3D printing / G. Struzikiewicz, W. Zębala, A. Matras, M. Machno, Ł. Ślusarczyk, S. Hichert, F. Laufer // *Materials*. – 2019. – Vol. 12. – DOI: 10.3390/ma12010182.
20. Hybrid manufacturing: influence of material properties during micro milling of different additively manufactured AISI 316L / S. Greco, M. Schmidt, K. Klauer, B. Kirsch, J.C. Aurich // *Production Engineering Research and Development*. – 2022. – Vol. 16. – P. 797–809. – DOI: 10.1007/s11740-022-01139-6.
21. *Maiss O., Grove T., Denkena B.* Influence of asymmetric cutting edge roundings on surface topography // *Production Engineering Research and Development*. – 2017. – Vol. 11. – P. 383–388. – DOI: 10.1007/s11740-017-0742-7.
22. Process-structure-property relationships for 316L stainless steel fabricated by additive manufacturing and its implication for component engineering / N. Yang, J. Yee, B. Zheng, K. Gaiser, T. Reynolds, L. Clemon, W.Y. Lu, J.M. Schoenung, E.J. Lavernia // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2017. – Vol. 26. – P. 610–626. – DOI: 10.1007/s11666-016-0480-y.
23. Additive/subtractive hybrid manufacturing of 316L stainless steel powder: Densification, microhardness and residual stress / Y. Yang, Y. Gong, S. Qu, B. Xin, Y. Xu, Y. Qi // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2019. – Vol. 33. – P. 5797–5807. – DOI: 10.1007/s12206-019-1126-z.
24. Effects of process parameters on the surface roughness of stainless steel 316L parts produced by selective laser melting / D.N. Aqilah, A.K.M. Sayuti, Y. Farazila, D.Y. Suleiman, M.A.N. Amirah,



W.B.W.N. Izzati // ASTM International Journal of Testing and Evaluation. – 2018. – Vol. 46 (4). – P. 1673–1683. – DOI: 10.1520/JTE20170140.

25. Surface integrity in metal machining – Part I: Fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms / Z. Liao, A. Monaca, J. Murray, A. Speidel, D. Ushmaev, A. Clare, D. Axinte, R. M'Saoubi // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2021. – Vol. 162. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103687.

26. Mohd Yusuf S., Cutler S., Gao N. Review: the impact of metal additive manufacturing on the aerospace industry // Metals. – 2019. – Vol. 9 (12). – P. 1286. – DOI: 10.3390/met9121286.

27. Luecke W.E., Slotwinski J.A. Mechanical properties of austenitic stainless steel made by additive manufacturing // Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology. – 2014. – Vol. 119. – P. 398–418. – DOI: 10.6028/jres.119.015.

28. Shrestha R., Simsiriwong J., Shamsaei N. Fatigue behavior of additive manufactured 316L stainless steel

parts: Effects of layer orientation and surface roughness // Additive Manufacturing. – 2019. – Vol. 28. – P. 23–38. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.04.011.

29. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review / Y. Kok, X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, S.B. Tor // Materials & Design. – 2018. – Vol. 139. – P. 565–586. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.

30. Study of a methodology for calculating contact stresses during blade processing of structural steel / V. Kozlov, A. Babaev, N. Schulz, A. Semenov, A. Shevchuk // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 2009. – DOI: 10.3390/met13122009.

31. Influence of selective laser melting technological parameters on the mechanical properties of additively manufactured elements using 316L austenitic steel / J. Kluczyński, L. Śnieżek, K. Grzelak, J. Janiszewski, P. Płatek, J. Torzewski, I. Szachogłuchowicz, K. Gocman // Materials. – 2020. – Vol. 13. – P. 1449. – DOI: 10.3390/ma13061449.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

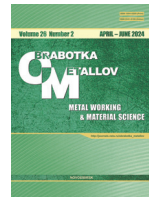
© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).





# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Investigation of cutting forces and machinability during milling of corrosion-resistant powder steel produced by laser metal deposition

Artem Babaev<sup>1, a, \*</sup>, Victor Kozlov<sup>2, b</sup>, Artem Semenov<sup>1, c</sup>, Anton Shevchuk<sup>1, d</sup>, Valeriia Ovcharenko<sup>2, e</sup>,  
Evgeniy Sudarev<sup>2, f</sup>

<sup>1</sup> National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2334-1679>, [temkams@mail.ru](mailto:temkams@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, [kozlov-viktor@bk.ru](mailto:kozlov-viktor@bk.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8663-4877>, [artems2102@yandex.ru](mailto:artems2102@yandex.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0009-0003-5272-4350>, [shvpro@yandex.ru](mailto:shvpro@yandex.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0000-4797-5604>, [vag14@tpu.ru](mailto:vag14@tpu.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5596-4048>, [sudarev@tpu.ru](mailto:sudarev@tpu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 11 March 2024

Revised: 30 March 2024

Accepted: 09 April 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Milling

Cutting forces

Roughness

Laser Metal Deposition

Cutting modes

#### Funding

The work was carried out with financial support from the Russian Science Foundation, project No. 23-79-10166 (<https://rscf.ru/en/project/23-79-10166>). The authors express their gratitude to the Russian Science Foundation for funding this work.

### ABSTRACT

**Introduction.** Additive manufacturing technologies for the production of geometrically approximate workpieces require post-processing. This applies to the use of cutting tools in milling operations when machining critical surfaces. The latter are specified strict requirements to accuracy of linear and angular dimensions and quality of the surface layer. An urgent task remains to increase machining productivity when recording cutting forces and surface roughness to develop technological recommendations. **Purpose of work:** experimental determination of cutting modes providing the highest productivity when milling LMD-workpieces (Laser Metal Deposition) made of steel *0.12-Cr18-Ni10-Ti (AISI 321)* by carbide end mill, while maintaining the milling cutter operability and required roughness. The properties and microstructure of the specimens along and across the build direction are **investigated**. The influence of feed (when the mill moves across and along the build direction), depth and width of milling, speed on the components of the cutting force and roughness of the machined surfaces during counter milling of LMD-workpieces made of steel *0.12-Cr18-Ni10-Ti (AISI 321)* with end mill made of *H10F* carbide with a diameter of 12 mm without wear-resistant coating is established and formalized. **The research methods** are the dynamic measurement of all three components of the cutting force using a three-component dynamometer and the measurement of roughness with a profilometer. The condition and microgeometry of the cutting edges were monitored before and after milling using scanning optical and scanning electron microscopy. **Results and Discussion.** The difference in cutting forces depending on the milling pattern (along and across the build direction) was shown. Studies showed that the milling depth and cutting speed have little effect on the lateral and axial components of the cutting force. The feed force increases significantly with increasing depth of cut, especially when feeding across the specimen build direction. It is found that all three components of the cutting force are directly proportional to the value of the minute feed. The equations for calculating all three components of the cutting force with a change in the minute feed are obtained.

**For citation:** Babaev A.S., Kozlov V.N., Semenov A.R., Shevchuk A.S., Ovcharenko V.A., Sudarev E.A. Investigation of cutting forces and machinability during milling of corrosion-resistant powder steel produced by laser metal deposition. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 38–56. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-38-56. (In Russian).

### References

- Gibson I., Rosen D., Stucker B. *Additive manufacturing technologies*. 2nd ed. New York, Springer Science+Business Media, 2015. 498 p. DOI: 10.1007/978-1-4939-2113-3 (Russ. ed.: Gibson Ya., Rozen D., Staker B. *Tekhnologii additivnogo proizvodstva*. Moscow, Tekhnosfera Publ., 2022. 648 p. ISBN 978-5-94836-447-6).

#### \* Corresponding author

Babaev Artem S., Ph.D. (Engineering), Senior researcher  
 National Research Tomsk State University,  
 36 Lenin Avenue,  
 634050, Tomsk, Russian Federation  
 Тел.: +7 952 805-09-26, e-mail: [temkams@mail.ru](mailto:temkams@mail.ru)

2. Malakizadi A., Mallipeddi D., Dadbakhsh S., M'Saoubi R., Krajnik P. Post-processing of additively manufactured metallic alloys – A review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, vol. 179 (8). DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103908.
3. Shiyas K.A., Ramanujam R. A review on post processing techniques of additively manufactured metal parts for improving the material properties. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46 (2), pp. 1429–1436. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.016.
4. Hällgrena S., Pejryd L., Ekengren J. Additive manufacturing and high speed machining – Cost comparison of short lead time manufacturing methods. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 50, pp. 384–389. DOI: 10.1016/j.procir.2016.05.049.
5. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jäggle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 772 (4). DOI: 10.1016/j.msea.2019.138633.
6. Fousová M., Vojtěch D., Kubásek J., Dvorský D., Machová M. 3D printing as an alternative to casting, forging and machining technologies? *Manufacturing Technology*, 2015, vol. 15 (5), pp. 809–814. DOI: 10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/5/809.
7. Uhlmann E., Rasper P. Influences on specific cutting forces and their impact on the stability behaviour of milling processes. *Production Engineering Research and Development*, 2011, vol. 5, pp. 175–181. DOI: 10.1007/s11740-010-0296-4.
8. Fuchs C., Fritz C., Zaeh M.F. Impact of wire and arc additively manufactured workpiece geometry on the milling process. *Production Engineering Research and Development*, 2023, vol. 17, pp. 415–424. DOI: 10.1007/s11740-022-01153-8.
9. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
10. Song Y.-A., Park S., Choi D., Jee H. 3D welding and milling: Part I – A direct approach for freeform fabrication of metallic prototypes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, vol. 45 (9), pp. 1057–1062. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2004.11.021.
11. Stucker B., Qu X. A finish machining strategy for rapid manufactured parts and tools. *Rapid Prototyping Journal*, 2003, vol. 9 (4), pp. 194–200. DOI: 10.1108/13552540310489578.
12. Klocke F., Lung D., Buchkremer S., Jawahir I.S. From orthogonal cutting experiments towards easy-to-implement and accurate flow stress data. *Materials and Manufacturing Processes*, 2013 vol. 28 (11), pp. 1222–1227. DOI: 10.1080/10426914.2013.811738.
13. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012 vol. 57 (3), pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
14. Lopes J.G., Machado C.M., Duarte V.R., Rodrigues T.A., Santos T.G., Oliveira J.P. Effect of milling parameters on HSLA steel parts produced by Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM). *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 59, pp. 739–749. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.007.
15. Guo P., Zou B., Huang C., Gao H. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 240, pp. 12–22. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.
16. Bai Y., Zhao C., Yang J., Hong R., Weng C., Wang H. Microstructure and machinability of selective laser melted high-strength maraging steel with heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, vol. 288. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116906.
17. Feldhausen T., Raghavan N., Saleeby K., Love L., Kurfess T. Mechanical properties and microstructure of 316L stainless steel produced by hybrid manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, vol. 290. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116970.
18. Kaynak Y., Kitay O. Porosity, surface quality, microhardness and microstructure of selective laser melted 316L stainless steel resulting from finish machining. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2018, vol. 2. DOI: 10.3390/jmmp2020036.
19. Struzikiewicz G., Zębała W., Matras A., Machno M., Ślusarczyk Ł., Hichert S., Laufer F. Turning research of additive laser molten stainless steel 316L obtained by 3D printing. *Materials*, 2019, vol. 12. DOI: 10.3390/ma12010182.
20. Greco S., Schmidt M., Klauer K., Kirsch B., Aurich J.C. Hybrid manufacturing: influence of material properties during micro milling of different additively manufactured AISI 316L. *Production Engineering Research and Development*, 2022, vol. 16, pp. 797–809. DOI: 10.1007/s11740-022-01139-6.

21. Maiss O., Grove T., Denkena B. Influence of asymmetric cutting edge roundings on surface topography. *Production Engineering Research and Development*, 2017, vol. 11, pp. 383–388. DOI: 10.1007/s11740-017-0742-7.
22. Yang N., Yee J., Zheng B., Gaiser K., Reynolds T., Clemon L., Lu W.Y., Schoenung J.M., Lavernia E.J. Process-structure-property relationships for 316L stainless steel fabricated by additive manufacturing and its implication for component engineering. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, vol. 26, pp. 610–626. DOI: 10.1007/s11666-016-0480-y.
23. Yang Y., Gong Y., Qu S., Xin B., Xu Y., Qi Y. Additive/subtractive hybrid manufacturing of 316L stainless steel powder: Densification, microhardness and residual stress. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2019, vol. 33, pp. 5797–5807. DOI: 10.1007/s12206-019-1126-z.
24. Aqilah D.N., Sayuti A.K.M., Farazila Y., Suleiman D.Y., Amirah M.A.N., Izzati W.B.W.N. Effects of process parameters on the surface roughness of stainless steel 316L parts produced by selective laser melting. *ASTM International Journal of Testing and Evaluation*, 2018, vol. 46 (4), pp. 1673–1683. DOI: 10.1520/JTE20170140.
25. Liao Z., Monaca A., Murray J., Speidel A., Ushmaev D., Clare A., Axinte D., M'Saoubi R. Surface integrity in metal machining – Part I: Fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2021, vol. 162. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103687.
26. Mohd Yusuf S., Cutler S., Gao N. Review: the impact of metal additive manufacturing on the aerospace industry. *Metals*, 2019, vol. 9 (12), p. 1286. DOI: 10.3390/met9121286.
27. Luecke W.E., Slotwinski J.A. Mechanical properties of austenitic stainless steel made by additive manufacturing. *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 2014, vol. 119, pp. 398–418. DOI: 10.6028/jres.119.015.
28. Shrestha R., Simsiriwong J., Shamsaei N. Fatigue behavior of additive manufactured 316L stainless steel parts: Effects of layer orientation and surface roughness. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 28, pp. 23–38. DOI: 10.1016/j.addma.2019.04.011.
29. Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials & Design*, 2018, vol. 139, pp. 565–586. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
30. Kozlov V., Babaev A., Schulz N., Semenov A., Shevchuk A. Study of a methodology for calculating contact stresses during blade processing of structural steel. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 2009. DOI: 10.3390/met13122009.
31. Kluczyński J., Śnieżek L., Grzelak K., Janiszewski J., Płatek P., Torzewski J., Szachogłuchowicz I., Gocman K. Influence of selective laser melting technological parameters on the mechanical properties of additively manufactured elements using 316L austenitic steel. *Materials*, 2020, vol. 13, p. 1449. DOI: 10.3390/ma13061449.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние режимов лазерной наплавки на геометрические размеры стального трека

Светлана Долгова<sup>1, a</sup>, Александр Маликов<sup>2, b</sup>, Александр Голышев<sup>2, c</sup>, Аэлита Никулина<sup>3, d, \*</sup>

<sup>1</sup> Новосибирский завод полупроводниковых приборов «Восток», ул. Дачная, 60, г. Новосибирск, 630082, Россия

<sup>2</sup> Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

<sup>3</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>, [svetlanadolgova99@gmail.com](mailto:svetlanadolgova99@gmail.com); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>, [smalik707@yandex.ru](mailto:smalik707@yandex.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>, [alexgol@itam.nsc.ru](mailto:alexgol@itam.nsc.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>, [a.nikulina@corp.nstu.ru](mailto:a.nikulina@corp.nstu.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725

#### История статьи:

Поступила: 15 марта 2024

Рецензирование: 13 апреля 2024

Принята к печати: 17 апреля 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Аддитивные технологии  
Волоконный лазер  
Единичные треки  
Оптимизация  
Макроструктура  
Аустенитная сталь 316L

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Лазерная наплавка – одно из ведущих направлений в области аддитивных технологий, заключающееся в послойном наращивании материала при использовании лазера в качестве источника энергии. Для получения качественного изделия необходимо правильно подобрать оптимальные параметры выращивания. Проблема заключается в том, что такая оптимизация необходима для каждого оборудования, поскольку незначительные отличия в его характеристиках могут вносить существенные изменения в параметры послойного выращивания. Для того чтобы определить оптимальный режим выращивания, достаточно проанализировать влияние различных параметров оборудования на характеристики единичных треков. Поэтому **цель данной работы** заключается в определении наиболее важных параметров лазерного излучения, влияющих на процесс наплавки, и оптимального режима выращивания единичного трека хромоникелевой стали. **В работе исследованы** единичные треки, полученные лазерной наплавкой порошка из аустенитной хромоникелевой стали марки AISI 316L. В качестве факторов оптимизации выступали такие характеристики, как мощность лазера, скорость движения луча, расход подаваемого порошка и размер лазерного пятна. Длина волны лазерного излучения составляла 1,07 мкм. **Методы исследования.** Для определения качества и геометрических размеров одиночных треков исследовалась макроструктура поперечных сечений образцов с использованием методов металлографии и растровой электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что оптимальный режим выращивания единичных треков стали 316L характеризуется мощностью лазерного излучения 1250 Вт и скоростью сканирования 25 мм/с. При этом оптимальный показатель расхода порошка составляет 12 г/мин, а размер лазерного пятна – 4,1 мм. В работе показано, что наибольшее влияние на коэффициент эффективного использования порошкового материала оказывают расход порошка и размер лазерного пятна. Их изменение позволяет повысить производительность наплавки на 10–15 %.

**Для цитирования:** Влияние режимов лазерной наплавки на геометрические размеры стального трека / С.В. Долгова, А.Г. Маликов, А.А. Голышев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 57–70. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-57-70.

### Введение

Традиционные методы подготовки сталей до сих пор являются одним из наиболее универсальных и основных способов изготовления изделий. Однако для производства одного вида готовой продукции иногда требуется огромное количество деталей с предварительно проведен-

ной процедурой формообразования и различными способами соединения их друг с другом. Применение аддитивных технологий в качестве метода создания изделий оказалось многообещающим способом прямого изготовления металлических деталей сложной геометрии с функциональной структурой [1, 2]. Данная методика способна сократить отходы и сэкономить исходное сырье. Многие авторы также утверждают, что благодаря уникальному тепловому режиму, возникающему во время лазерного выращивания, можно регулировать химический состав, влиять на металлургию, получать определенную

#### \*Адрес для переписки

Никулина Аэлита Александровна, д.т.н., профессор  
Новосибирский государственный технический университет,  
пр. К. Маркса, 20,  
630073, г. Новосибирск, Россия  
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: a.nikulina@corp.nstu.ru

микроструктуру и улучшать механические свойства изготавливаемых деталей [3–5].

На настоящий момент существует огромное количество методик послойного выращивания изделий, однако одним из главных методов аддитивного производства является лазерная наплавка. Причина тому – универсальность, простота и распространенность технологии [6]. Указанная методика позволяет получать детали с низкой шероховатостью поверхности за счет меньшего размера лазерного луча, меньшей толщины слоя и короткого шага в сравнении с другими аддитивными технологиями. Данный метод подготовки также позволяет наносить дополнительный материал на готовое изделие с целью ремонта и восстановления детали [5–8]. Лазерная технология обеспечивает получение плотных деталей, без окисления поверхности в процессе выращивания за счет использования среды защитных газов, а также позволяет использовать несколько материалов в одной сборке (Functionally Gradient Material или FGM-образцы) [9–13].

Существует огромное количество исследований по различным аспектам лазерных аддитивных технологий, и одной из самых распространенных тем является оптимизация параметров обработки. Именно благодаря правильно подобранным режимам послойного наращивания можно оценить наличие физических дефектов, что говорит о качестве получаемой продукции [5, 8], а также позволяет повысить эффективность производства [7]. Ученые занимались темой оптимизации параметров с применением различных методик исследований. В работе [5] авторы подобрали режимы формирования единичных треков для волоконного лазера посредством перебора наиболее используемых режимов в матрице планирования. В исследовании [14] авторы использовали методику регрессионного анализа для определения влияния на формируемые треки мощности волоконного лазера с коаксиальным соплом, скорости наплавки, а также распределения порошка в подающей струе. Они установили, что при постоянной мощности лазера с увеличением скорости наплавки высота и площадь поперечного сечения уменьшаются, а при увеличении скорости подачи порошка – увеличиваются. При постоянных скоростях и изменении мощности площадь поперечного

сечения увеличивается, а распределение порошка никак не влияет на геометрию трека. Аналогичные результаты получили авторы статьи [7], применяя методику ANOVA (analysis of variance – дисперсионный анализ). Они пришли к выводу, что разные параметры влияют на геометрические размеры трека по-разному. На высоту трека основное влияние оказывают скорость наплавки и скорость подачи порошка. Влияние мощности составляет около 1 %. Однако при исследовании ширины трека основными влияющими факторами являлись мощность и скорость сканирования. В работе [15] также изучали влияние различных режимов волоконного лазера на формирование одиночного трека. Авторы подтвердили, что увеличение скорости подачи порошка отрицательно влияет на качество сцепления между наплавленной дорожкой и подложкой, а скорость перемещения лазера отрицательно влияет на площадь поперечного сечения и положительно влияет на ширину наплавленного слоя. Мощность лазера оказывает существенное влияние на высоту и ширину формируемого трека в сравнении со скоростью сканирования и скоростью подачи порошка.

Поскольку при различных исследованиях используется разное оборудование и разные материалы исследования, то, несмотря на идентичную технологию послойного нанесения, полученные результаты могут существенно отличаться. Тем самым данная тематика до сих пор остается актуальной. Поэтому *целью настоящей работы* является определение наиболее важных параметров лазерного излучения, влияющих на процесс наплавки, и оптимального режима для получения качественных единичных треков из стали AISI 316L при использовании волоконного лазера.

## Методика исследований

### Исследуемый материал

Для исследования влияния режимов наращивания на получение качественных одиночных треков был использован порошок стали AISI 316L. Средний размер частиц составлял 15...45 мкм. Наплавление стального порошка проводилось на пластину из стали марки 12X18H10T с размерами 50×50×5 мм. Химический состав используемых сплавов представлен в табл. 1.

**Химический состав исследуемых материалов**  
**Chemical composition of the materials under study**

Материал/ Material	Химический элемент, вес. % / Chemical element, wt. %/								
	C	Mn	Si	S	P	Ti	Cr	Ni	Fe
AISI 316L	0,025	0,84	0,68	0,015	0,01	0,71	18,69	8,84	Осн / Bas
12X18H10T / 1.2-Cr18-Ni10-Ti	0,11	1,082	0,447	0,002	0,027	0,002	17,15	7,85	Осн / Bas

### Используемое оборудование

Наплавка осуществлялась методом прямого лазерного выращивания (Direct Metal Deposition). При использовании этого метода лазерное излучение фокусируется с помощью линзы на подложку, образуя ванну расплава. Соосно лазерному излучению через коаксиальное сопло подается порошковая смесь. При перемещении лазерного излучения ванна расплава затвердевает, образуя наплавочный валик. Формирование одиночных треков проводилось на созданном в ИТПМ СО РАН оборудовании «Наплавочно-сварочный комплекс на базе многокоординатной руки и волоконного лазера» с мощностью иттербиевого лазера 3 кВт (производства IPGphotonics) и длиной волны излучения 1,07 мкм (рис. 1). Аргон использовался в качестве газа-носителя, а также защитной среды в процессе выращивания.

Для определения размеров и качества формируемых треков были использованы оптический микроскоп Olympus LEXT OLS 3000 и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP (ЦКП ССМ НГТУ). Поперечные сечения образцов для исследования подготавливали по стандартной методике шлифования и полирования. Травление шлифов производилось с использованием химического травителя состава  $\text{HNO}_3$ :  $\text{HCl}$  = 1:3.

### Условия эксперимента

Параметры оборудования, плотность энергии, скорость сканирования, скорость потока газа и другие параметры играют важную роль в определении особенностей микроструктуры, качества детали и производительности самого



*Рис. 1. Автоматизированный лазерный комплекс*

*Fig. 1. Automated laser complex*

процесса. Поэтому для определения оптимальных режимов выращивания стального изделия методом прямого лазерного выращивания необходимо исследовать поведение материала при формировании единичных треков. Выбор первоначальных значений параметров основан на данных работ [16–23]. Диапазон значений основных параметров: мощность лазера 1000...1500 Вт, скорость сканирования 15...35 мм/с, расход порошка 12...36 г/мин (частота вращения диска подачи 4...12 % соответственно) и размер лазерного пятна 2,9...5,6 мм. Такие параметры, как расход порошка и размер лазерного пятна, изменялись после определения оптимальной мощности и скорости сканирования.

### Условия выборки

В процессе аддитивного производства из-за особенностей материала исследования, параметров оборудования и режимов выращивания



могут возникать различные дефекты наплавки. Поэтому для определения оптимального режима выращивания анализировались геометрические размеры, угол смачивания с подложкой, наличие пор и трещин в зоне соединения полученных единичных треков и подложки. В работе будет оцениваться соотношение 1:3 между толщиной и шириной наплавленного слоя, так как при несоблюдении данного соотношения в процессе создания массива могут формироваться межслойные поры [8, 24]. В настоящей статье также будет введено понятие коэффициента эффективного наращивания – коэффициента полезного расхода материала, основанного на отношении массы наплавленного металла к норме расхода порошка. Эта характеристика оценивает потери материала в процессе наплавки.

## Результаты и их обсуждение

### Макроструктура и геометрические размеры полученных треков

С целью определения наиболее подходящего режима наращивания для построения массивов необходимо оценить геометрические размеры

и наличие дефектов в зоне наплавленного слоя у единичных треков. В табл. 2 представлены геометрические характеристики наплавленного стального порошка.

Макроструктура поперечных сечений стали 316L представлена на рис. 2–6. Как можно заметить, с повышением скорости высота исследуемых треков уменьшается, что в дальнейшем увеличивает ширину наплавленного слоя (рис. 2–4). Это можно объяснить уменьшением линейного расхода энергии (формированием меньшей ванны расплава) и уменьшением массового расхода порошка на единицу длины при постоянной скорости подачи. Повышение мощности аналогичным образом изменяло геометрические размеры трека (рис. 2–4).

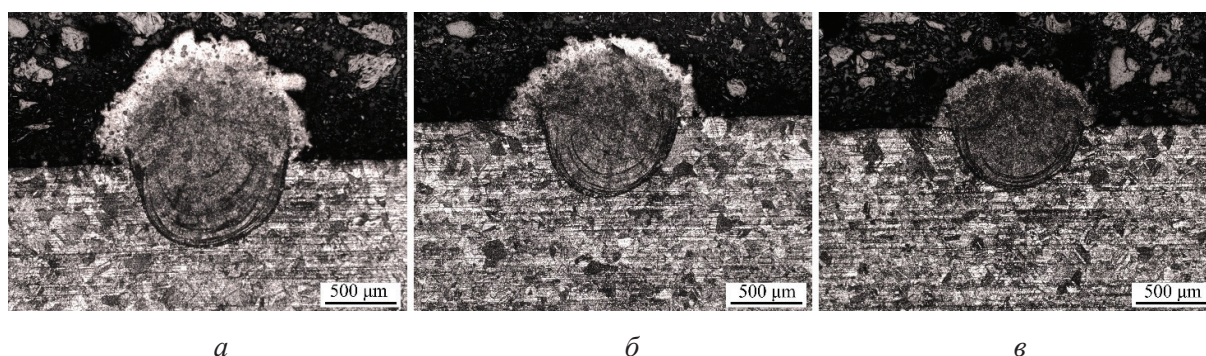
Угол смачивания наплавленного слоя с подложкой является одним из наиболее важных параметров, определяющих однородность трека. В некоторых образцах при минимальных значениях скорости был обнаружен отрицательный боковой угол (рис. 2, а; 3, а, б; 4, а), который может стать причиной отслоения материала от подложки и наличия межслойных пор. С повышением мощности и скорости сканирования угол

Таблица 2

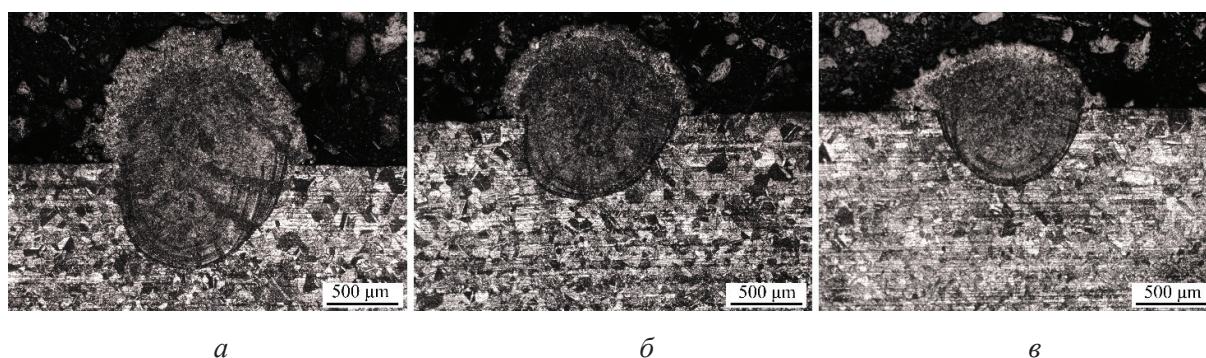
Table 2

Геометрические размеры единичных треков  
Geometric dimensions of single tracks

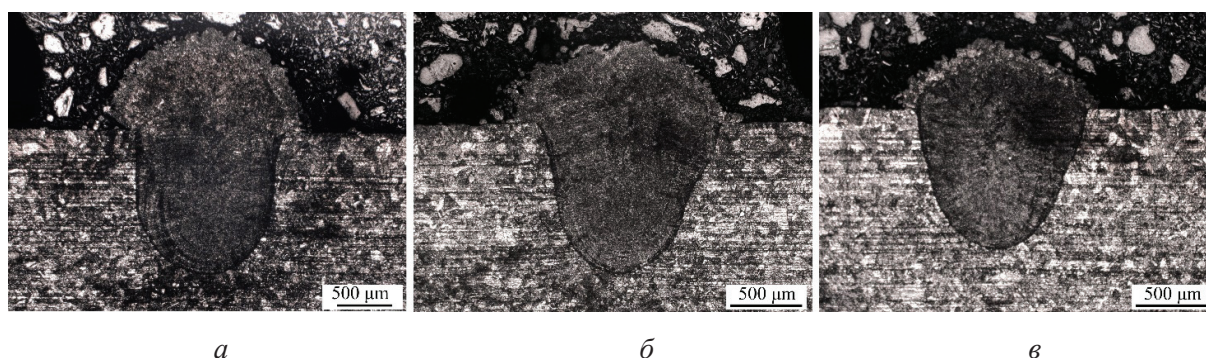
Мощность, Вт / Power, W	Скорость, мм/с / Speed, mm/s	Расход, % / Consumption, %	Диаметр пучка, мм / Beam diameter, mm	Высота, мкм / Height, μm	Ширина, мкм / Width, μm	Глубина проплавления, мкм / Penetration depth, μm	Угол смачивания, град / Contact angle, °
1000	15	8	2,9	825	1177	579	38
1000	25	8	2,9	540	1285	552	132
1000	35	8	2,9	402	1100	431	117
1250	15	8	2,9	935	1305	738	43
1250	25	8	2,9	620	1213	571	47
1250	35	8	2,9	445	1202	534	143
1500	15	8	2,9	790	1485	1286	33
1500	25	8	2,9	540	1527	1089	117
1500	35	8	2,9	397	1312	969	77
1250	25	4	2,9	245	1642	872	155
1250	25	12	2,9	765	1197	485	67
1250	25	4	4,1	305	1567	655	130
1250	25	4	5,6	345	1775	552	134



*Рис. 2.* Поперечные сечения треков, полученных при мощности 1000 Вт, расходе порошка 24 г/мин, размере лазерного пятна 2,9 мм, скорости 15 мм/с (а), 25 мм/с (б), 35 мм/с (в)  
*Fig. 2.* Cross sections of tracks obtained at a power of 1,000 W, powder consumption 24 g/min, laser spot size 2.9 mm, speed 15 mm/s (a), 25 mm/s (b), 35 mm/s (v)



*Рис. 3.* Поперечные сечения треков, полученных при мощности 1250 Вт, расходе порошка 24 г/мин, размере лазерного пятна 2,9 мм, скорости 15 мм/с (а), 25 мм/с (б), 35 мм/с (в)  
*Fig. 3.* Cross sections of tracks obtained at a power of 1,250 W, powder flow rate 24 g/min, laser spot size 2.9 mm, speed 15 mm/s (a), 25 mm/s (б), 35 mm/s (v)



*Рис. 4.* Поперечные сечения треков, полученных при мощности 1500 Вт, расходе порошка 24 г/мин, размере лазерного пятна 2,9 мм, скорости 15 мм/с (а), 25 мм/с (б), 35 мм/с (в)  
*Fig. 4.* Cross sections of tracks obtained at a power of 1,500 W, powder flow rate 24 g/min, laser spot size 2.9 mm, speed 15 mm/s (a), 25 mm/s (б), 35 mm/s (v)

смачивания увеличивался до соприкосновения с границей подложки за счет изменения геометрических размеров трека (рис. 2–4).

Основным геометрическим показателем, также необходимым для выявления оптимального режима выращивания, является глубина про-

плавления. С увеличением мощности глубина проплавленной области увеличивается, однако при увеличении скорости сканирования наблюдается обратный эффект (рис. 2–4). Максимальная глубина проплавления (1286 мкм) соответствует наибольшему значению мощности с мини-



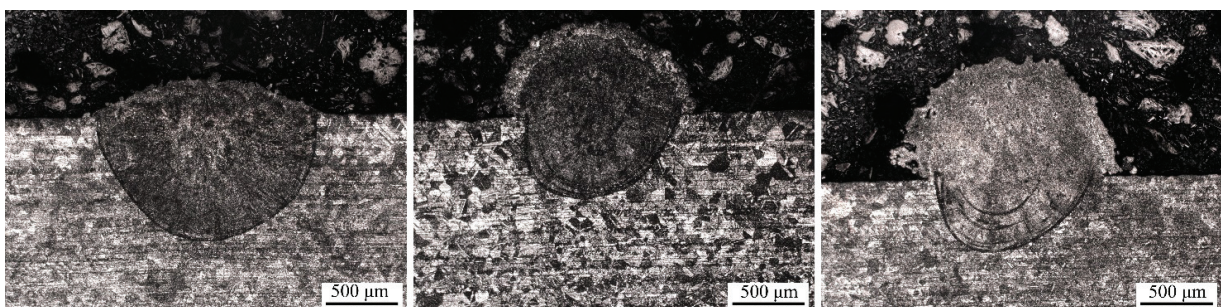
мальным показателем скорости сканирования (1500 Вт и 15 мм/с). Причиной тому является большое количество энергии, поданное в локальное место плавления. Этот эффект свидетельствует о том, что при использовании максимальной скорости сканирования мощность лазера также должна быть максимальной.

На основе анализа полученных данных в качестве параметров оптимального режима были выбраны мощность и скорость выращивания, составляющие 1250 Вт и 25 мм/с соответственно, так как при этом режиме формировались аккуратные треки без крупных пор, а в процессе наплавки присутствовало минимальное искробразование (рис. 3, б). Однако условие, описанное в работе [8], не было выполнено, так как варьировались не все параметры. Поэтому на основе данного режима при постоянной мощности и скорости сканирования далее проводили ис-

следование влияния расхода порошка и размера лазерного пятна на единичные треки.

При использовании скорости подачи порошка 12 г/мин формировалась минимальная высота трека, так как с повышением этой характеристики происходит увеличение массового расхода порошка (рис. 5). Однако при увеличении размера лазерного пятна высота трека увеличивалась (рис. 6).

При повышении мощности сканирования глубина расплавленной подложки увеличивается за счет увеличения количества лазерной энергии, проникающей в подложку (рис. 7). Однако с повышением скорости сканирования глубина проникновения слоя уменьшается вследствие уменьшения удельной энергии лазера в процессе наплавки. Повышение расхода порошка и размера лазерного пятна уменьшает глубину проникновения слоя по аналогичной причине (рис. 8, 9).



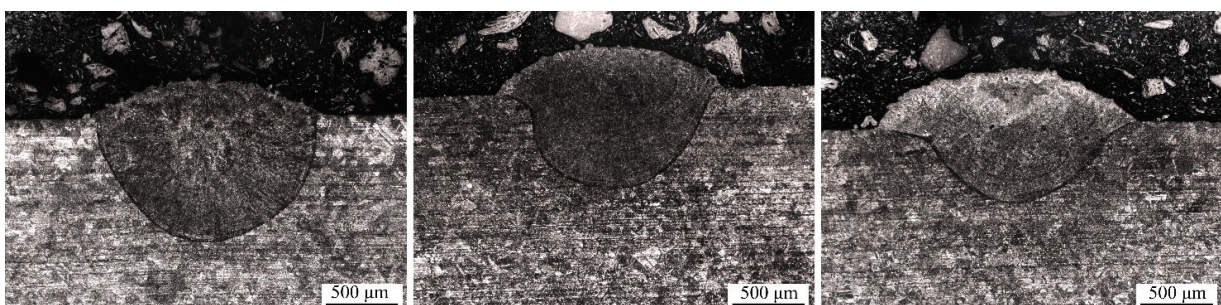
а

б

в

Рис. 5. Поперечные сечения треков, изготовленных при мощности 1250 Вт, скорости 25 мм/с, размере лазерного пятна 2,9 мм, расходе порошка 12 г/мин (а), 24 г/мин (б), 36 г/мин (в)

Fig. 5. Cross sections of tracks produced at a power of 1,250 W, speed 25 mm/s, laser spot size 2.9 mm, powder consumption 12 g/min (a), 24 g/min (b), 36 g/min (c)



а

б

в

Рис. 6. Поперечные сечения треков, изготовленных при мощности 1250 Вт, скорости 25 мм/с, расходе порошка 12 г/мин, размере лазерного пятна 2,9 мм (а), 4,1 мм (б), 5,6 мм (в)

Fig. 6. Cross sections of tracks produced at a power of 1,250 W, speed 25 mm/s, powder consumption 12 g/min, laser spot size 2.9 mm (a), 4.1 mm (b), 5.6 mm (c)



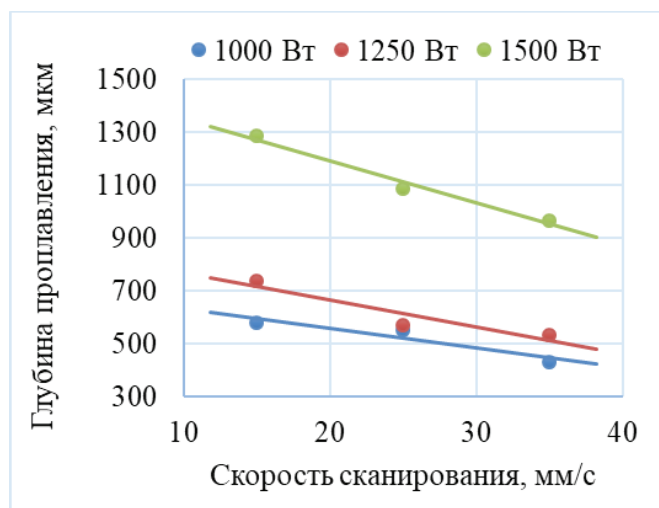


Рис. 7. Изменение глубины проплавления при варьировании мощности и скорости выращивания, размер лазерного пятна 2,9 мм, расход порошка 24 г/мин

Fig. 7. Change in penetration depth with varying power and build speed, laser spot size 2.9 mm, powder consumption 24 g/min

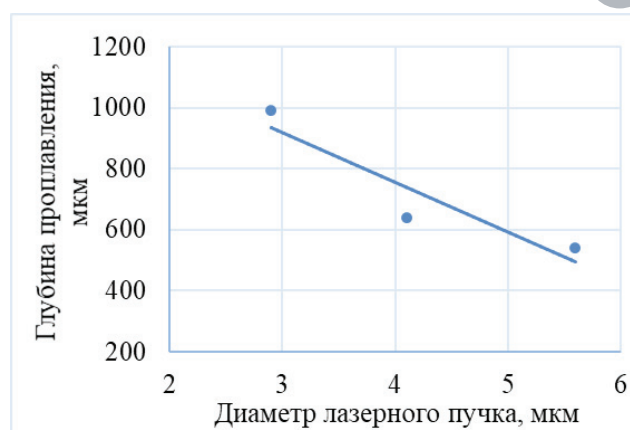


Рис. 9. Влияние изменения размера лазерного пятна на глубину проплавления при мощности 1250 Вт, скорости 25 мм/с, расходе порошка 12 г/мин

Fig. 9. Effect of changing the size of the laser spot on the penetration depth at a power of 1,250 W, speed 25 mm/s, powder flow rate 12 g/min

#### Коэффициент полезного расхода материала

Определение коэффициента полезного расхода материала проводилось по формуле [25]:

$$K_{\text{эф}} = \frac{m}{P},$$

где  $m$  – масса наплавленного слоя, определенная по объему наплавленного материала за минуту, г/мин;  $P$  – расход порошка в процессе наращивания, г/мин.

Масса наплавленного слоя определялась по площади поперечного сечения полученных треков. Результаты представлены в табл. 3. Средний коэффициент эффективного использования порошка в процессе прямого лазерного выращивания составил 20–23 %. Аналогичный результат был получен в работе [26]. Анализируя рис. 11, можно прийти к выводу, что с повышением скорости и мощности лазерного излучения потери массы порошка в процессе наращивания изменяются незначительно, что указывает на отсутствие влияния этих двух параметров на производительность наращивания.

Увеличение расхода порошка повышает коэффициент полезного расхода материала (рис. 12) из-за взаимодействия большего количества частиц друг с другом. Однако изменение диаметра лазерного пучка в процессе выращивания показало значительное увеличение коэф-

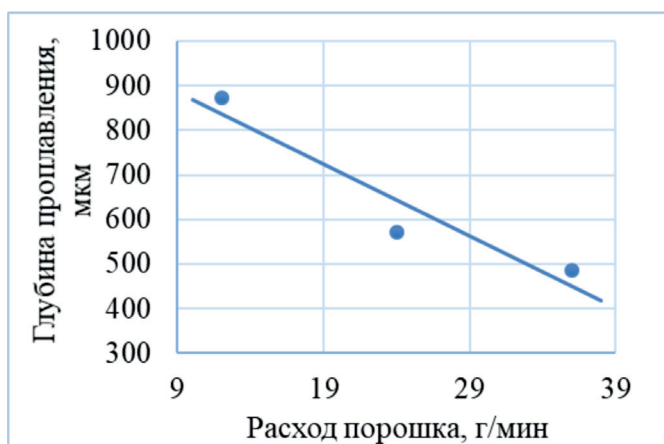
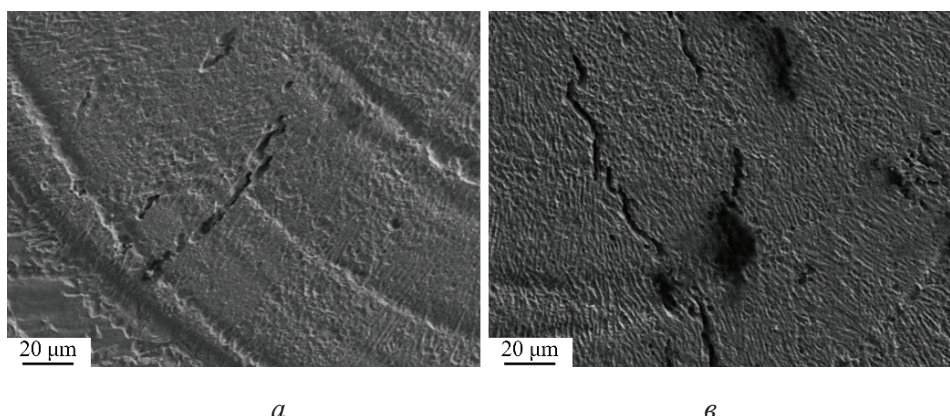


Рис. 8. Зависимость глубины проплавления от расхода порошка при мощности 1250 Вт, скорости сканирования 25 мм/с, размере лазерного пятна 2,9 мм

Fig. 8. Dependence of penetration depth on powder consumption at a power of 1,250 W, scanning speed 25 mm/s, laser spot size 2.9 mm

В образцах при минимальной скорости сканирования, а также при большом расходе порошка на границе проплавленного материала и подложки образовывались трещины, вызванные растягивающими напряжениями (рис. 10).



*Рис. 10.* Наличие трещин в проплавленном слое:

*a* – мощность 1000 Вт, скорость сканирования 15 мм/с, расход порошка 24 г/мин;

*б* – мощность 1250 Вт, скорость 15 мм/с, расход порошка 24 г/мин

*Fig. 10.* Presence of cracks in the fused layer:

*a* – power 1,000 W, scanning speed 15 mm/s, powder flow rate 24 g/min;

*б* – power 1,250 W, speed 15 mm/s, powder flow rate 24 g/min

Таблица 3

Table 3

### Коэффициент эффективности наплавки

#### Surfacing efficiency coefficient

Мощность, Вт / Power, W	Скорость, мм/с / Speed, mm/s	Расход порошка, % / Powder consumption, %	Диаметр пучка, мм / Beam diameter, mm	Коэффициент, % / Coefficient, %
1000	15	8	2,9	21,1
1000	25	8	2,9	21,4
1000	35	8	2,9	20
1250	15	8	2,9	24,8
1250	25	8	2,9	26,5
1250	35	8	2,9	24,6
1500	15	8	2,9	23,3
1500	25	8	2,9	23,7
1500	35	8	2,9	21,9
1250	25	4	2,9	24,6
1250	25	12	2,9	28,5
1250	25	4	4,1	32,2
1250	25	4	5,6	43,1

фициента эффективности наплавки (рис. 13). Объясняется это увеличением диаметра пятна на материале.

### Закключение

В работе было исследовано влияние параметров выращивания на геометрические размеры единичных треков из аустенитной стали 316L

с использованием волоконного лазера. В ходе исследования было подтверждено, что с увеличением скорости сканирования и мощности лазера происходит уменьшение высоты единичного трека с увеличением его ширины. На основе анализа геометрических размеров, угла смачивания с подложкой, наличия пор и трещин в зоне соединения полученных единичных треков и подложки был определен оптимальный

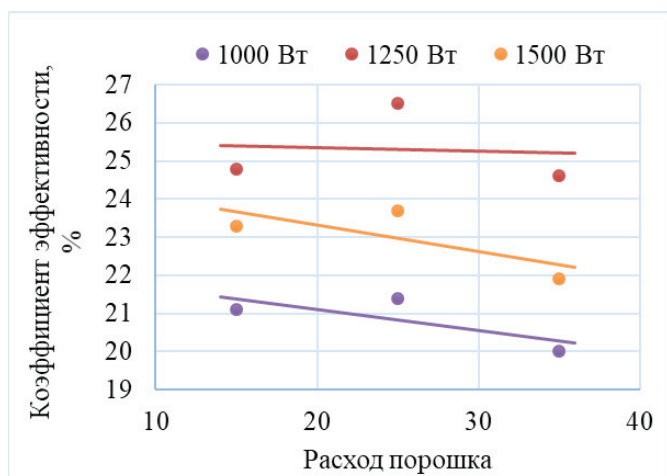


Рис. 11. Влияние изменения мощности на коэффициент полезного расхода материала; диаметр пучка 2,9 мм, расход порошка 24 г/мин

Fig. 11. Effect of power changes on the coefficient of useful material consumption: beam diameter 2.9 mm, powder flow rate 24 g/min

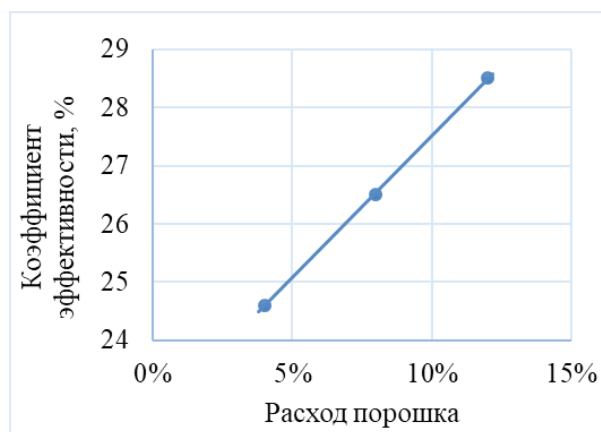


Рис. 12. Влияние изменения расхода порошка на коэффициент полезного расхода материала; мощность 1250 Вт, скорость 25 мм/с, диаметр пучка 2,9 мм

Fig. 12. Effect of changes in powder consumption on the coefficient of useful material consumption; power 1,250 W, speed 25 mm/s, beam diameter 2.9 mm

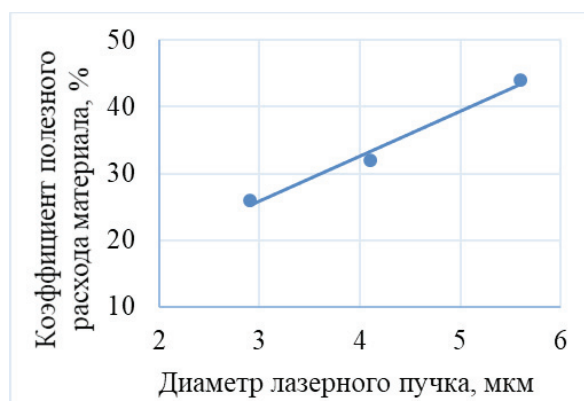


Рис. 13. Влияние диаметра лазерного пучка на коэффициент полезного расхода материала; мощность 1250 Вт, скорость 25 мм/с, расход порошка 12 г/мин

Fig. 13. Influence of the laser beam diameter on the coefficient of useful material consumption; power 1,250 W, speed 25 mm/s, powder flow rate 12 g/min

режим выращивания, мощность лазера и скорость сканирования для которого составили 1250 Вт и 25 мм/с соответственно. При повышении мощности лазера происходит активное искрообразование, что сопровождается увеличением глубины проплавления и увеличением шероховатости поверхности. Изменение параметров расхода порошка и диаметра лазерного пучка привело к тому, что единичные треки характеризовались меньшей шероховатостью и полным смачивани-

ем поверхности. Оптимальный расход порошка отмечен при частоте вращения диска 4 % (соответственно расход порошка – 12 г/мин). Диаметр пучка, при котором характеристики единичных треков оптимальны, составил 4,1 мм.

Производительность прямого лазерного выращивания в настоящей работе составила около 20–23 %. Было установлено, что наибольшее влияние на коэффициент эффективного использования материала оказывают такие характери-



стики, как расход порошка и диаметр лазерного пучка. Их изменение позволяет повысить производительность на 10–15 %.

### Список литературы

1. *Gadagi B., Lekurwale R.* A review on advances in 3D metal printing // *Materials Today: Proceedings.* – 2021. – Vol. 45. – P. 277–283. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.436.
2. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications / D. Svetlizky, M. Das, B. Zheng, A.L. Vyatskikh, S. Bose, A. Bandyopadhyay, J.M. Schoenung, E.J. Lavernia, N. Eliaz // *Materials Today.* – 2021. – Vol. 49. – P. 271–295. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.020.
3. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting / K. Saeidi, X. Gao, Y. Zhong, Z.J. Shen // *Materials Science and Engineering: A.* – 2015. – Vol. 625. – P. 221–229. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.018.
4. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior – A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting / F. Bartolomeu, M. Buciumeanu, E. Pinto, N. Alves, O. Carvalho, F.S. Silva, G. Miranda // *Additive Manufacturing.* – 2017. – Vol. 16. – P. 81–89. – DOI: 10.1016/j.addma.2017.05.007.
5. Analysis of the process parameter influence in laser cladding of 316L stainless steel / P. Alvarez, M.Á. Montealegre, J.F. Pulido-Jiménez, J.I. Arrizubieta // *Journal of Manufacturing and Materials Processing.* – 2018. – Vol. 2 (3). – P. 55. – DOI: 10.3390/jmmp2030055.
6. *Pinkerton A.J.* Lasers in additive manufacturing // *Optics & Laser Technology.* – 2016. – Vol. 78. – P. 25–32. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2015.09.025.
7. *Goodarzi D.M., Pekkarinen J., Salminen A.* Analysis of laser cladding process parameter influence on the clad bead geometry // *Welding in the World.* – 2017. – Vol. 61 (5). – P. 883–891. – DOI: 10.1007/s40194-017-0495-0.
8. *Dutta B.* Directed Energy Deposition (DED) Technology // *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys.* – 2022. – Vol. 3. – P. 66–84. – DOI: 10.1016/B978-0-12-819726-4.00035-1.
9. Parametric study of development of Inconel-steel functionally graded materials by laser direct metal deposition / K. Shah, Izhar ul Haq, A. Khan, S.A. Shah, M. Khan, A.J. Pinkerton // *Materials & Design.* – 2014. – Vol. 54. – P. 531–538. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.079.
10. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling / B.E. Carroll, R.A. Otis, J.P. Borgonia, J. Suh, R.P. Dillon, A.A. Shapiro, D.C. Hofmann, Z.-K. Liu, A.M. Beese // *Acta Materialia.* – 2016. – Vol. 108. – P. 46–54. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.019.
11. Laser rapid manufacturing of stainless steel 316L/Inconel718 functionally graded materials: microstructure evolution and mechanical properties / D. Wu, X. Liang, Q. Li, L. Jiang // *International Journal of Optics.* – 2010. – Vol. 2010. – P. 802385. – DOI: 10.1155/2010/802385.
12. Development and characterization of 316L/Inconel 625 functionally graded material fabricated by laser direct metal deposition / B. Chen, Y. Su, Z. Xie, C. Tan, J. Feng // *Optics & Laser Technology.* – 2020. – Vol. 123. – P. 105916. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105916.
13. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/inconel 718 manufactured by selective laser melting / X. Mei, X. Wang, Y. Peng, H. Gu, G. Zhong, Y. Sh // *Material Science and Engineering: A.* – 2019. – Vol. 758. – P. 185–191. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.011.
14. Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process / H. El Cheikh, B. Courant, S. Branchu, J.-Y. Hascoët, R. Guillén // *Optics and Laser in Engineering.* – 2012. – Vol. 50 (3). – P. 413–422. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2011.10.014.
15. Effect of process parameters on the cladding track geometry fabricated by laser cladding / Y. Zhao, Ch. Guan, L. Chen, J. Sun, T. Yu // *Optik.* – 2020. – Vol. 223. – P. 165447. – DOI: 10.1016/j.ijleo.2020.165447.
16. An investigation on the effect of deposition pattern on the microstructure, mechanical properties and residual stress of 316L produced by Directed Energy Deposition / A. Saboori, G. Piscopo, M. Lai, A. Salmi, S. Biamino // *Materials Science and Engineering: A.* – 2020. – Vol. 780. – P. 139179. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139179.
17. Self-heating behavior during cyclic loadings of 316L stainless steel specimens manufactured or repaired by Directed Energy Deposition / Y. Balit, L.-R. Joly, F. Szmytka, S. Durbecq, E. Charkaluk, A. Constantinescu // *Materials Science and Engineering: A.* – 2020. – Vol. 786. – P. 139476. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139476.
18. Tensile and ductile fracture properties of as-printed 316L stainless steel thin walls obtained by directed energy deposition / P. Margerit, D. Weisz-Patrault, K. Ravi-Chandar, A. Constantinescu // *Additive Manufacturing.* – 2021. – Vol. 37. – P. 101664. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101664.
19. Fracture analysis in directed energy deposition (DED) manufactured 316L stainless steel using a phase-field approach / E. Azinpour, R. Darabi, J.C. de Sa, A. Santos, J. Hodek, J. Dzugan // *Finite Elements in*



Analysis and Design. – 2020. – Vol. 177. – P. 103417. – DOI: 10.1016/j.fincl.2020.103417.

20. Effect of build height on the properties of large format stainless steel 316L fabricated via directed energy deposition / D.R. Feenstra, V. Cruz, X. Gao, A. Molotnikov, N. Birbilis // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 34. – P. 101205. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101205.

21. Microstructural banding of directed energy deposition-additively manufactured 316L stainless steel / Y. Hwa, Ch.S. Kumai, Th.M. Devine, N. Yang, J.K. Yee, R. Hardwick, K. Burgmann // Journal of Materials Science & Technology. – 2021. – Vol. 69. – P. 96–105. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.08.022.

22. Characterisation of porosity, density, and microstructure of directed energy deposited stainless steel AISI 316L / Z.E. Tan, J.H. Lye Pang, J. Kaminski, H. Pepin // Additive Manufacturing. – 2019. – Vol. 25. – P. 286–296. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.014.

23. *Mukherjee M.* Effect of build geometry and orientation on microstructure and properties of additively

manufactured 316L stainless steel by laser metal deposition // Materialia. – 2019. – Vol. 7. – P. 100359. – DOI: 10.1016/j.mtla.2019.100359.

24. *Dutta B., Babu S., Jared B.H.* Science, technology and applications of metals in additive manufacturing. – Elsevier, 2019. – 343 p. – ISBN 978-0-12-816634-5. – DOI: 10.1016/C2017-0-04707-9.

25. Справочник по специальным работам: сварочные работы в строительстве. В 2 ч. Ч. 1 / под ред. В.Д. Тарана. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Стройиздат, 1971. – 415 с.

26. Влияние технологических параметров на производительность при изготовлении металлических деталей методом прямого лазерного выращивания / Ю.Н. Завалов, А.В. Дубров, П.С. Родин, А.Н. Антонов, Е.С. Макарова, С.В. Стенькин, В.Д. Дубров // Аддитивные технологии: настоящее и будущее: материалы V Международной конференции, 22 марта 2019 г. – М.: ВИАМ, 2019. – С. 121–130.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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>).

## The effect of laser surfacing modes on the geometrical characteristics of the single laser tracks

Svetlana Dolgova<sup>1, a</sup>, Alexandr Malikov<sup>2, b</sup>, Alexander Golyshev<sup>2, c</sup>, Aelita Nikulina<sup>3, d, \*</sup>

<sup>1</sup> Novosibirsk semiconductor device plant Vostok, 60 Dachnaya st., Novosibirsk, 630082, Russian Federation

<sup>2</sup> Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

<sup>3</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>,  [svetlanadolgova99@gmail.com](mailto:svetlanadolgova99@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>,  [smalik707@yandex.ru](mailto:smalik707@yandex.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>,  [alexgol@itam.nsc.ru](mailto:alexgol@itam.nsc.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  [a.nikulina@corp.nstu.ru](mailto:a.nikulina@corp.nstu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 March 2024

Revised: 13 April 2024

Accepted: 17 April 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Additive technologies,

Fiber laser,

Single tracks,

Optimization,

Macrostructure,

Austenitic steel 316L

#### Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment of the ITAM SB RAS.

### ABSTRACT

**Introduction.** Laser surfacing is one of the leading trends in the field of additive technologies, which consists in layer-by-layer build of material using a laser as an energy source. To obtain a high-quality product, it is necessary to select the optimal building parameters correctly. The problem is that such optimization is necessary for all equipment, since minor differences in its characteristics can make significant changes in the parameters of layer-by-layer build. In order to determine the optimal build mode, it is enough to analyze the effect of various equipment parameters on the characteristics of single tracks. Therefore, **the purpose of this work** is to determine the most important parameters of laser radiation that affect the surfacing process and the optimal mode for building a single track of chromium-nickel steel. **The work investigated** single tracks obtained by laser surfacing of powder from austenitic chromium-nickel steel *AISI 316L*. The optimization factors included such characteristics as laser power, beam speed, flow rate of supplied powder and laser spot size. The wavelength of laser radiation was 1.07 μm. **Research methods.** To determine the quality and geometric dimensions of single tracks, the macrostructure of cross sections of specimens was studied using metallography and scanning electron microscopy methods. **Results and discussion.** It is established that the optimal mode for growing single tracks of steel *AISI 316L* is characterized by a laser radiation power of 1,250 W and a scanning speed of 25 mm/s. In this case, the optimal powder consumption rate is 12 g/min, and the laser spot size is 4.1 mm. The work shows that the powder consumption and laser spot size have the greatest influence on the coefficient of effective use of powder material. By changing it, the surfacing performance can be increased by 10–15 %.

**For citation:** Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshev A.A., Nikulina A.A. The effect of laser surfacing modes on the geometrical characteristics of the single laser tracks. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 57–70. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-57-70. (In Russian).

### References

1. Gadagi B., Lekurwale R. A review on advances in 3D metal printing. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 45, pp. 277–283. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.436.
2. Svetlizky D., Das M., Zheng B., Vyatskikh A.L., Bose S., Bandyopadhyay A., Schoenung J.M., Lavernia E.J., Eliaz N. Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, 2021, vol. 49, pp. 271–295. DOI: 10.1016/j.mattod.2021.03.020.
3. Saeidi K., Gao X., Zhong Y., Shen Z.J. Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 625, pp. 221–229. DOI: 10.1016/j.msea.2014.12.018.

#### \* Corresponding author

Nikulina Aelita A., D.Sc. (Engineering), Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7 (383) 346-11-71, e-mail: [a.nikulina@corp.nstu.ru](mailto:a.nikulina@corp.nstu.ru)



4. Bartolomeu F., Buciumeanu M., Pinto E., Alves N., Carvalho O., Silva F.S., Miranda G. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior – A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. *Additive Manufacturing*, 2017, vol. 16, pp. 81–89. DOI: 10.1016/j.addma.2017.05.007.
5. Alvarez P., Montealegre M.Á., Pulido-Jiménez J.F., Arrizubieta J.I. Analysis of the process parameter influence in laser cladding of 316L stainless steel. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2018, vol. 2 (3), p. 55. DOI: 10.3390/jmmp2030055.
6. Pinkerton A.J. Lasers in additive manufacturing. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 78, pp. 25–32. DOI: 10.1016/j.optlastec.2015.09.025.
7. Goodarzi D.M., Pekkarinen J., Salminen A. Analysis of laser cladding process parameter influence on the clad bead geometry. *Welding in the World*, 2017, vol. 61 (5), pp. 883–891. DOI: 10.1007/s40194-017-0495-0.
8. Dutta B. Directed Energy Deposition (DED) Technology. *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys*, 2022, vol. 3, pp. 66–84. DOI: 10.1016/B978-0-12-819726-4.00035-1.
9. Shah K., Izhar ul Haq, Khan A., Shah Sh.A., Khan M., Pinkerton A.J. Parametric study of development of Inconel-steel functionally graded materials by laser direct metal deposition. *Materials & Design*, 2014, vol. 54, pp. 531–538. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.079.
10. Carroll B.E., Otis R.A., Borgonia J.P., Suh J., Dillon R.P., Shapiro A.A., Hofmann D.C., Liu Z.-K., Beese A.M. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108, pp. 46–54. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.019.
11. Wu D., Liang X., Li Q., Jiang L. Laser rapid manufacturing of stainless steel 316L/Inconel718 functionally graded materials: microstructure evolution and mechanical properties. *International Journal of Optics*, 2010, vol. 2010, p. 802385. DOI: 10.1155/2010/802385.
12. Chen B., Su Y., Xie Zh., Tan C., Feng J. Development and characterization of 316L/Inconel 625 functionally graded material fabricated by laser direct metal deposition. *Optics & Laser Technology*, 2020, vol. 123, p. 105916. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105916.
13. Mei X., Wang X., Peng Y., Gu H., Zhong G., Sh Y. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/inconel 718 manufactured by selective laser melting. *Material Science and Engineering: A*, 2019, vol. 758, pp. 185–191. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.011.
14. El Cheikh H., Courant B., Branchu S., Hascoët J.-Y., Guillén R. Analysis and prediction of single laser tracks geometrical characteristics in coaxial laser cladding process. *Optics and Laser in Engineering*, 2012, vol. 50 (3), pp. 413–422. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2011.10.014.
15. Zhao Y., Guan Ch., Chen L., Sun J., Yu T. Effect of process parameters on the cladding track geometry fabricated by laser cladding. *Optik*, 2020, vol. 223, p. 165447. DOI: 10.1016/j.ijleo.2020.165447.
16. Saboori A., Piscopo G., Lai M., Salmi A., Biamino S. An investigation on the effect of deposition pattern on the microstructure, mechanical properties and residual stress of 316L produced by Directed Energy Deposition. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 780, p. 39179. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139179.
17. Balit Y., Joly L.-R., Szymtka F., Durbecq S., Charkaluk E., Constantinescu A. Self-heating behavior during cyclic loadings of 316L stainless steel specimens manufactured or repaired by Directed Energy Deposition. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 786, p. 139476. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139476.
18. Margerit P., Weisz-Patrault D., Ravi-Chandar K., Constantinescu A. Tensile and ductile fracture properties of as-printed 316L stainless steel thin walls obtained by directed energy deposition. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 37, p. 101664. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101664.
19. Azinpour E., Darabi R., Sa J.C. de, Santos A., Hodek J., Dzugan J. Fracture analysis in directed energy deposition (DED) manufactured 316L stainless steel using a phase-field approach. *Finite Elements in Analysis and Design*, 2020, vol. 177, p. 103417. DOI: 10.1016/j.finel.2020.103417.
20. Feenstra D.R., Cruz V., Gao X., Molotnikov A., Birbilis N. Effect of build height on the properties of large format stainless steel 316L fabricated via directed energy deposition. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 34, p. 101205. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101205.
21. Hwa Y., Kumai Ch.S., Devine Th.M., Yang N., Yee J.K., Hardwick R., Burgmann K. Microstructural banding of directed energy deposition-additively manufactured 316L stainless steel. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 69, pp. 96–105. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.08.022.
22. Tan Zh.E., Lye Pang J.H., Kaminski J., Pepin H. Characterisation of porosity, density, and microstructure of directed energy deposited stainless steel AISI 316L. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 25, pp. 286–296. DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.014.

23. Mukherjee M. Effect of build geometry and orientation on microstructure and properties of additively manufactured 316L stainless steel by laser metal deposition. *Materialia*, 2019, vol. 7, p. 100359. DOI: 10.1016/j.mtla.2019.100359.

24. Dutta B., Babu S., Jared B.H. *Science, technology and applications of metals in additive manufacturing*. Elsevier, 2019. 343 p. ISBN 978-0-12-816634-5. DOI: 10.1016/C2017-0-04707-9.

25. Taran V.D., ed. *Spravochnik po spetsial'nym rabotam: svarochnye raboty v stroitel'stve*. V 2 ch. Ch. 1 [Handbook of Special Works: Welding work in construction. In 2 pt. Pt. 2]. 2nd ed. Moscow, Stroiizdat Publ., 1971. 415 p.

26. Zavalov Yu.N., Dubrov A.V., Rodin P.S., Antonov A.N., Makarova E.S., Stenkin S.V., Dubrov V.D. [The influence of technological parameters on productivity in the manufacture of metal parts using direct laser growing]. *Additivnye tekhnologii: nastoyashchee i budushchee* [Additive technologies: the present and the future]. Materials of V International conference. Moscow, VIAM Publ., 2019, pp. 121–130. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Оценка сварочно-технологических свойств электродных покрытий основного типа различных производителей электродов для сварки трубных деталей и сборочных единиц поверхностей теплообмена котлоагрегатов

Юлия Карлина<sup>1, a, \*</sup>, Роман Кононенко<sup>2, b</sup>, Максим Попов<sup>2, c</sup>, Федор Дерюгин<sup>2, d</sup>, Владислав Бянкин<sup>2, e</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

<sup>2</sup> Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, [istu\\_politeh@mail.ru](mailto:istu_politeh@mail.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2387-9620>, [popovma.kvantum@gmail.com](mailto:popovma.kvantum@gmail.com); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>, [deryugin040301@yandex.ru](mailto:deryugin040301@yandex.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>, [borck3420@gmail.com](mailto:borck3420@gmail.com)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791

#### История статьи:

Поступила: 11 марта 2024

Рецензирование: 03 апреля 2024

Принята к печати: 29 апреля 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Сварка

Трубы

Трубные детали

Сварочные электроды

Водород

Прочность

Трещины

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В энергетической промышленности внедряются новые марки высокопрочных сталей, процессы обработки и ремонта. В то же время ручная дуговая сварка остается основным технологическим процессом при ремонте оборудования в условиях тепловых электростанций. Сварочные материалы, используемые при ремонте оборудования, должны обеспечивать сопоставимые с основным металлом механические свойства сварного шва. Сварочная промышленность уже давно сталкивается с проблемой высокой чувствительности электродов с основным типом покрытия к впитыванию влаги. Высокая склонность к холодному растрескиванию, вызванная диффузионным водородом, и водородное охрупчивание представляют собой основные препятствия на пути более широкого использования электродов с основным типом покрытия для сварки высокопрочных сталей. Поступление водорода при дуговой сварке является результатом присутствия водорода в атмосфере дуги, загрязненного водородом присадочного материала или локальных остатков водорода на исходном материале. Во время сварки молекулярный водород диссоциирует под действием энергии дуги и затем легко поглощается расплавленным материалом. В настоящее время на рынке сварочных материалов присутствуют электроды с основным покрытием известных и проверенных марок, выпускаемые различными отечественными и иностранными производителями. Однако на практике встречаются случаи образования холодных трещин в сварном шве после сварки. **Цель работы.** Провести оценку сварочно-технологических свойств электродных покрытий основного типа различных производителей. В работе исследованы образцы, наплавленные электродами ТМУ-21У и ЦУ-5 разных производителей, и определено содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение, анализ химического состава и металлографические исследования. Определение содержания водорода, вызванного сваркой, может осуществляться с помощью различных методов количественного элементного анализа. Все методы испытаний включают сварку в определенных условиях с последующей как можно более быстрой глубокой заморозкой испытуемых образцов. Таким образом подавляются нежелательные процессы диффузии и сохраняется водород, введенный в металл сварного шва. Впоследствии диффундирующий водород десорбируется из испытуемых образцов контролируемым образом. **Результаты и обсуждение.** Оценка сварочно-технологических свойств электродов выявила неустойчивое горение дуги. Механические свойства наплавленного металла исследуемых электродов находятся на минимально допустимом уровне согласно требованиям нормативных документов. Концентрация водорода, присутствующего в металле дугового сварного шва, многофакторно зависит от процедуры сварки (процесса и параметров, используемых расходных материалов, а также условий окружающей среды, например влажности). Для качественной оценки содержания водорода более 15 см<sup>3</sup>/100 г считается высоким, а содержание водорода менее 5 см<sup>3</sup>/100 г считается очень низким. **Представленные результаты.** Проведенная оценка сварочно-технологических свойств электродов с основным покрытием показала удовлетворительные результаты. Механические свойства наплавленного металла по показателю «ударная вязкость» находятся на нижнем допустимом пределе, а относительное удлинение не соответствует требованиям нормативных документов. Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле выше, чем заявляемые производителями электродов показатели.

**Для цитирования:** Оценка сварочно-технологических свойств электродных покрытий основного типа различных производителей электродов для сварки трубных деталей и сборочных единиц поверхностей теплообмена котлоагрегатов / Ю.И. Карлина, Р.В. Кононенко, М.А. Попов, Ф.Ф. Дерюгин, В.Е. Бянкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 71–94. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26-2-71-94.

#### \*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](mailto:jul.karlina@gmail.com)



## Введение

Новая энергетическая политика в значительной степени способствовала быстрому увеличению доли возобновляемой чистой энергии, такой как энергия ветра, воды и солнечная энергия. В то же время тепловые электростанции пока остаются важным элементом в получении электричества и тепла. Из года в год растут нормативные требования к характеристикам сталей, к процедурам сварки и ремонта различных деталей машин и механизмов тепловых электростанций. Традиционно основным процессом сварки и ремонта на тепловых электростанциях является ручная дуговая сварка (РДС) покрытыми электродами, а также механизированная сварка в защитных газах. Основными расходными материалами в соответствии с руководящими документами (РД) [1] при ручной дуговой сварке служат электроды основного типа: УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/55С, ЛЭЗУОНИ-13/55, ТМУ-21У и др. Контроль содержания влаги в электродном покрытии имеет решающее значение для получения бездефектных высококачественных сварных швов при дуговой сварке сталей в защитной среде [2].

Сварочная промышленность уже давно сталкивается с проблемой высокой чувствительности электродов с основным типом к впитыванию влаги [3, 4]. Влага является основным источником водорода, поступающего в сварочную ванну. Присутствие водорода в зоне плавления при сварке сталей может быть опасным, поскольку вызывает образование холодных трещин как в зоне термического влияния, так и в зоне плавления, которые являются причиной катастрофического разрушения сварной стальной конструкции. Холодные трещины, вызванные водородом, представляют собой серьезную проблему свариваемости низколегированных высокопрочных сталей [2–7]. Холодные трещины возникают при одновременном существовании трех факторов: остаточных напряжений после сварки, хрупких структур в зоне термического влияния (ЗТВ) и высокого содержания диффузионного водорода в наплавленном металле [2]. Во время сварки водород, поглощенный в зоне сварного шва, имеет высокую склонность к диффундированию в ЗТВ. Параметрами, влияющими на диффузию водорода из зоны сварного шва в сварное изде-

лие, являются температура, микроструктура металла, растворимость, остаточные напряжения и эффект скопления в дефектах металла.

Установлено, что основным источником водорода в металле шва при РДС выступают продукты разложения электродного покрытия [5, 8]. Перед растворением атомов водорода в жидкой сварочной ванне происходит диссоциация  $H_2O$  и  $H_2$ . Растворение молекулярного водорода в сварочной ванне увеличивается с ростом парциального давления компонентов газовой смеси по закону Сивертса. Одним из механизмов диффузионного восстановления водорода является снижение парциального давления водорода в атмосфере сварочной дуги – например, за счет диссоциации карбонатов и фторидов, а именно  $Na_2CO_3$ ,  $NaF$ ,  $CaCO_3$ ,  $CaF_2$ ,  $MgCO_3$  и  $MgF_2$ . Карбонаты диссоциируют с образованием  $CO_2$  и  $CO$ , что снижает парциальное давление водорода над сварочной ванной [5–11]. Разложение электродного покрытия основного типа, содержащего в качестве основного компонента (45–50 %)  $CaCO_3$ , приводит к образованию газовой защиты с низким содержанием водорода. Вторым важным компонентом электродного покрытия основного типа является плавленый шпат  $CaF_2$ . Введение фтористых соединений в состав сварочных материалов представляет собой один из эффективных способов снижения поглощения водорода жидким металлом [5, 8, 9]. Атомы фтора, соединяясь с электронами, превращаются в ионы с малой подвижностью [10, 11]. Это ведет к снижению проводимости дугового промежутка и ухудшению стабильности дуги. Однако атомы фтора способны связывать водород в молекулы  $HF$ , не растворяющиеся в металле ванны, уменьшая насыщение металла шва водородом [5]. Поэтому использование основного покрытия электродов является ключевым подходом к снижению риска образования холодных трещин при сварке высокопрочных сталей [12–14]. Хотя основное покрытие электрода представляет собой сварочный материал с низким содержанием водорода, оно подвержено впитыванию влаги при воздействии атмосферы [5, 8, 14].

В Европе измерение диффузионного водорода в металле, сваренном дуговой сваркой, регламентируется стандартом ISO 3690 [15]. Этот стандарт аналогичен американскому стандарту AWS A4.3–93 [16] и японскому JIS Z 3113

[17]. Есть различия в деталях, но по отношению к описанным методам стандарты по большей части эквивалентны. Сварочные электроды классифицируются различными национальными и международными стандартами по группам в зависимости от содержания диффузионного водорода, который они могут ввести в металл сварного шва. Международный институт сварки (IIW) использует приращение линейной шкалы для измерения уровня водорода в единицах 5 (5–10–15 мл на 100 г), а также логарифмическую шкалу (4–8–16 мл на 100 г), используемую AWS, на основе корреляции более низкого критического напряжения и более низкой температуры предварительного нагрева с уровнями диффундирующего водорода, чтобы избежать водородного растрескивания. Содержание диффузионного водорода в наплавленном металле зависит не только от состава (вида) покрытия, но и от температуры прокали электродов [18]. Согласно российским нормативным документам [18] в группу с индексом Н5 входят электроды, обеспечивающие содержание водорода в наплавленном металле до  $5 \text{ см}^3/100\text{г}$ , в Н10 – от 5 до  $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , в Н15 – от 10 до  $15 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , и самая критичная группа – свыше  $15 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . Все поставщики электродов должны придерживаться новой маркировки сварочных материалов с обязательным указанием показателя содержания водорода в наплавленном металле [18]. На изготовителя возлагается большая ответственность за внедрение соответствующих мер защиты от водородного растрескивания в процедурах сварки. Помимо предписания правильно обработанных сварочных расходных материалов основного типа с низким содержанием водорода, производители полагаются на предварительный нагрев, контроль температуры между проходами, строгий контроль подвода тепла и термообработку после сварки, чтобы снизить риск образования трещин во время сварки. Эти традиционные меры контроля над водородом являются дорогостоящими и отнимают много времени.

В соответствии со стандартом ISO 3690 [15] для определения и измерения содержания водорода могут использоваться различные методы:

- 1) ртутный метод и два метода на основе газа-носителя;
- 2) газовая хроматография (ГХ);
- 3) горячая экстракция (ГЭ).

Ртутный метод широко обсуждается критически [8, 14, 19–23], поскольку использование ртути связано с риском для здоровья, а также небезопасно с точки зрения защиты окружающей среды. Следовательно, его все больше и больше заменяют другими, более безопасными методами [8, 14]. Методом ГХ водород собирается из образца сварного шва в закрытой камере в течение определенного времени выдержки при повышенных температурах. По этой причине время сбора можно сократить до нескольких часов [14]. После этого камера продувается газом-носителем, и газовая смесь передается в блок ГХ. Обычно газовый хроматограф состоит из нагреваемой колонки для разделения отдельных газов. Разделение достигается разным временем удерживания газа-носителя и водорода за счет взаимодействия со стенкой колонки. Метод ГЭ (независимо от использования вакуума или газа-носителя) основан на термической активации атомов водорода в твердом образце и последующей термодесорбции. Последние дискуссии [13, 14, 19–23] по стандартизации определения водорода в сварных швах согласно ISO 3690 [16] показали, что обсуждение экспериментальных эффектов необходимо для используемого метода горячей экстракции газа-носителя (CGHE) с точки зрения устройства для сбора и извлечения водорода. В частности, важными факторами, влияющими на результаты экстракции и сбора водорода, являются температура образца, время экстракции и их взаимозависимости. Стоит отметить, что могут иметь влияние дополнительные граничные условия – например, размер и поверхность образца. У всех представленных методов есть плюсы и минусы. Помимо прочего это и вопрос имеющегося бюджета, количества образцов, которые необходимо проанализировать (и времени на один образец), а также того, какое оборудование используется для определения водорода в сварных швах.

В России принят стандарт по определению водорода в сварных соединениях [24], который не всегда можно использовать на промышленных площадках для оперативного контроля сварочных материалов. С целью оперативного контроля в цеховых условиях используется метод «карандашной пробы» [25], преимущество которого состоит в использовании простого недорогого оборудования, наглядности и возможности

оценки влияния на кинетику выделения водорода при отрицательных температурах.

Таким образом, растущий спрос на высокопрочные стали в энергетике привел к увеличению потребности в технологиях сварки с низким содержанием водорода для снижения риска холодного растрескивания. Поэтому контроль влажности основного покрытия электродов является залогом получения качественных сварных швов за счет соблюдения условий обращения и методов хранения для предотвращения впитывания влаги, а также прокаливания электродов при температуре в диапазоне 340...400 °С [8].

На качество сварного шва влияет качество металла, на которое, в свою очередь, влияют различные факторы его производства [26–36].

В то же время фактором, влияющим на качество сварного соединения, при использовании электродов с основным покрытием является сам производитель сварочных электродов. В настоящее время на рынке предлагаются электроды с основным покрытием от различных производителей, российского и иностранного производства, под известными брендами УОНИ, ТМУ и др. Эти покрытия не всегда соответствуют требованиям нормативных документов по сварочно-технологическим параметрам [37–39], что представляет серьезную опасность в случае их применения в условиях тепловых энергетических станций. Замена рецептуры основных компонентов покрытия, невыдерживание рецептуры, нарушения технологии производства электродов – все эти факторы могут оказать важное влияние на качество сварного шва [40, 41]. Мы как потребители выбираем уже готовый продукт, который по внешним признакам соответствует нормативным документам, но соответствие его заявляемым свойствам мы можем определить только после покупки и операции сварки.

**Цель работы:** определить содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле, выполненном электродами с основным покрытием от различных производителей.

**Основной задачей** исследования была оценка сварочно-технологических свойств электродных покрытий основного типа различных производителей электродов для сварки трубных деталей из низколегированных сталей и сборочных единиц поверхностей теплообмена котлоагрегатов.

## Материалы и методы исследования

В настоящей работе производилось сравнение двух марок электродов, изготавливаемых на разных заводах, а именно на Судиславском заводе сварочных материалов, импортных электродов, изготавливаемых компанией ESAB, и электродов, производимых ЗАО «Электродный завод», расположенном в Санкт-Петербурге. Сваривание образцов выполнялось на постоянном токе обратной полярности 90 А электродами ЦУ-5 и ТМУ-21У трех производителей: ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург; ООО «Судиславский завод сварочных материалов» Костромская обл., Судиславский р-н, д. Текотово; завода ЭСАБ-СВЭЛ, г. Санкт-Петербург. Стабильность горения дуги определяли при помощи регистратора сварочных параметров ИРСР-11 с последующей компьютерной обработкой результатов. Испытания сварочно-технологических свойств проводили в соответствии с методикой, описанной в РД 03-613-03, ГОСТ 9466 и ГОСТ 25616. Содержание химических элементов в наплавленном металле определялось по ГОСТ 18895–75, ГОСТ 28033–89 или с использованием специальных методов, обеспечивающих требуемую точность и воспроизводимость. Испытания механических свойств наплавленного металла выполнялись согласно требованиям РД 03-613-03, ГОСТ Р ИСО 2560 и ГОСТ Р ИСО 15792-1. Определение диффузионного водорода в наплавленном металле с учетом специфики энергетического предприятия «Ново-Иркутская ТЭЦ» определяли прямо в цехе ремонта методом карандашной пробы [25]. Специфика ремонтной сварки в условиях станции включает сварку как при положительных, так и при отрицательных температурах, а это сильно влияет на процесс десорбции водорода из сварного шва [2, 4, 8]. Производилось несколько серий экспериментов для определения диффузионно-подвижного водорода по методу карандашной пробы:

– первая серия выполнялась с непрокаленными электродами при комнатной температуре, примерно 18...20 °С;

– вторая серия – с электродами после прокалки при температуре 300...400 °С в течение двух часов – выполнялась при комнатной температуре, примерно 18...20 °С;



– третья серия – наплавка образцов при отрицательной температуре  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  с применением прокалики;

– четвертая серия – наплавка образцов при отрицательной температуре  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  без прокалики.

Для сварки использовали сварочный аппарат фирмы EWM, модель PICOTIG-180. Перед сваркой электроды находились в печи для просушки и прокалики электродов ПСПЭ10/400. От образующегося шлака образцы очищались с помощью шлакоотбойного молотка, металлической щетки и УШМ («болгарки») Dexter 800AG2-125.5. Для проведения исследования сваривали встык две пластины размером  $350\times 110$  мм, толщиной 13 мм из стали 09Г2С электродами ЦУ-5 и ТМУ-21У после проведения прокалики согласно рекомендациям производителей на упаковке электродов (табл. 1). Была произведена сварка трех образцов, по одному образцу для каждого электрода каждого производителя. Пластины изготавливались с разделкой кромок. Подготовка кромок производилась с применением фрезерования. Подготовленные к сборке кромки должны быть без заусенцев, резких переходов и острых углов. Непосредственно перед сборкой изготовленные под сварку кромки и прилегающие к ним участки поверхностей деталей должны быть зачищены до металлического блеска и обезжирены. Ширина зачищенных участков, считая от кромки разделки, должна быть не менее 20 мм с наружной и не менее 10 мм с внутренней стороны образца (рис. 1). Поскольку толщина пластины составляет 13 мм, а диаметр электродов 3 мм, то сварку производили в несколько слоев сварного шва. Каждый последующий слой обрабатывался абразивным инструментом с помощью УШМ во избежание шлаковых включений.

**Электроды ТМУ-21У.** Сварка образца электродами производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов». Перед началом сварки образцов для испытания электроды прокаливали при температуре  $350 \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение часа, данный режим прокалики рекомендован производителем на упаковке электродов. На упаковке нет индекса по содержанию водорода в наплавленном металле согласно требованиям [18]. После прокалики электроды были подвергнуты испытанию покрытия [1]: с высоты одного метра электрод в свободном падении уронили на гладкую стальную плиту.

**Сварка образца электродами производства ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург.** Перед началом сварки образцов для испытания электроды прокаливали при температуре  $400 \pm 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение часа, данный режим прокалики рекомендован производителем на упаковке электродов. На упаковке нет индекса по содержанию углерода согласно требованиям [18]. Заметим, что режим прокалики отличается от режима для электродов производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов». После прокалики электроды были подвергнуты испытанию покрытия: с высоты одного метра электрод в свободном падении уронили на гладкую стальную плиту.

**Сварка образца электродами производства ЭСАБ-СВЭЛ, г. Санкт-Петербург.** Перед началом сварки образцов для испытания электроды прокаливали при температуре  $359\dots 400 \pm 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение двух часов, данный режим прокалики рекомендован производителем на упаковке электродов (см. рис. 6), там же указан индекс водорода в диапазоне от 5 до  $10\text{ см}^3/100\text{г}$ . Заметим, что режим прокалики отличается от электродов



Рис. 1. Пластины под сварку

Fig. 1. Plates to be welded

производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов» и ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург.

## Результаты исследований

### *Электроды ТМУ-21У. Сварка образца электродами производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов»*

Результаты испытаний качества покрытия электродов осмотрели под увеличительным стеклом. Откалывание покрытия было в норме, частичные откалывания общей протяженностью менее 5 % длины покрытой части электрода составляли не более 20 мм.

Перед началом сварки была произведена проверка на «козырек» [1]. Из испытуемой упаковки случайно выбрали три электрода для проверки и произвели их расплавление в вертикальном положении с углом наклона электрода к шву 50...60°. Размер «козырька» измеряется от торца стержня электрода до наиболее удаленной части оплавленного покрытия (рис. 2). Образование «козырька» из покрытия размером более 3 мм и отваливание кусков не расплавленного покрытия от стержня считаются браковочными признаками. Проверка на «козырек» показала наличие у всех электродов не расплавленного покрытия более 3 мм, что уже является браковочным признаком.



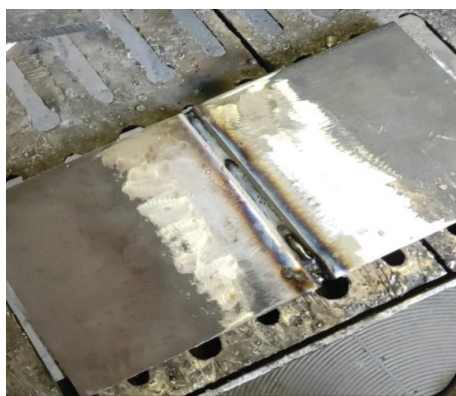
Рис. 2. Формирование «козырька» после сварки на электродах ТМУ-21У производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов»

Fig. 2. Formation of the fingernail after welding after welding with TMU-21U electrodes produced by “Sudislavsky Welding Materials Plant”, LLC

Во время сварки образцов дуга горела нестабильно во всех трех слоях: корневом, заполняющем и облицовочном. После сварки корневого шва электроды были повторно прокалены, но это не дало положительных результатов для стабильного горения дуги. Сборка образца производилась на ровной поверхности. С помощью УШС-3 был выставлен зазор 2 мм. Корневой шов был сварен без отрыва сварочным током обратной полярности 90 А (рис. 3, а, б). Следующий слой сварочного шва является заполняющим. Сварка производилась сварочным током обратной полярности 90 А, как и при сварке корневого шва. На заполнение ушло два электрода, это позволяет сделать вывод о том, что сварка велась с отрывом (рис. 3, в). Как видно из фотографии корневого шва (рис. 3, а), на образце отсутствует разбрызгивание металла, шлак удаляется с трудом только после остывания с помощью УШМ (рис. 3, б). При сварке заполняющего слоя видно чрезмерное разбрызгивание расплавленного металла. Удаление брызг с помощью молотка сварщика затруднено. Брызги и шлак после сварки удаляются только механическим путем. Перед сваркой облицовочного шва образец был полностью очищен от брызг. При выполнении облицовочного шва дуга, так же как и при корневом и заполняющем, горела нестабильно. На облицовочный шов ушло три электрода (рис. 3, г). Как и в случае с заполняющим слоем шва, сварка велась с отрывом между заменами электродов. Параметры тока были соблюдены такие же, как и в случае сварки корневого и заполняющего слоя шва. На облицовочном шве, так же как и на заполняющем, видно довольно большое количество разбрызгивания, что тоже является браковочным признаком. Разбрызгивание удалялось при подготовке к дальнейшему испытанию на механические свойства наплавленного металла шва только с помощью УШМ. Шлак на облицовочном шве удалялся с затруднением с помощью молотка сварщика, так как воздействие УШМ на облицовочный слой сварочного шва запрещено.

### *Сварка образца электродами производства ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург*

Результаты испытаний качества покрытия электродов осмотрели под увеличительным стеклом. Откалывание покрытия было также



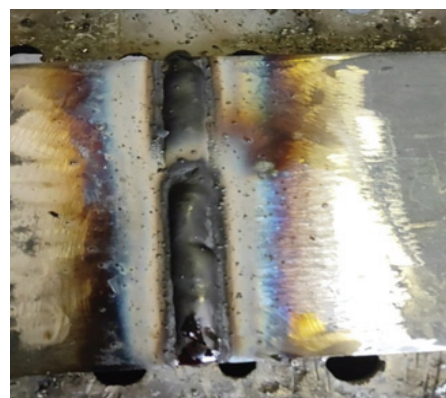
а



б



в



г

Рис. 3. Внешний вид сварного шва после заполнения электродами ТМУ-21У:

а – корень шва; б – корень шва после зачистки УШМ; в – заполняющий шов; г – облицовочный шов

Fig. 3. Appearance of the welded seam after filling with TMU-21U electrodes:

а – the root of the seam; б – the root of the seam after stripping with a machine; в – the filling seam; г – the facing seam

в норме, частичные откалывания общей протяженностью менее 5 % длины покрытой части электрода составляли не более 20 мм.

Перед началом сварки была произведена проверка на «козырек» [1], так же как и с электродами производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов»: аналогичным образом из испытуемой упаковки случайно выбрали три электрода для проверки и произвели их расплавление в вертикальном положении с углом наклона электрода к шву 50...60°. Размер «козырька» измерялся от торца стержня электрода до наиболее удаленной части оплавленного покрытия. Образование «козырька» из покрытия размером более 3 мм и отваливание кусков не расплавленного покрытия от стержня считаются браковочными признаками. Проверка на «козырек» показала наличие у одного электрода части не расплавленного покрытия размером более 3 мм, что уже является браковочным признаком,

у двух остальных размер «козырька» находился в допуске и составлял менее 2,5 мм (рис. 4).

После выявления «козырька» приступили к сварке образцов. Во время сварки образцов дуга горела нестабильно во всех трех слоях – корневом, заполняющем и облицовочном. После сварки корневого шва электроды были повторно прокалены, но это не дало положительных результатов для стабильного горения дуги. Сборка образца производилась на ровной поверхности. С помощью УШС-3 был выставлен зазор 2 мм. Корневой шов был сварен без отрыва сварочным током обратной полярности 90 А (рис. 5, а).

Как видно из фотографии корневого шва (рис. 5, а), на образце отсутствует разбрызгивание металла, шлак удаляется с трудом только после остывания с помощью УШМ. Следующий слой сварочного шва является заполняющим. Сварка производилась с такими же параметрами тока, как и при сварке корневого шва. На запол-





Рис. 4. Формирование «козырька» после сварки на электродах ТМУ-21У ЗАО «Электродный завод» г. Санкт-Петербург

Fig. 4. Formation of the fingernail after welding after welding with TMU-21U electrodes CJSC “Elektrodnyi zavod” St. Petersburg



*a*

*б*

*в*

Рис. 5. Внешний вид сварного шва после заполнения электродами ТМУ-21У ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург:

*a* – корень шва; *б* – заполняющий шов; *в* – облицовочный шов

Fig. 5. Appearance of the welded seam after filling with TMU-21U electrodes CJSC “Elektrodnyi zavod”, St. Petersburg:

*a* – the root of the seam; *б* – the filling seam; *в* – the facing seam

нение ушло два электрода, это позволяет сделать вывод о том, что сварка велась с отрывом (рис. 5, б). При сварке заполняющего слоя видно чрезмерное разбрызгивание расплавленного металла. Брызги имеют больший размер, чем при сварке электродом производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов». Удаление брызг с помощью молотка сварщика затруднено. Брызги и шлак после сварки удаляются только механическим путем. Перед сваркой облицовочного шва образец был полностью очищен от брызг. При выполнении облицовочного шва дуга, так же как и при корневом и заполняющем, горела нестабильно. На облицовочный шов ушло три электрода (рис. 5, в). Как и в случае с заполняющим слоем шва, сварка велась с отрывом между заменами электродов. Параметры тока были соблюдены такие же, как

и в случае сварки корневого и заполняющего слоя шва. На облицовочном шве, так же как и на заполняющем, видно довольно большое количество разбрызгивания, что уже является браковочным признаком. Однако разбрызгивание было меньше, чем в случае электродов производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов». Разбрызгивание удалялось при подготовке к дальнейшему испытанию на механические свойства наплавленного металла шва только с помощью УШМ. Шлак на облицовочном шве удалялся с затруднением с помощью молотка сварщика, так как воздействие УШМ на облицовочный слой сварочного шва запрещено. Тем не менее шлак удалялся намного легче, чем в случае применения электродов производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов».

### Сварка образца электродами производства ЭСАБ-СВЭЛ, г. Санкт-Петербург

На упаковке изделий указан индекс водорода в диапазоне от 5 до 10 см<sup>3</sup> / 100 г (рис. 6). Заметим, что режим прокалики отличается от рекомендованных для электродов производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов» и ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург.

Результаты испытаний качества покрытия осмотрели под увеличительным стеклом. Откалывания покрытия не было обнаружено, хотя допускаются частичные откалывания общей протяженностью менее 5 % длины покрытой части электрода не более 20 мм.

Проверка на «козырек» (рис. 7) была произведена так же, как и с электродами предыдущих производителей: аналогичным образом из испытуемой упаковки рандомно выбрали три электрода для проверки и произвели их расплавление в вертикальном положении с углом наклона электрода к шву 50...60°. Размер «козырька» измеряется от торца стержня электрода до наиболее удаленной части оплавленного покрытия. Образование «козырька» из покрытия размером

более 3 мм и отваливание кусков не расплавленного покрытия от стержня являются браковочными признаками. Размер «козырька» находился в допуске и составлял менее 2 мм. После выявления «козырька» приступили к сварке образцов. Во время сварки дуга горела стабильно на корневом и на заполняющем слое сварочного шва; на облицовочном шве наблюдалось нестабильное горение, что вызвало неравномерное формирование чешуйчатости.

Сборка образца производилась на ровной поверхности. С помощью УШС-3 был выставлен зазор 2 мм. Корневой шов был сварен без отрыва сварочным током обратной полярности 90 А (рис. 8, а). Как видно из фотографии корневого шва (рис. 8, а), на образце отсутствует разбрызгивание металла, шлак удаляется с трудом только после остывания с помощью УШМ. Следующий слой сварочного шва – заполняющий. Сварка производилась с такими же параметрами тока, как и при сварке корневого шва. На заполнение ушло два электрода, это позволяет сделать вывод о том, что сварка велась с отрывом (рис. 8, б). При сварке заполняющего слоя видно

Рис. 6. Данные, приведенные изготовителем на упаковке

Fig. 6. Information provided by the manufacturer on the package

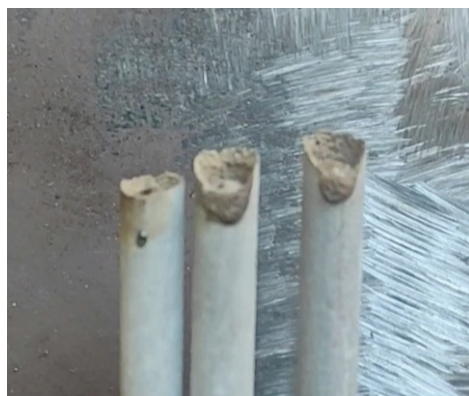
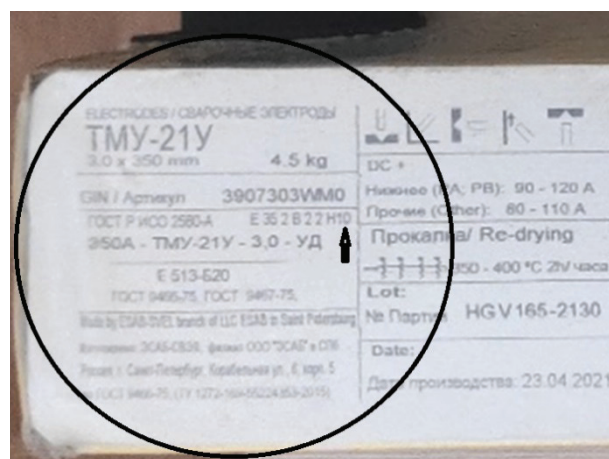


Рис. 7. Формирование «козырька» после сварки на электродах TMU-21U ЭСАБ-СВЭЛ, г. Санкт-Петербург

Fig. 7. Formation of the fingernail after welding after welding with TMU-21U electrodes ESAB-SVEL, St. Petersburg

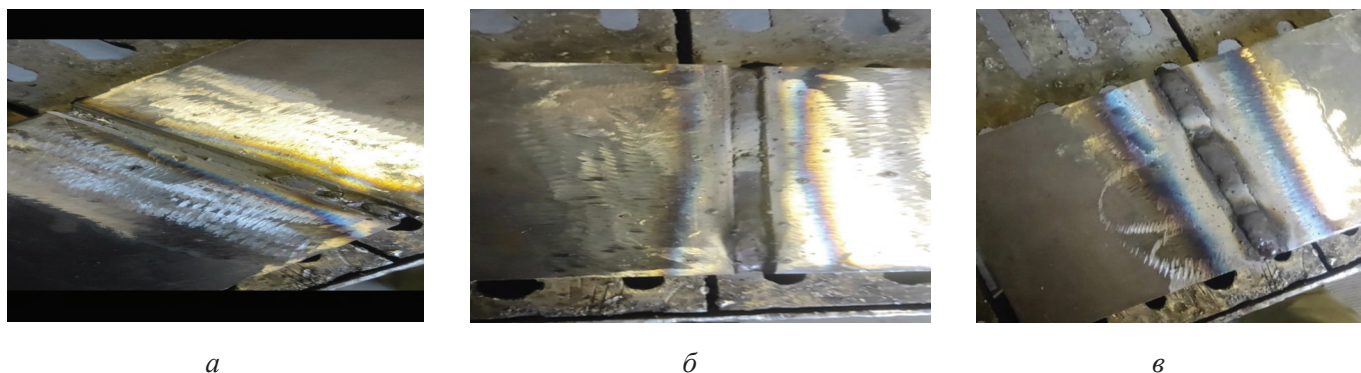


Рис. 8. Внешний вид сварного шва после заполнения электродами ТМУ-21У ЭСАБ-СВЭЛ, г. Санкт-Петербург:  
*a* – корень шва; *б* – заполняющий шов; *в* – облицовочный шов

Fig. 8. Appearance of the welded seam after filling with TMU-21U electrodes ESAB-SVEL, St. Petersburg:  
*a* – the root of the seam; *b* – the filling seam; *v* – the facing seam

минимальное количество разбрызгивания расплавленного металла. Удаление брызг с помощью молотка сварщика выполняется легко. Шлак после сварки удаляется только механическим путем. Перед сваркой облицовочного шва образец был полностью очищен от брызг. При выполнении облицовочного шва дуга горела нестабильно. На облицовочный шов ушло три электрода (рис. 8, в). Как и в случае с заполняющим слоем шва, сварка велась с отрывом между заменами электродов. Параметры тока были соблюдены такие же, как и в случае сварки корневого и заполняющего слоя шва. На облицовочном шве так же, как и на заполняющем, видно довольно большое количество разбрызгивания, что уже является браковочным признаком. В то же время разбрызгивание с образца удалялось с помощью молотка сварщика и металлической щетки. Шлак на облицовочном шве легко удалялся с помощью молотка сварщика. Разбрызгивание удалялось при подготовке к дальнейшему испытанию на механические свойства наплавленного металла шва только с помощью УШМ.

Для электродов ЦУ-5 были проведены аналогичные работы. Результаты по определению «козырька» оказались отрицательными для образца с электродами производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов». Сварочно-технологические свойства исследованных электродов представлены в табл. 1. Оценка проведена по пятибалльной шкале [1]. Результаты определения химического состава и механических свойств наплавленного металла приведены в табл. 2–7.

Результаты экспериментов по определению диффузионно-подвижного водорода в напла-

вленном металле представлены на рис. 9, 10 для положительной температуры без прокалки и с прокалкой электродов соответственно. Сравнительный анализ диаграмм показывает, что электроды с применением прокалки дают намного меньше диффузионного водорода в наплавленном металле, что является показателем качественного сварного шва. Результаты по оценке влияния отрицательных температур на десорбцию водорода из наплавленного металла представлены на рис. 11–14. Общее содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле без прокалки электродов при выдержке условия  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение трех суток с последующим перемещением эвдиометров в теплое помещение и выдержкой трое суток показано на рис. 11–14.

### Обсуждение результатов

Известно, что состав покрытия существенно влияет на химический состав металла сварного шва, облегчая перенос элементов в сварные швы и тем самым добавляя легирующие элементы в зону сварного шва. На поведение сварочных покрытий влияют некоторые физико-химические и теплофизические характеристики компонентов электродного покрытия [6–8]. Представленные выше результаты показывают, что, несмотря на нормирование компонентов, сварочно-технологические свойства электродных покрытий известных марок ТМУ-21У и ЦУ-5 в зависимости от производителя существенно отличаются, покрытие плавится неравномерно, что показывают опыты по определению «козырька» (рис. 2, 4, 7).



**Сварочно-технологические свойства электродов**  
**Welding engineering properties of electrodes**

Марка электрода, производитель / Electrode brand, manufacturer	Возбуждение дуги / Arc excitation	Разбрызгивание / Sputtering	Отделимость шлаковой корки / Removability of slag	Формирование валика / Bead forming	Устойчивое горение дуги / Sustained arc burning	«Козырек» / Fingernail	Наличие дефектов на поверхности / Presence of defects on the surface
ТМУ-21У Судиславские / TMU-21U Sudislavskiy plant of welding consumables	4	Сильное / strong	3	4	3	Вне допуска / Out of tolerance	Нет / –
ТМУ-21У Санкт-Петербург / TMU-21U St. Petersburg	4	Незначительное / slight	3	4	3	В допуске / Within tolerance	Нет / –
ТМУ-21У ЭСАБ / TMU-21U ESAB	4,5	Умеренное / moderate	4	4	4	В допуске / Within tolerance	Нет / –
ЦУ-5 Судиславские / CU-5 Sudislavskiy plant of welding consumables	3	Незначительное / slight	3	4	4	Вне допуска / Out of tolerance	Нет / –
ЦУ-5 Санкт-Петербург / CU-5 St. Petersburg	4	Незначительное / slight	3	3	4	Вне допуска / Out of tolerance	Нет / –
ЦУ-5 ЭСАБ / CU-5 ESAB	4	Незначительное / slight	5	4	5	В допуске / Within tolerance	Нет / –

**Химический состав наплавленного металла электродами ТМУ-21У, Санкт-Петербург**  
**Chemical composition of weld overlaid metal by TMU-21U electrodes, St. Petersburg**

Наименование показателя / Indicator name	Значение по НД / ND value	Фактическое значение / Actual value	Погрешность / Accuracy	НД на методики испытаний / ND for test methods
Массовая доля углерода, % / Carbon, wt. %	0,08	0,12	0,016	ГОСТ 22536.1–89 / GOST 22536.1–89
Массовая доля кремния % / Silicon, wt. %	0,28	0,26	0,03	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89
Массовая доля марганца % / Manganese, wt. %	0,82	0,68	0,04	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89
Массовая доля фосфора % / Phosphors, wt. %	0,023	0,019	0,003	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89
Массовая доля серы % / Sulfur, wt. %	0,009	0,01	0,004	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89

Таблица 3

Table 3

**Механические свойства наплавленного металла электродами ТМУ-21У, Санкт-Петербург**  
**Mechanical properties of weld overlaid metal with TMU-21U electrodes, St. Petersburg**

№ п/п	Наименование показателя / Indicator name	Значение по ГОСТ 380–2005 / The value according to GOST 380–2005	Фактическое значение / Actual value	НД на методы испытаний / ND for test methods
1	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup> / Yield strength $\sigma_{0,2}$ , N/mm <sup>2</sup>	$\geq 235$	205, 265, 249	ГОСТ 1497–84 / GOST 1497–84
2	Временное сопротивление $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup> / Ultimate tensile strength $\sigma_u$ , N/mm <sup>2</sup>	360...460	346, 378, 440	
3	Относительное удлинение $\delta$ , % / Ultimate elongation $\delta$ , %	$\geq 27$	24, 24, 28	
4	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см <sup>2</sup> / Impact toughness КСЧ, J/cm <sup>2</sup>	$\geq 49$	49, 51, 50	ГОСТ 9454–78 / GOST 9454–78

Таблица 4

Table 4

**Химический состав наплавленного металла электродами ТМУ-21У, ESAB**  
**Chemical composition of weld overlaid metal with TMU-21U electrodes, ESAB**

Наименование показателя / Indicator name	Значение по НД / ND value	Фактическое значение / Actual value	Погрешность / Accuracy	НД на методики испытаний / ND for test methods
Массовая доля углерода, % / Carbon, wt. %	0,09	0,09	0,016	ГОСТ 22536.1–89 / GOST 22536.1–89
Массовая доля кремния, % / Silicon, wt. %	0,30	0,29	0,03	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89
Массовая доля марганца, % / Manganese, wt. %	0,85	0,80	0,04	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89
Массовая доля фосфора, % / Phosphors, wt. %	max 0,030	0,022	0,003	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89
Массовая доля серы, % / Sulfur, wt. %	0,009	0,012	0,004	ГОСТ 28033–89 / GOST 28033–89

Исследуемые покрытия относятся к основному типу. В ходе экспериментов отмечено, что основное нарушение в стабильном горении дуги связано с процессом образования капли и ее переносом. Из-за короткой длины дуги происходят шунтирования дуги каплями и ее погасания. Визуально этот процесс быстропротекающий, его трудно зафиксировать. Использование регистратора сварочных процессов позволило установить этот эффект шунтирования дугового промежутка для всех исследуемых электродов. В связи с этим в табл. 1 в графе «Устойчивое горение дуги» выставлены оценки в диапазоне от

3 до 5 баллов. Хорошую устойчивость горения дуги продемонстрировали электроды ЦУ-5 производства ЭСАБ.

Важным физическим параметром является отделение шлака от металла шва. Для обеспечения высокой производительности сварки необходима хорошая отделимость шлака, чтобы не требовалось дополнительного времени для механического удаления шлака, прилипшего к металлу сварного шва. Кроме того, при многопроходной сварке легко отделяемый шлак имеет решающее значение для предотвращения любого загрязнения последующих сварочных проходов

Таблица 5

Table 5

**Механические свойства наплавленного металла электродами ТМУ-21У, ESAB**  
**Mechanical properties of weld overlaid metal with TMU-21U electrodes, ESAB**

№ п/п	Наименование показателя / Indicator name	Значение по ГОСТ 380–2005 / The value according to GOST 380–2005	Фактическое значение / Actual value	НД на методы испытаний / ND for test methods
1	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup> / Yield strength $\sigma_{0,2}$ , N/mm <sup>2</sup>	≥ 235	205, 265, 249	ГОСТ 1497–84
2	Временное сопротивление $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup> / Ultimate tensile strength $\sigma_u$ , N/mm <sup>2</sup>	360...460	346, 378, 440	
3	Относительное удлинение $\delta$ , % / Ultimate elongation $\delta$ , %	≥ 27	24, 24, 28	
4	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см <sup>2</sup> / Impact toughness КСЧ, J/cm <sup>2</sup>	≥ 49	49, 51, 50	ГОСТ 9454–78

Таблица 6

Table 6

**Химический состав наплавленного металла электродами ТМУ-21У, Судиславские**  
**Chemical composition of weld overlaid metal with electrodes TMU-21U, Sudislavskiy plant of welding consumables**

Наименование показателя / Indicator name	Значение по НД / ND value	Фактическое значение / Actual value	Погрешность / Accuracy	НД на методики испытаний / ND for test methods
Массовая доля углерода, % / Carbon, wt. %	0,08	0,12	0,016	ГОСТ 22536.1–89
Массовая доля кремния % / Silicon, wt. %	0,28	0,54	0,03	ГОСТ 28033–89
Массовая доля марганца % / Manganese, wt. %	0,82	1,37	0,04	ГОСТ 28033–89
Массовая доля фосфора % / Phosphors, wt. %	0,023	0,013	0,003	ГОСТ 28033–89
Массовая доля серы % / Sulfur, wt. %	0,009	0,011	0,004	ГОСТ 28033–89

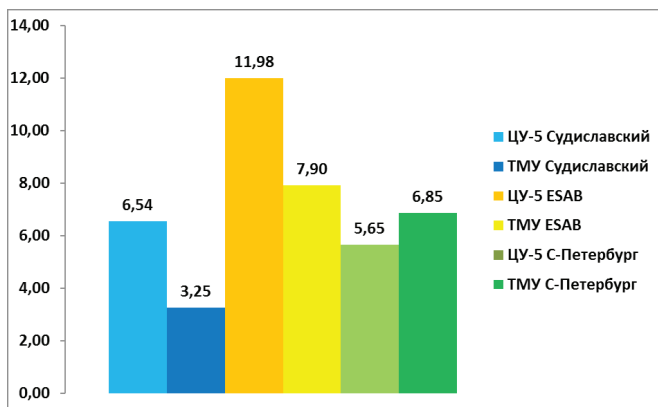
из-за остатков шлака, добавляемого в сварочную ванну [4, 5, 8]. Основные причины хорошего отделения шлака могут быть следующими: обеспечение большой разницы в тепловом расширении между твердым шлаком и металлом сварного шва; предотвращение образования избыточного количества тугоплавких фаз, таких как шпинель ( $MgO \cdot Al_2O_3$ ),  $Cr_2O_3$  или перовскит ( $CaTiO_3$ ); предотвращение образования химической связи за счет образования прослоек между шлаком и металлом шва; обеспечение образования низкопрочного шлака из расплавленного флюса.

Покрытие электрода основного типа при плавлении приводит к выделению газов, которые защищают расплавленную сварочную ванну от примесей из окружающей среды и способствуют поддержанию стабильности дуги. СаО добавляется для повышения основности флюса и снижения содержания водорода в металле сварного шва. Он также снижает вязкость и улучшает стабильность дуги, что приводит к улучшению качества сварного шва и механических свойств. Основным источником  $CaF_2$  является плавленый шпат, который снижает плотность и темпе-



**Механические свойства наплавленного металла электродами ТМУ-21У, Судиславские  
Mechanical properties of weld overlaid metal with electrodes ТМУ-21U, Sudislavskiy plant  
of welding consumables**

№ п/п	Наименование показателя / Indicator name	Значение по ГОСТ 380–2005 / The value according to GOST 380–2005	Фактическое значение / Actual value	НД на методы испытаний / ND for test methods
1	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup> / Yield strength $\sigma_{0,2}$ , N/mm <sup>2</sup>	$\geq 235$	225, 285, 260	ГОСТ 1497–84
2	Временное сопротивление $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup> / Ultimate tensile strength $\sigma_u$ , N/mm <sup>2</sup>	$\geq 360...460$	315, 395, 390	
3	Относительное удлинение $\delta$ , % / Ultimate elongation $\delta$ , %	$\geq 27$	21, 21, 25	
4	Ударная вязкость КСЧ, Дж/см <sup>2</sup> / Impact toughness КСЧ, J/cm <sup>2</sup>	$\geq 49$	45, 42, 50	ГОСТ 9454–78

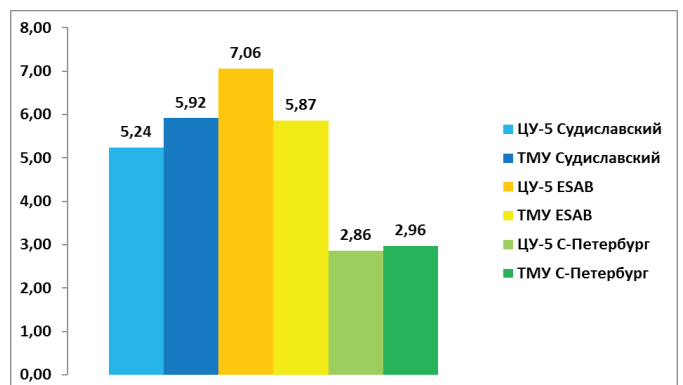


*Рис. 9.* Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле при температуре окружающей среды 20 °С, сварка электродами из новой пачки без прокатки

*Fig. 9.* The content of diffusible hydrogen in the weld overlaid metal at ambient temperature 20 °C, welding with electrodes from a new bundle without hardening

*Рис. 10.* Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле при температуре окружающей среды 20 °С, сварка электродами с прокаткой по рекомендации производителя на упаковке

*Fig. 10.* The content of diffusible hydrogen in the weld overlaid metal at ambient temperature 20 °C, welding with tempered electrodes according to the manufacturer's recommendation on the package



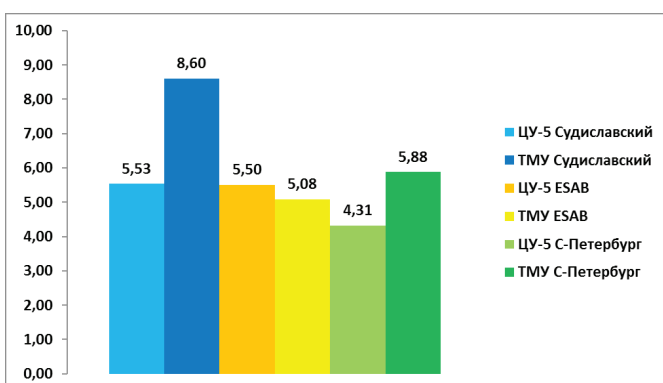
ратуру плавления флюсовых смесей. Он также увеличивает текучесть расплавленного металла и удаляет водород из расплавленной ванны, образуя фториды водорода.

Одной из проблем, которая проявилась при испытании электродов, оказалась плохая отделимость шлака от наплавленного металла, что се-

резно влияет на производительность. Внешний вид наплавленных валиков до и после удаления покрытых шлаков показан на рис. 3, 5, 8. В ходе экспериментов было видно, что цвет покрытых шлаков менялся от темно-синего до темно-коричневого, а затем светло-коричневого, поверхность сварного шва изменилась с мелкой ряби

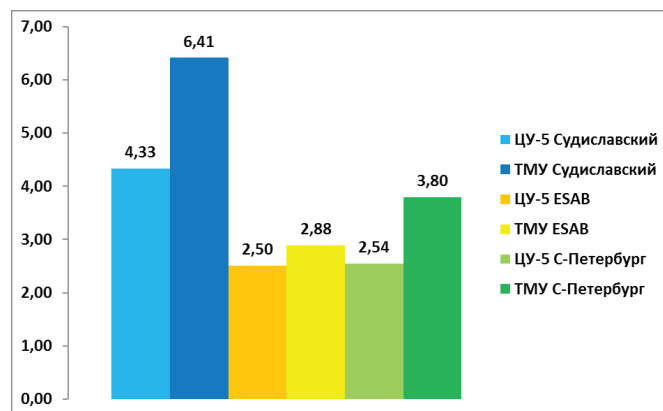
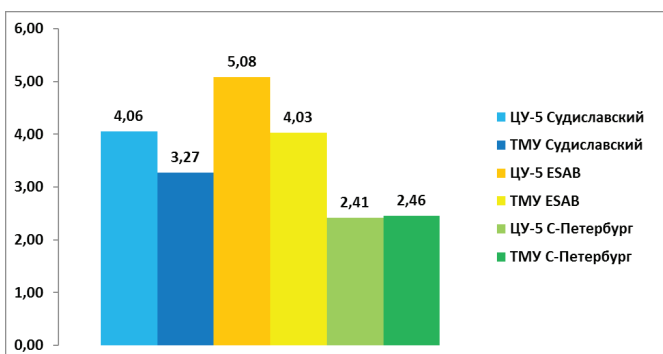
*Рис. 11.* Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле без прокалики при выдержке в условиях  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение трех суток

*Fig. 11.* The content of diffusible hydrogen in the weld overlaid metal without hardening at  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 3 days



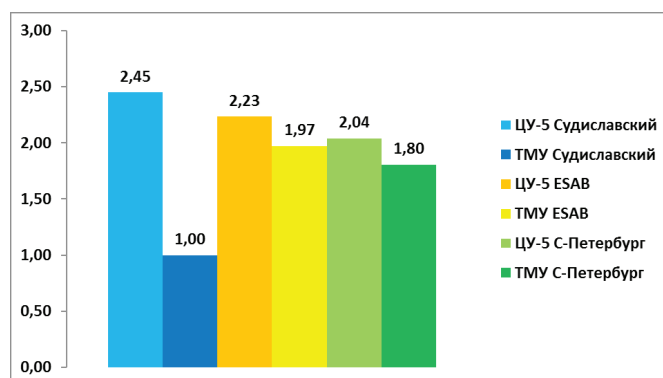
*Рис. 13.* Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле с прокаликой электродов при выдержке в условиях  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение трех суток

*Fig. 13.* The content of diffusible hydrogen in the weld overlaid metal with electrode hardening when aged at  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 3 days



*Рис. 12.* Общее содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле без прокалики электродов при выдержке в условиях  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение трех суток с последующим перемещением эвдиометров в теплое помещение и выдержкой трое суток

*Fig. 12.* The total content of diffusible hydrogen in the weld overlaid metal without hardening of electrodes at holding in conditions  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  for 3 days with subsequent moving of eudiometers to a warm room and holding for 3 days



*Рис. 14.* Общее содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле с прокаликой электродов при выдержке в условиях  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение трех суток с последующим перемещением эвдиометров в теплое помещение и выдержкой трое суток

*Fig. 14.* The total content of diffusible hydrogen in the weld overlaid metal with electrode hardening during holding at  $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$  conditions for 3 days with subsequent moving of eudiometers to a warm room and holding for 3 days

на крупную и отделяемость шлака стала хуже. Следует также отметить, что шлак темно-синего цвета имел тенденцию отслаиваться большими кусками от металла шва, а коричневые шлаки разбивались на мелкие кусочки при выбивании сварного валика и оставляли некоторое количество шлака, прилипшего к поверхности металла шва.

По внешнему виду при наблюдении за разрушенными шлаками зафиксировано, что шлак электродов ЦУ-5 производства ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург, был очень плотным и при визуальном осмотре не было замечено видимых пор. Однако шлаки электродов ЦУ-5 других производителей имели визуально наблюдаемую пористость. Эти наблюдения показали, что отделяемость шлака ухудшается по мере увеличения его пористости.

Известно [4, 5, 8], что отделимость шлака находится в очень тесной связи как с физическими, так и с химическими свойствами сварочного флюса после расплавления электродного покрытия [4–8]. Одним из механизмов прилипания шлака к металлу шва является химическая связь за счет образования тонкого слоя оксидов элементов металлической фазы на поверхности металла шва [6]. Эту химическую связь можно ослабить или устранить, если использовать шлаковую систему с минимальной окислительной способностью (например, основную флюсовую систему) [4–6]. На отделимость шлака влияют различия между коэффициентами термического расширения шлака и металла шва, а также фазовые превращения в шлаке при охлаждении [8].

Возникает вопрос, почему при нормированном отношении компонентов в стандартных марках электродов, но от разных производителей, зафиксирована различная отделимость шлака. Постулируем, что отделимость шлака зависит от границы раздела «металл шва – шлак» и разницы теплофизических свойств металла и шлака. Как правило [4–12], четкая граница раздела «металл – шлак» соответствует хорошей отделимости шлака, в противном случае размытая граница раздела, несомненно, соответствует плохой отделяемости шлака. По мере увеличения основности шлака окислительная способность шлака снижалась.  $\text{CaCO}_3$ ,  $\text{CaF}_2$  и  $\text{SiO}_2$  составляют основу электродного покрытия основного типа, но первые два компонента

являются типичными щелочными соединениями [5], а  $\text{SiO}_2$  – сильный кислотный оксид, и соотношения  $(\text{CaO}+\text{CaF}_2)/\text{SiO}_2$  прямо указывают на показатель основности [5, 8]. Поэтому с увеличением отношения  $(\text{CaO}+\text{CaF}_2)/\text{SiO}_2$  окислительная способность шлака снижается, т. е. снижается склонность к образованию химической связи (повышается отделяемость шлака). Очевидно, что в случае исследуемых электродов окислительная способность не снижается, что отражается на отделимости шлака и указывает на нарушение компонентных отношений  $(\text{CaO}+\text{CaF}_2)/\text{SiO}_2$  при изготовлении электродных покрытий ТМУ-21У и ЦУ-5.

В ходе проведенных исследований установлено различие в химическом составе наплавленного металла и механических свойствах электродов ТМУ-21У от разных производителей, что не позволяет на практике гарантировать высокие показатели качества сварного шва. При детальном анализе вопроса гарантированных свойств выявлено несоответствие между нормативными требованиями к характеристикам электродов, размещенными на сайтах производителей, и реальными химическими и механическими свойствами наплавленного металла. Производители сварочных электродов указывают на сайте и упаковке изделий химические и механические свойства, взятые из нормативных документов. Твердость наплавленного металла не является основным показателем электродов, но даже для одной марки от разных производителей она сильно отличается. Так, например, для ТМУ-21У производства ООО «Судиславский завод сварочных материалов» твердость составляет НВ 224–238 ед., для электродов ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург, – НВ 168–179 ед., для электродов завода ЭСАБ – НВ 202–210 ед.

Непопадание в нормативные показатели по относительному удлинению всех исследуемых электродов и минимально допустимые значения ударной вязкости не обеспечивают необходимые высокие механические свойства и хорошую вязкость разрушения при низких температурах для деталей энергетического оборудования согласно требованиям [1].

Оценка диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле показала, что производители электродов ТМУ-21У и ЦУ-5 ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург,



и ООО «Судиславский завод сварочных материалов» не информирует согласно требованиям [18] реального потребителя о содержании водорода в наплавленном металле.

Режимы проковки электродов одной марки у разных производителей отличаются в сторону увеличения температуры проковки. В настоящем исследовании уровень диффундирующего водорода сильно варьируется во всех рассмотренных случаях. На рис. 9, 10 показано содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле при температуре окружающей среды 20 °С. Существенного различия в содержании водорода не зафиксировано, все они попадают в группу от 5 до 10 см<sup>3</sup>/100 г. Минимальный уровень диффузионного водорода измерен для электродов ТМУ-21У и ЦУ-5 ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург (табл. 4–5).

Во время наплавки валика водород, поглощенный наплавленным металлом (зона сварного шва), имеет высокую тенденцию диффундировать в ЗТВ. Параметры, влияющие на диффузию водорода в наплавленном металле, зависят от температуры, остаточного напряжения, растворимости, микроструктуры металла и эффекта улавливания.

Важно понимать, что между различными марками трубопроводной стали существуют значительные различия в прочности и микроструктуре, поэтому поведение водорода при проникновении в их сварные швы совершенно различно. Например, сварной шов для низколегированных сталей класса прочности Х52 для труб содержит полигональный феррит и некоторое количество перлита, тогда как сварной шов для сталей класса прочности Х52 состоит из полигонального феррита, некоторых карбидных частиц и игольчатых частиц феррита. Хаотически распределенные частицы карбида уменьшают диффузию водорода, в результате чего сварные швы как низко-, так и высокопрочных сталей имеют более низкую диффузию водорода, чем базовые стали [4, 5].

Как указывалось ранее, атомы водорода из нескольких источников могут попасть в расплавленную сварочную ванну и остаться в зоне сварного шва [8]. Микроструктура сварных швов в основном содержит ферриты, такие как игольчатый феррит и полигональный феррит. Феррит обычно образует кристаллическую плоскость

(1 0 0), где энергетический барьер поглощения водорода составляет 0,38 эВ, что значительно ниже энергетического барьера 1,02 эВ на (1 1 0) кристаллическом месте бейнита, содержащегося в высокопрочных базовых сталях [4–8]. Более того, неметаллические включения, такие как Si/Al-O, содержащиеся в сварных швах, являются необратимыми ловушками водорода и эффективно улавливают подвижный водород в кристаллической решетке [4, 5]. Более высокая твердость включений, чем у базовой стали, вызывает искажение решетки, когда концентрация напряжений или деформаций еще больше способствует улавливанию водорода. Накопление водорода приводит к образованию молекул газобразного водорода, что приводит к повышению местного давления (напряжения). Тогда водород может уменьшить силу сцепления между атомами железа. Все они способствуют зарождению микротрещин, их распространению и замедленному хрупкому разрушению в сварных швах.

Представляют интерес значения диффузионно-подвижного водорода после вылеживания при отрицательных температурах (рис. 11–14). Принято считать, что границы зерен и границы раздела фаз могут служить эффективными ловушками водорода, собирающими и аккумулирующими атомы водорода. Однако было обнаружено, что коэффициент диффузии водорода вдоль сплошных границ зерен на шесть порядков выше, чем внутри зерен [5, 8]. Из проведенных нами экспериментов видно, что отрицательные температуры замедляют диффузию водорода и способствуют его локализации, повышению местного давления (напряжения), что увеличивает вероятность растрескивания сварного шва. По сравнению с другими мерами контроль содержания диффундирующего водорода более эффективен для снижения склонности к накоплению водорода. Одними из основных источников водорода, попадающего при сварке, являются влага воздуха и водородсодержащие сварочные электроды. Обязательная проковка электродов позволяет эффективно снизить попадание водорода в сварные швы. Применение влагостойких покрытий и оптимизация параметров дуговой сварки позволяют контролировать содержание водорода. Однако сварочные электроды обычно склонны к впитыванию влаги. Снижение скорости охлаждения сварной детали за счет увеличе-

ния подвода тепла может дать водороду больше времени для диффузии из сварных швов, уменьшая содержание водорода.

### Заключение

В настоящей работе основной задачей исследования было провести сравнение сварочно-технологических свойств двух марок электродов, ТМУ-21У и ЦУ-5, изготавливаемых на разных заводах – ООО «Судиславский завод сварочных материалов», компанией ESAB – ООО «ЭСАБ-СВЕЛ», г. Санкт-Петербург, и электродов, производимых на ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург.

Установлено, что сварочно-технологические свойства электродов ТМУ-21У (изготовитель ООО «Судиславский завод сварочных материалов») и ЦУ-5 (изготовитель ЗАО «Электродный завод», г. Санкт-Петербург) по такому параметру, как образование «козырька», находятся вне допуска.

Установлено, что химический состав наплавленного металла нестабилен у всех марок исследуемых электродов и зависит от производителя.

Установлено, что механические свойства наплавленного металла нестабильны по таким показателям, как значения предела прочности, предела текучести, а по относительному сужению не проходят по нормативным требованиям. Значения ударной вязкости находятся на минимально допустимой границе значений по нормативным документам.

Установлено, что при прокалке электродов содержание диффузионного водорода в наплавленном металле снижается почти в 2,5 раза, что также рекомендуется делать согласно РД 153-34.1-003-01(РТМ-1С) пункт 3.10 [1].

При сравнении содержания диффузионного водорода в электродах, изготовленных на разных заводах, наименьшее содержание водорода имеет металл, наплавленный электродами, изготавливаемыми на заводе ЗАО «Электродный завод», расположенном в Санкт-Петербурге. Наибольшее содержание водорода наблюдается при наплавке электродами компании ESAB – ООО «ЭСАБ-СВЕЛ», г. Санкт-Петербург. Меньшее процентное содержание водорода ведет к улучшению сварных характеристик и уменьшению риска образования сварных дефектов шва.

### Список литературы

1. РД 153-34.1-003-01. Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования (РТМ-1с): утв. приказом Минэнерго России от 02.07.01 № 197: введ. 01.01.2002 / ЗАО «Прочность МК». – М., 2002.
2. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 248 с.
3. Гежа В.В., Могильников В.А., Мельников П.В. Экспресс-методика определения содержания диффузионного водорода в наплавленном металле // Вопросы материаловедения. – 2022. – № 4 (112). – С. 17–22. – DOI: 10.22349/1994-6716-2022-112-4-17-22.
4. Совершенствование технологий производства сварочных электродов / А.В. Баранов, Ю.Д. Брусницын, Д.А. Кашенко, А.А. Боков // Автоматическая сварка. – 2005. – № 12. – С. 43–44.
5. Металлургия дуговой сварки: взаимодействие металла с газами / И.К. Походня, И.Р. Явдошин, А.П. Пальцевич, В.И. Швачко, А.С. Котельчук. – Киев: Наукова думка, 2004. – 445 с.
6. Изучение взаимодействия компонентов сварочных материалов с жидким стеклом / В.Т. Калинин, А.И. Николаев, В.В. Рыбин, Ю.Д. Брусницын, В.А. Малышевский, В.Б. Петров // Вопросы материаловедения. – 2008. – № 3 (55). – С. 31–40.
7. Марченко А.Е., Скорина Н.В. Влияние технологических факторов изготовления низководородных электродов на содержание водорода в наплавленном металле // Автоматическая сварка. – 2013. – № 8 – С. 14–25.
8. Петров Г.Л. Сварочные материалы. – Л.: Машиностроение, 1972. – 280 с.
9. Верхотуров А.Д., Бабенко Э.Г., Макиенко В.М. Методология создания сварочных материалов. – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2009. – 128 с.
10. Взаимодействие компонентов электродных покрытий с жидким стеклом при нагревании / А.И. Николаев, С.И. Печенюк, Ю.П. Семушина, В.В. Семушин, Л.Ф. Кузьмич, Д.Л. Рогачев, Н.Л. Михайлова, Ю.Д. Брусницын, В.В. Рыбин // Сварочное производство. – 2009. – № 11. – С. 13–17.
11. Константы взаимодействия металлов с газами: справочник / под ред. Б.А. Колачева, Ю.В. Левинского. – М.: Металлургия, 1987. – 368 с.
12. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapol'tsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // IOP Conference Series: Materials Science and

Engineering. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012185. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.

13. Индуцированные водородом холодные трещины в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей (обзор) / И.К. Походня, А.В. Игнатенко, А.П. Пальцевич, В.С. Синюк // Автоматическая сварка. – 2013. – № 5. – С. 3–14.

14. Панченко О.В. К вопросу о методах определения диффузионного водорода // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2011. – № 9. – С. 57–61.

15. ISO 3690:2000. Welding and allied processes. Determination of hydrogen content in ferritic steel arc weld metal. – 36 p.

16. Standard methods for the determination of diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding / American Welding Society, Committee on Filler Metal. – AWS, 1986.

17. JIS Z 3113. Method for measurement of hydrogen evolved from deposited metal / Japanese Standards Association. – JSA, 1975. – 3 p.

18. ГОСТ Р ИСО 2560–2023. Материалы сварочные. Электроды покрытые для ручной дуговой сварки нелегированных и мелкозернистых сталей. Классификация. – М.: Рос. ин-т стандартизации, 2023. – 36 с.

19. Jenkins N., Hart P.H.M.H., Parker D.H. An evaluation of rapid methods for diffusible weld hydrogen // Welding Journal. – 1997. – Vol. 76 (1). – P. 1–10.

20. Hydrogen determination in welded specimens by carrier gas hot extraction – a review on the main parameters and their effects on hydrogen measurement / M. Rhode, T. Schaupp, C. Muenster, T. Mente, T. Boellinghaus, T. Kannengiesser // Welding in the World. – 2019. – Vol. 63. – P. 511–526. – DOI: 10.1007/s40194-018-0664-9.

21. Диффузия водорода в сварных соединениях конструкционных сталей / Н.Н. Сергеев, А.Н. Сергеев, С.Н. Кутепов, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеев // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2017. – Т. 21 (6). – С. 85–95. – DOI: 10.21869/2223-1560-2017-21-6-85-95.

22. Кархин В.А., Алдаие Я., Левченко А.М. Коэффициент диффузии водорода в свариваемых сталях // Сварка и диагностика. – 2021. – № 6. – С. 20–27.

23. Алдаие Я., Кархин В.А., Левченко А.М. Растворимость водорода в свариваемых сталях // Сварка и диагностика. – 2022. – № 3. – С. 25–31.

24. ГОСТ 34061-2017. Сварка и родственные процессы. Определение содержания водорода в наплавленном металле и металле шва дуговой сварки. – М.: Стандартинформ, 2020. – 31 с.

25. СТО 02494680-0056-2007. Слоистое разрушение сварных соединений строительных сварных

конструкций. Требования при проектировании, изготовлении и монтаже. Приложение Г (справочное): Определение начального содержания диффузионного водорода в металле шва методом «карандашной» спиртовой (глицериновой) пробы (краткое описание). – М.: ЦНИИПСК им. Н.П. Мельникова, 2007. – С. 32–33.

26. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality / V.Yu. Skeebea, V.V. Ivancivsky, A.V. Kutyskin, K.A. Parts // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 126 (1). – P. 012016. – DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.

27. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremkov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebea, M.V. Grechneva, A.V. Olisov, A.D. Ens // Applied Sciences. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/app12010005.

28. Martyushev N.V., Skeebea V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 803 (1). – P. 012094. – DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.

29. Skeebea V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2018. – Vol. 194 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

30. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings / E.A. Zverev, V.Yu. Skeebea, P.Yu. Skeebea, I.V. Khlebova // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2017. – Vol. 87 (8). – P. 082061. – DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.

31. Скиба В.Ю. Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 62–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.

32. Исследование процесса автоматического управления сменой полярности тока в условиях гибридной технологии электрохимической обработки коррозионностойких сталей / М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Янюшкин, В.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

33. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebea, A.I. Karlina // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.



34. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2021. – Vol. 22. – P. 66–71. – DOI: 10.17580/cisr.2021.02.12.
35. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.
36. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2022. – Vol. 23. – P. 86–91. – DOI: 10.17580/cisr.2022.01.16.
37. *Padhy G.K., Komizo Y.* Diffusible hydrogen in steel weldments: A status review // Transactions of JWRI. – 2013. – Vol. 42 (1). – P. 39–62.
38. *Mente T., Boellinghaus T., Schmitz-Niederau M.* Heat treatment effects on the reduction of hydrogen in multi-layer high-strength weld joints // Welding in the World. – 2012. – Vol. 56. – P. 26–36. – DOI: 10.1007/BF03321362.
39. *Schaupp T., Rhode M., Kannengiesser T.* Influence of welding parameters on diffusible hydrogen content in high-strength steel welds using modified spray arc process // Welding in the World. – 2018. – Vol. 62. – P. 9–18. – DOI: 10.1007/s40194-017-0535-9.
40. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, A.I. Karlina, S.K. Kargapoltsev, V.E. Gozbenko, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012138. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.
41. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off / M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapoltsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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>).











## Assessment of welding engineering properties of basic type electrode coatings of different electrode manufacturers for welding of pipe parts and assemblies of heat exchange surfaces of boiler units



Yulia Karlina<sup>1, a, \*</sup>, Roman Kononenko<sup>2, b</sup>, Maksim Popov<sup>2, c</sup>, Fedor Derjugin<sup>2, d</sup>, Vladislav Byankin<sup>2, e</sup>

<sup>1</sup> National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

<sup>2</sup> Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>,  [istu\\_politeh@mail.ru](mailto:istu_politeh@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2387-9620>,  [popovma.kvantum@gmail.com](mailto:popovma.kvantum@gmail.com); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0009-0004-4677-3970>,  [deryugin040301@yandex.ru](mailto:deryugin040301@yandex.ru);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0009-0007-0488-2724>,  [borck3420@gmail.com](mailto:borck3420@gmail.com)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 11 March 2024

Revised: 03 April 2024

Accepted: 29 April 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Welding

Pipes

Pipe parts

Welding electrodes

Hydrogen

Strength

Cracks

### ABSTRACT

**Introduction.** New grades of high-strength steels, machining and repair processes are being introduced in the power industry. At the same time manual arc welding remains the main technological process for equipment repair in conditions of thermal power plants. Welding materials used in equipment repair should provide comparable to the base metal mechanical properties of the weld. The welding industry has long faced the problem of high sensitivity of basic type electrodes to moisture absorption. High susceptibility to cold cracking caused by diffusible hydrogen and hydrogen embrittlement are major obstacles to the wider use of basic-type electrodes for high-strength steels. Hydrogen production during arc welding is the result of the presence of hydrogen in the arc atmosphere, hydrogen-contaminated filler material, or local hydrogen residues on the source material. During welding, molecular hydrogen is dislocated by the arc energy and then easily absorbed by the molten material. Currently, the welding materials market produces electrodes with basic coating of well-known and proven brands, various national and foreign manufacturers. However, in practice there are cases of cold cracks in the weld seam after welding. **Purpose of work** is to assess the welding and technological properties of basic type electrode coatings of different manufacturers. The work investigates specimens weld overlaid with electrodes *TMU-21U*, *TSU-5* of different manufacturers and the content of diffusion-mobile hydrogen in the weld overlaid metal is determined. The methods of research are mechanical static tensile tests, chemical composition analysis and metallographic studies. Determination of welding-induced hydrogen content can be accomplished by various quantitative elemental analysis methods. All test methods involve welding under defined conditions followed by deep freezing of the test specimens as quickly as possible. In this way, unintended diffusion processes are inhibited and the hydrogen introduced into the weld metal is retained. Subsequently, the diffusing hydrogen is desorbed from the test specimens in a controlled manner. **Results and Discussion.** An assessment of welding engineering properties of the electrodes revealed unstable arc burning. Mechanical properties of the welded metal of the investigated electrodes are at the minimum permissible level from the requirements of normative documents. The concentration of hydrogen present in the arc weld metal is multifactorially dependent on the welding procedure (process and parameters, consumables used, as well as environmental conditions (e.g. humidity). For qualitative assessment, hydrogen content of more than 15 cm<sup>3</sup>/100 g is considered high and hydrogen content less than 5 cm<sup>3</sup> ml/100 g is considered very low. **Presented results.** The conducted evaluation of welding engineering properties of electrodes with basic coating showed satisfactory results. Mechanical properties of the welded metal in terms of impact toughness are at the lower permissible limit, relative elongation does not meet the requirements of normative documents. The content of diffusion-mobile hydrogen in the welded metal is higher than the declared indicators by the electrode manufacturers.

**For citation:** Karlina Y.I., Kononenko R.V., Popov M.A., Deryugin F.F., Byankin V.E. Assessment of welding engineering properties of basic type electrode coatings of different electrode manufacturers for welding of pipe parts and assemblies of heat exchange surfaces of boiler units. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 71–94. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-71-94. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate  
 National Research Moscow State Construction University,  
 Yaroslavskoe shosse, 26,  
 129337, Moscow, Russian Federation  
 Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: [jul.karlina@gmail.com](mailto:jul.karlina@gmail.com)

## References

1. RD 153-34.1-003-01. *Svarka, termoobrabotka i kontrol' trubnykh sistem kotlov i truboprovodov pri montazhe i remonte energeticheskogo oborudovaniya (RTM-Is)* [Regulating document 153-34.1-003-01. Welding, heat treatment and control of pipe systems of boilers and pipelines during installation and repair of power equipment (RTM-Is)]. Moscow, 2002.
2. Makarov E.L. *Kholodnye treshchiny pri svarke legirovannykh stalei* [Cold cracks in welding of alloy steels]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 248 p.
3. Gezha V.V., Mogilnikov V.A., Melnikov P.V. Ekspres-metodika opredeleniya sodержaniya diffuzionnogo vodoroda v naplavlennom metalle [Express method for determining the content of diffusive hydrogen in deposited metal]. *Voprosy materialovedeniya*, 2022, no. 4 (112), pp. 17–22. DOI: 10.22349/1994-6716-2022-112-4-17-22. (In Russian).
4. Baranov A.V., Brusnitsyn Yu.D., Kashchenko D.A., Bokov A.A. Sovershenstvovanie tekhnologii proizvodstva svarochnykh elektrodov [Improvement of welding electrodes production technologies]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 2005, no. 12, pp. 43–44.
5. Pokhodnya I.K., Yavdoshechin I.R., Paltsevich A.P., Shvachko V.I., Kotelchuk A.S. *Metallurgiya dugovoi svarki: vzaimodeistvie metalla s gazami* [Metallurgy of arc welding: interaction of metal with gases]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 2004. 445 p.
6. Kalinnikov V.T., Nikolaev A.I., Rybin V.V., Brusnitsin Yu.D., Malyshevsky V.A., Petrov V.B. Izuchenie vzaimodeistviya komponentov svarochnykh materialov s zhidkim steklom [Study of interaction between welding consumables and liquid glass]. *Voprosy materialovedeniya*, 2008, no. 3 (55), pp. 31–40.
7. Marchenko A.E., Skorina N.V. Vliyanie tekhnologicheskikh faktorov izgotovleniya nizkovodorodnykh elektrodov na sodержanie vodoroda v naplavlennom metalle [Influence of technological factors of low-hydrogen electrodes manufacturing on hydrogen content in the welded metal]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 2013, no. 8, pp. 14–25.
8. Petrov G.L. *Svarochnye materialy* [Welding materials]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1972. 280 p.
9. Verkhoturlov A.D., Babenko E.G., Makienko V.M. *Metodologiya sozdaniya svarochnykh materialov* [Methodology of welding materials creation]. Khabarovsk, DVGUPSS Publ., 2009. 128 p.
10. Nikolaev A.I., Pechenyuk S.I., Semushina Yu.P., Semushin V.V., Kuzmich L.F., Rogachev D.L., Mikhailova N.L., Brusnitsyn V.V., Rybin Yu.D. Vzaimodeistvie komponentov elektrodnykh pokrytii s zhidkim steklom pri nagrevanii [Interaction of components of electrode coatings with liquid glass during heating]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding Production*, 2009, no. 11, pp. 13–17. (In Russian).
11. Levinskii Yu.V., Kolachev B.A., eds. *Konstanty vzaimodeistviya metallov s gazami* [Constants of interaction of metals with gases]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987. 368 p.
12. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapol'tsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
13. Pokhodnya I.K., Ignatenko A.V., Paltsevich A.P., Sinyuk V.S. Indutsirovannye vodorodom kholodnye treshchiny v svarnykh soedineniyakh vysokoprochnykh nizkolegirovannykh stalei (obzor) [Hydrogen-induced cold cracks in welded joints of high-strength low-alloyed steels (review)]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 2013, no. 5, pp. 3–14. (In Russian).
14. Panchenko O.V. K voprosu o metodakh opredeleniya diffuzionnogo vodoroda [On the problem of methods for determining diffusible hydrogen]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2011, no. 9, pp. 57–61.
15. ISO 3690:2000. *Welding and allied processes. Determination of hydrogen content in ferritic steel arc weld metal*. 36 p.
16. American Welding Society, Committee on Filler Metal. *Standard methods for the determination of diffusible hydrogen content of martensitic, bainitic, and ferritic steel weld metal produced by arc welding*. AWS, 1986.
17. JIS Z 3113. *Method for measurement of hydrogen evolved from deposited metal*. Japanese Standards Association, 1975. 3 p.
18. GOST R ISO 2560–2023. *Materialy svarochnye. Elektrody pokrytye dlya ruchnoi dugovoi svarki nelegirovannykh i melkozernistykh stalei. Klassifikatsiya* [State standard R ISO 2560–2023. Welding consumables. Covered electrodes for manual metal arc welding of non-alloy and fine grain steels. Classification]. Moscow, Russian Institute of Standardization Publ., 2023. 36 p.



19. Jenkins N., Hart P.H.M.H., Parker D.H. An evaluation of rapid methods for diffusible weld hydrogen. *Welding Journal*, 1997, vol. 76 (1), pp. 1–10.
20. Rhode M., Schaupp T., Muenster C., Mente T., Boellinghaus T., Kannengiesser T. Hydrogen determination in welded specimens by carrier gas hot extraction – a review on the main parameters and their effects on hydrogen measurement. *Welding in the World*, 2019, vol. 63, pp. 511–526. DOI: 10.1007/s40194-018-0664-9.
21. Sergeev N.N., Sergeev A.N., Kutepov S.N., Gvozdev A.E., Ageev E.V. Diffuziya vodoroda v svarnykh soedineniyakh konstruktsionnykh staley [Diffusion of hydrogen in welded joints of structural steels]. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta = Proceedings of the Southwest State University*, 2017, vol. 21 (6), pp. 85–95. DOI: 10.21869/2223-1560-2017-21-6-85-95.
22. Karkhin V.A., Aldaie Ya., Levchenko A.M. Koeffitsient diffuzii vodoroda v svarivaemykh stalyakh [Hydrogen diffusion coefficient in welded steels]. *Svarka i diagnostika = Welding and Diagnostics*, 2021, no. 6, pp. 20–27.
23. Aldaie Ya., Karkhin V.A., Levchenko A.M. Rastvorimost' vodoroda v svarivaemykh stalyakh [Hydrogen solubility in welded steels]. *Svarka i diagnostika = Welding and Diagnostics*, 2022, no. 3, pp. 25–31.
24. GOST 34061–2017. *Svarka i rodstvennye protsessy. Opredelenie sodержaniya vodoroda v naplavlennom metalle i metalle shva dugovoi svarki* [State standard 34061–2017. Welding and allied processes. Determination of hydrogen content in deposited metal and arc weld metal]. Moscow, Standardinform Publ., 2020. 31 p.
25. STO 02494680-0056-2007. *Sloistoe razrushenie svarnykh soedinenii stroitel'nykh svarnykh konstruktsii. Trebovaniya pri proektirovanii, izgotovlenii i montazhe. Prilozhenie G (spravochnoe): Opredelenie nachal'nogo sodержaniya diffuzionnogo vodoroda v metalle shva metodom «karandashnoi» spirtovoi (glitserinovoi) proby (kratkoe opisaniye)* [Layered destruction of welded joints of building welded structures. Requirements for design, manufacturing and installation. Appendix G (for reference): Determination of the initial content of diffusion hydrogen in the weld metal using the “pencil” alcohol (glycerin) test (brief description)]. Moscow, TsNIIPSK im. N.P. Melnikova Publ., 2007, pp. 32–33.
26. Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshkin A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.
27. Efremenkov E.A., Martyushev N.V., Skeeba V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), p. 5. DOI: 10.3390/app12010005.
28. Martyushev N.V., Skeeba V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.
29. Skeeba V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.
30. Zverev E.A., Skeeba V.Yu., Skeeba P.Yu., Khlebova I.V. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, vol. 87 (8), p. 082061. DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.
31. Skeeba V.Yu. Gibridnoe tekhnologicheskoe oborudovanie: povyshenie effektivnosti rannikh stadii proektirovaniya kompleksirovannykh metalloobratyvyayushchikh stankov [Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.
32. Borisov M., Lobanov D., Yanyushkin A., Skeeba V. Issledovanie protsessa avtomaticheskogo upravleniya smenoi polyarnosti toka v usloviyakh gibridnoi tekhnologii elektrokhimicheskoi obrabotki korrozionnostoikikh staley [Investigation of the process of automatic control of current polarity reversal in the conditions of hybrid technology of electrochemical processing of corrosion-resistant steels]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.
33. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeeba V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
34. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2021, vol. 22, pp. 66–71. DOI: 10.17580/cisr.2021.02.12.

35. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisisr.2022.02.09.

36. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Determination of rail steel structural elements via the method of atomic force microscopy. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 23, pp. 86–91. DOI: 10.17580/cisisr.2022.01.16.

37. Padhy G.K., Komizo Y. Diffusible hydrogen in steel weldments: A status review. *Transactions of JWRI*, 2013, vol. 42 (1), pp. 39–62.

38. Mente T., Boellinghaus T., Schmitz-niederau M. Heat treatment effects on the reduction of hydrogen in multi-layer high-strength weld joints. *Welding in the World*, 2012, vol. 56, pp. 26–36. DOI: 10.1007/BF03321362.

39. Schaupp T., Rhode M., Kannengiesser T. Influence of welding parameters on diffusible hydrogen content in high-strength steel welds using modified spray arc process. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, pp. 9–18. DOI: 10.1007/s40194-017-0535-9.

40. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Karlina A.I., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012138. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.

41. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Определение скорости электрохимического растворения стали У10А в условиях ЭХРО с неподвижным катодом-инструментом

Василий Янпольский<sup>1, a, \*</sup>, Мария Иванова<sup>1, b</sup>, Александра Насонова<sup>1, c</sup>, Александр Янюшкин<sup>2, d</sup>

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>2</sup> Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр-т Московский, 15, г. Чебоксары, Чувашская Республика, 428015, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7728-7623>, [yanpolskiy@corp.nstu.ru](mailto:yanpolskiy@corp.nstu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2449-8638>, [ivanova777888@yandex.ru](mailto:ivanova777888@yandex.ru);

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0009-0006-0194-8831>, [a.nasonova@corp.nstu.ru](mailto:a.nasonova@corp.nstu.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1969-7840>, [yanyushkinas@mail.ru](mailto:yanyushkinas@mail.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.047.4

#### История статьи:

Поступила: 15 декабря 2023

Рецензирование: 03 апреля 2024

Принята к печати: 06 мая 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Скорость электрохимического

растворения

Инструментальная сталь

Выход по току

Производительность

Неподвижный катод-инструмент

Обработка отверстий

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В заготовительном производстве при замене твердых сплавов на инструментальные стали возникают трудности при формообразовании поверхностей с обеспечением требуемых параметров производительности, качества и точности вследствие наличия неполной информации для назначения режимов электрохимической обработки указанного класса материалов. Этот факт требует проведения дополнительных исследований, позволяющих определить рациональные режимы обработки, которые обеспечивают необходимые технологические параметры (производительность, точность размеров и шероховатость поверхности). **Цель работы:** проведение исследований по установлению закономерностей электрохимического формообразования инструментальных сталей и определению режимов процесса формообразования. **В работе исследованы** особенности анодного растворения инструментальной стали У10А в водном растворе NaCl 10%-й концентрации. Диапазон изменения потенциалов составлял от 0 до 8 В. Определены технологические параметры производительности (выход по току для основной реакции и скорость электрохимического растворения при напряжении 8 В и давлении электролита 0,1 МПа). **Методы исследования.** Для поляризационных исследований выбран потенциодинамический метод исследования. Технологические эксперименты осуществлялись по схеме прошивания отверстий с неподвижным катодом-инструментом из нержавеющей стали без изоляции. В качестве катода-инструмента была выбрана игла круглого сечения с наружным диаметром 0,908 мм и внутренним 0,603 мм. **Результаты и обсуждения.** В результате проведенных исследований выявлено, что электрохимическое растворение инструментальной стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl имеет активный характер в исследуемом диапазоне потенциалов от 0 до 8 В. Проведенные технологические эксперименты позволили установить размеры получаемых отверстий – средний диаметр 1,433 мм и глубину 0,574 мм. Выход по току составил 70,83 %. На основе анализа полученных экспериментальных данных установлено, что для обеспечения высокой производительности процесса электрохимического формообразования стали У10А в растворе 10%-го NaCl подача катода-инструмента должна составлять 0,2232 мм/мин, что соответствует скорости электрохимического растворения при исследуемых условиях формообразования.

**Для цитирования:** Определение скорости электрохимического растворения стали У10А в условиях ЭХРО с неподвижным катодом-инструментом / В.В. Янпольский, М.В. Иванова, А.А. Насонова, А.С. Янюшкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 95–106. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-95-106.

## Введение

Себестоимость готового изделия складывается из стоимости исходной заготовки и ее механической обработки, а также других расходов. В настоящее время с целью наиболее рационального использования материальных ресурсов в практике машиностроения заменяют дорогостоящие

и труднообрабатываемые сплавы на более экономичную альтернативу [1–5]. Таким образом, эффективное использование ресурсов позволяет повысить экономическую прибыль предприятия и уровень популяризации практического применения принципов бережливого производства [6–11]. В условиях ограничения сырья и постоянного роста стоимости транспортной логистики, энергии и других сопутствующих расходов в производственной системе хозяйственных работ проблема экономии материальных ресурсов становится все более актуальной.

#### \*Адрес для переписки

Иванова Мария Валерьевна, ст. преподаватель

Новосибирский государственный технический университет,

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: 8 (383) 346-17-97, e-mail: [ivanova777888@yandex.ru](mailto:ivanova777888@yandex.ru)



Типичным примером подобной практики является замена твердых сплавов на инструментальные стали. Чаще всего прикладной характер распространяется на заготовительное производство, которое включает в себя применение изделий с высокими показателями точности и качества поверхности (матрицы, пуансоны и др.). Вместе с тем при замене твердых сплавов на инструментальные стали возникают некоторые особенности как при эксплуатации изделий, так и при их изготовлении. В частности, прямой перенос режимов обработки твердосплавных матриц на инструментальные стали не обеспечивает требуемых параметров производительности, точности и качества. Для обработки твердосплавных матриц, как правило, применяются методы, основанные на электрохимическом и механическом воздействии [12–15]. В работах [16–23] описаны особенности применения электрохимической размерной обработки (ЭХРО) для сталей Р6М5, ХВГ и др. В работах [12, 14, 16–19, 23] указано, что точность ЭХРО определяется погрешностями изготовления катода-инструмента, установки заготовки, температурой рабочей среды, скоростью течения электролита, неравномерностью движения электрода и др. Однако данных для формообразования инструментальной стали У10А нет.

Применение методов, основанных на электрохимическом формообразовании, для изделий из инструментальных сталей требует дополнительных исследований, которые позволят определить рациональные режимы обработки, обеспечивающие требуемую производительность, точность и параметры качества.

Таким образом, *целью данной работы* является проведение исследований по установлению закономерностей электрохимического формообразования инструментальных сталей (поляризационные исследования) и определению режимов процесса электрохимической обработки (технологический эксперимент).

Работа актуальна и имеет практическое значение для заготовительного производства.

## Методика исследований

### Подготовка образцов

Материалом для исследований выбрана расплавленная в заготовительном производстве инструментальная сталь У10А. Образцы для проведения поляризационных исследований изготавливались посредством электроэрозионного вырезания параллелепипедов размерами 0,66×0,80×20,00 мм. Рабочая поверхность образца для поляризационных исследований представлена на рис. 1.

Для локализации процесса растворения и оценки токовых параметров боковые поверхности образцов изолировались по схеме, представленной на рис. 2. Образец 1 посредством пайки присоединялся к контактному проводу 2 и помещался в диэлектрическую оправку 3 с последующей заливкой эпоксидной смолой с отвердителем 4.

Образец для проведения технологических экспериментов представлял собой параллелепипед модельного материала, размеры которого составляли 50×50×50 мм.

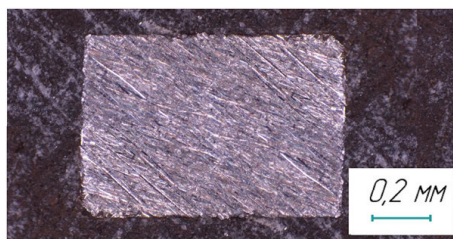


Рис. 1. Внешний вид рабочей поверхности образца для поляризационных исследований

Fig. 1. Appearance of the specimen working surface for polarization studies

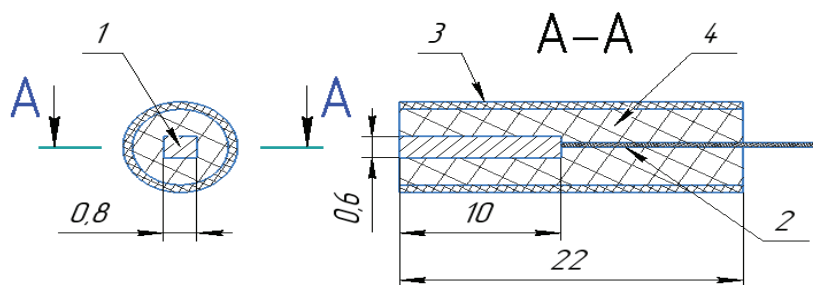


Рис. 2. Образец для поляризационных исследований

1 – образец; 2 – контактный провод; 3 – диэлектрическая оправка;  
4 – эпоксидная смола с отвердителем

Fig. 2. Specimen for polarization studies:

1 – specimen; 2 – contact wire; 3 – dielectric mandrel; 4 – epoxy resin with hardener

### Поляризационные исследования

Исследование особенностей анодного растворения стали У10А проводили с помощью потенциодинамического метода [24–29] и определяли зависимости плотности тока от потенциала анода в диапазоне от 0 до 8 В.

Поляризационные исследования проводились на экспериментальной установке, схема и внешний вид которой приведены на рис. 3. Установка состоит из трехэлектродной электрохимической ячейки 1, потенциостата-гальваностата Elins P-20X 2 и ПК 3 для измерения, реги-

страции и обработки данных. В качестве катода использовали медное кольцо со следующими размерами: шириной 10 мм, наружным и внутренним радиусами 35 и 31 мм соответственно.

Скорость развертки составила 1000 мВ/с с шагом 0,011 мВ. Величина зазора между анодом и платиновым электродом сравнения равнялась 0,1 мм. После каждого эксперимента поверхность исследуемого образца зачищалась абразивной бумагой с зернистостью 20–28 мкм (P600). Рабочей средой при электрохимической обработке изделий служит токопроводящий раствор электролита. В практике электрохимической обработки наиболее применяемым является раствор нейтральной соли хлористого натрия (NaCl) в воде [17–20, 27–29]. Концентрация электролита 10 % выбрана согласно источникам [29–33]. Кинематическая вязкость  $\nu$  электролита составила  $1,11 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$  [30].

### Схемы получения отверстий методом ЭХРО

Для формообразования глубоких отверстий рассматривались следующие схемы [32], представленные на рис. 4.

Для исследований была выбрана схема с катодом-инструментом без изоляции, у которого подача равна нулю, что позволяет определить технологические параметры производительности – выход по току для основной реакции и скорость электрохимического растворения в выбранных исходных условиях. Особенности, возникающие при определении выхода по току, приведены в работе Я.М. Колотырина и Г.М. Флорианович [34]. Расчет выхода по току осуществ-

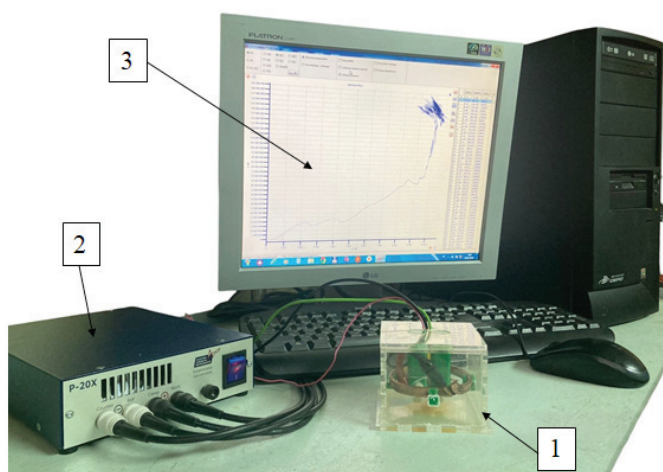


Рис. 3. Внешний вид экспериментальной установки для потенциодинамических исследований:

1 – трехэлектродная электрохимическая ячейка;  
2 – потенциостат-гальваностат Elins P-20X; 3 – ПК

Fig. 3. Scheme and appearance of the experimental setup for potentiodynamic studies:

1 – three-electrode electrochemical cell; 2 – potentiostat-galvanostat Elins P-20X; 3 – PC

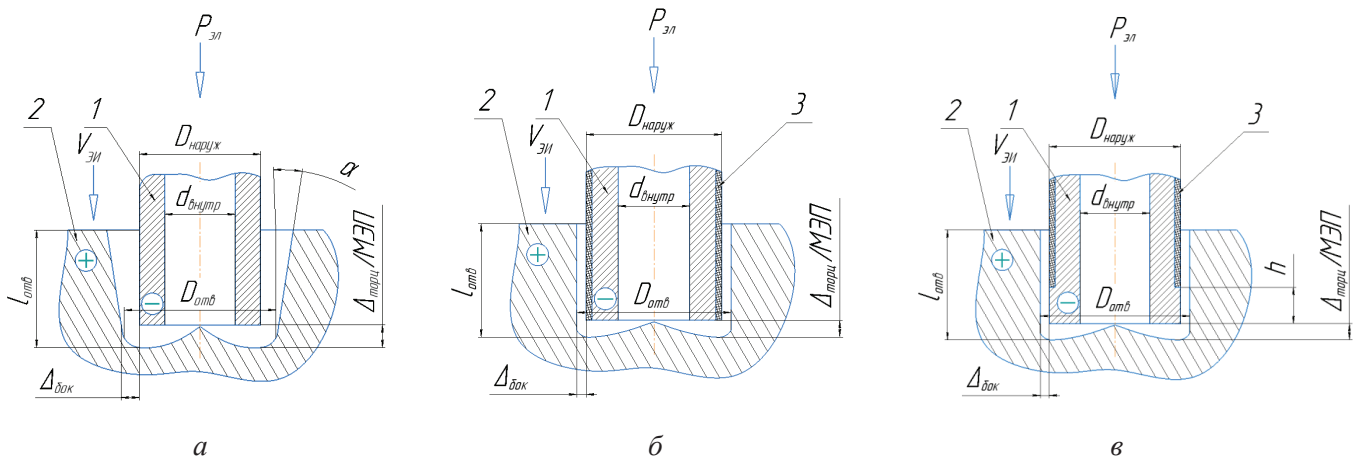


Рис. 4. Схемы формообразования отверстия:

а – с катодом-инструментом без изоляции; б – с изолированным катодом-инструментом; в – с изолированным катодом-инструментом с рабочим пояском (буртиком); 1 – катод; 2 – анод; 3 – изоляционный слой

Fig. 4. Hole shaping schemes:

а – with a cathode-tool without insulation; б – with an insulated cathode-tool; в – with an insulated cathode-tool with a working belt (shoulder); 1 – cathode; 2 – anode; 3 – insulating layer

влялся по методике, представленной в работах [29, 31–34].

При расчете допускается, что изменение температуры электролита и его нагрев в процессе электролиза незначителен и не учитывается, а ось катода совпадает с осью полученного отверстия.

В качестве катода-инструмента применялись полые иглы круглого сечения из нержавеющей стали с наружным и внутренним диаметрами 0,908 и 0,603 мм соответственно. При этом площадь выходного отверстия составила  $0,362 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$ . Внешний вид катода-инструмента и оснастки представлен на рис. 5.

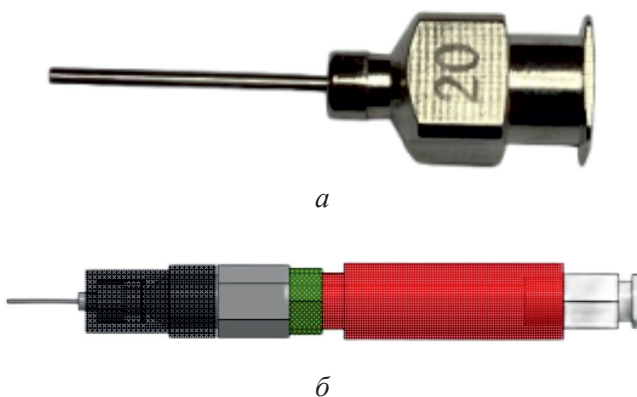


Рис. 5. Внешний вид:

а – катода-инструмента; б – инструментальной оснастки на катод-инструмент

Fig. 5. Appearance of:

а – the cathode tool; б – tooling for cathode tool

Экспериментальная установка для проведения электрохимической обработки отверстий представлена на рис. 6, она состоит из следую-

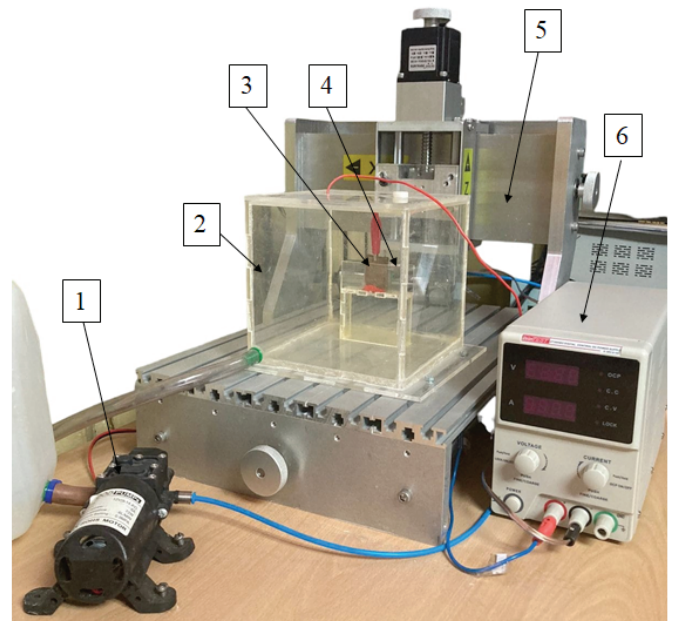


Рис. 6. Экспериментальная установка для электрохимической обработки отверстий:

1 – система подачи электролита; 2 – электрохимическая ячейка; 3 – анод (заготовка); 4 – катод-инструмент; 5 – трехкоординатный станок; 6 – технологический источник питания

Fig. 6. Experimental setup for electrochemical hole machining:

1 – electrolyte supply system; 2 – electrochemical cell; 3 – anode (blank); 4 – cathode-tool; 5 – three-coordinate machine; 6 – technological power source



щих элементов: системы подачи электролита 1, электрохимической ячейки 2 с анодом 3 и катодом-инструментом 4, трехкоординатного станка 5 и технологического источника тока 6.

Для реализации электрохимической обработки необходимо учитывать, что подача электролита в зону между электродами должна осуществляться равномерно, тем самым обеспечивается стабильность процесса электрохимического растворения заготовки. Скорость течения электролита и скорость протекания электрохимических процессов зависит от давления в системе и гидравлических потерь. В работах [16, 23, 28–30] описано влияние гидродинамических параметров на производительность анодного растворения. При проведении экспериментальных исследований давление в системе нагнеталось мембранным насосом и составляло 0,9 МПа. К системе подачи электролита 1 помимо насоса относятся блок питания для насоса, шланги и емкости для подачи и слива электролита.

Величина зазора между анодом и катодом при проведении технологического эксперимента составляла 0,1 мм [29, 31–34].

После проведения эксперимента образец помещался в ультразвуковую ванну для очистки от шлама и потом только взвешивался на высокоточных весах для лабораторий (ц.д. 0,1 мг). Глубины отверстий измерялись индикатором цифровым ИЧЦ-10 (0–12,7 мм, ц.д. 0,001 мм). Фотографии образца выполнялись на микроскопе Nikon MM-400 с увеличением в 30 раз.

## Результаты и их обсуждение

В результате поляризационных исследований были установлены особенности анодного растворения инструментальной стали У10А (рис. 7). Характер кривой анодного поведения исследуемой стали в 10%-м растворе нейтральной соли NaCl в воде показывает, что активное растворение стали происходит в диапазоне потенциалов  $\varphi = 0,3...8,0$  В с незначительным торможением в области потенциалов  $\varphi = 2,1...2,6$  В и  $\varphi = 3,9...4,3$  В. Вероятно, это связано с явлениями, которые происходят в процессе электролиза стали в водном растворе соли, такими как окисление исследуемого материала и процесс разложения воды [28–30, 31–33]. Общий характер электрохимического растворения стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl свидетель-

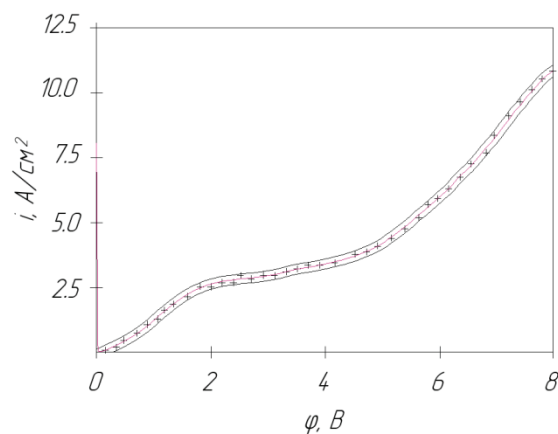


Рис. 7. Анодная поляризационная кривая инструментальной стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl

Fig. 7. Anodic polarization curve of U10A tool steel in 10 % aqueous NaCl solution

ствует об отсутствии участков пассивации. Это связано с тем, что при электрохимическом растворении материалов в хлористом натрии пассивационные явления снимаются за счет увеличения напряжения без внесения дополнительных активирующих процессов [28–34].

Таким образом, растворение инструментальной стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl имеет активный характер в диапазоне потенциалов  $\varphi = 0,3...2,1$  В,  $\varphi = 2,7...3,8$  В и  $\varphi = 4,4...8,0$  В. Для определения выходных технологических параметров производительности, а именно выхода по току для основной реакции и скорости электрохимического растворения, было выбрано напряжение 8 В.

Для расчета выхода по току по формуле [29] вычислялись необходимые величины.

С целью определения объема удаленного металла были проведены экспериментальные исследования, позволившие получить в условиях электрохимического растворения стали У10А значения массы растворенного материала. Из рис. 8 видно, что среднее значение тока при межэлектродном зазоре 0,1 мм в начальный момент времени составило 0,099 А. Продолжительность эксперимента, равная 7 минутам, обусловлена стабилизацией величины тока, т. е. межэлектродный зазор увеличился на предельно допустимое значение при заданных исходных параметрах.

Для определения массы растворенного материала была проведена серия экспериментов при постоянном токе 0,099 А и начальном межэлектродном промежутке (МЭП) 0,1 мм.

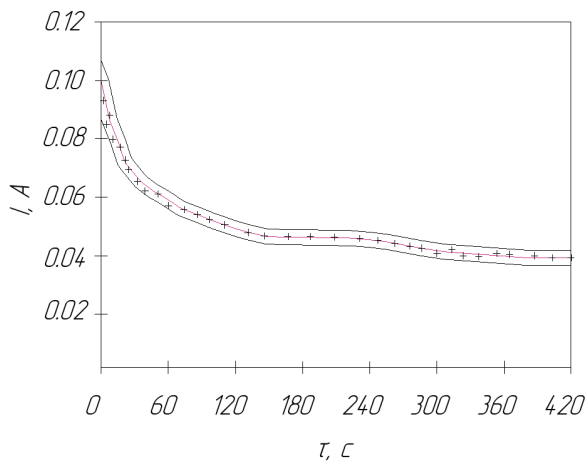


Рис. 8. График зависимости тока от времени при постоянном напряжении

Fig. 8. Graph of current versus time at constant voltage

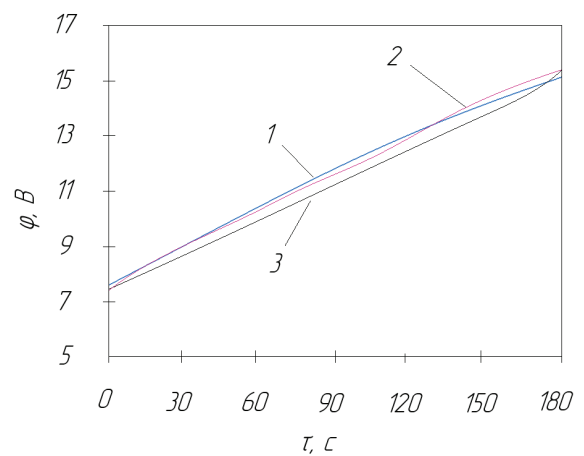


Рис. 9. График зависимости напряжения от времени при постоянном токе 0,099 А

Fig. 9. Graph of voltage versus time at a constant current of 0.099 A

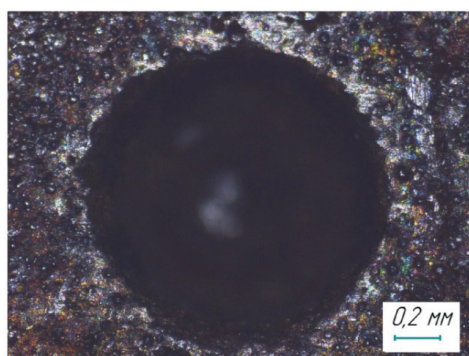
На рис. 9 приведен график зависимости напряжения от времени для серии экспериментов в течение 3 минут.

В результате взвешивания были получены следующие массы  $m_{\text{практ}}$ : для эксперимента № 1 – 0,0054 г; для эксперимента № 2 – 0,0047 г; для эксперимента № 3 – 0,0053 г. Таким образом, среднеарифметическая масса равна  $0,0051 \pm 0,0009$  г.

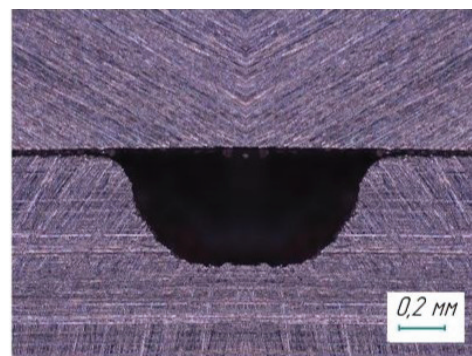
На рис. 10 приведены фотографии полученного отверстия и его профиль. Необходимо отметить, что образование конусности является характерным для обработки неподвижным катод-инструментом.

На рис. 11 представлены размеры отверстия по сечениям, измеренные с шагом 0,027 мм; диаметр отверстия с фаской равен 1,433 мм, диаметр дна отверстия равен 0,389 мм, глубина отверстия  $h_{\text{ср}}$  составила 0,574 мм.

Для расчета электрохимического эквивалента стали У10А необходимо учитывать массовую долю по основным элементам, относящимся к металлам, – железу (98,47 %) и марганцу (0,23 %) [35]. Химический состав по плавочному анализу взят из нормативно-технического документа [32]. В таблице представлены весовой и объемный электрохимические эквиваленты стали У10А.



а



б

Рис. 10. Отверстие в 10%-м растворе NaCl при неподвижном катод-инструменте круглого сечения с наружным и внутренним диаметрами 0,908 мм и 0,603 мм при длительности 7 минут:

а – вид сверху; б – профиль

Fig. 10. A hole in 10 % NaCl with a stationary cathode-tool of circular cross-section with outer and inner diameters of 0.908 mm and 0.603 mm with a duration of 7 minutes:

а – top view; б – profile

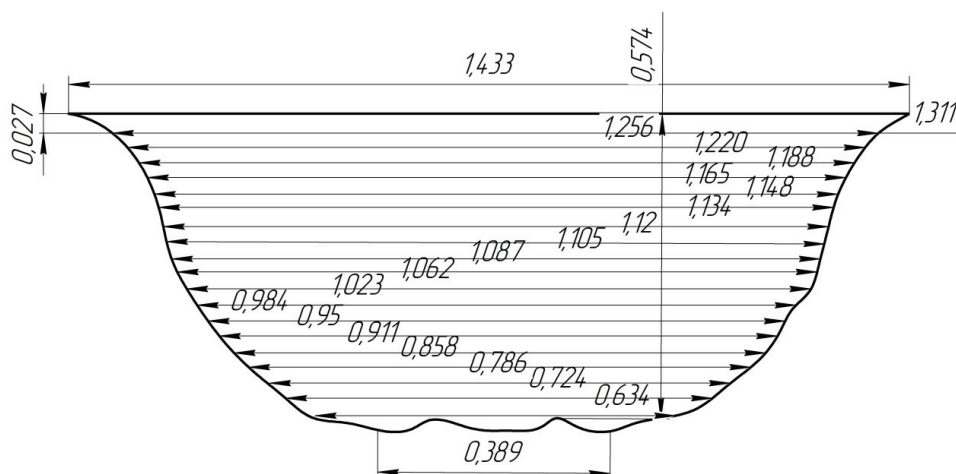


Рис. 11. Размеры отверстия в стали У10А при электрохимическом растворении в 10%-м растворе NaCl с неподвижным катодом-инструментом круглого сечения с наружным и внутренним диаметрами 0,908 мм и 0,603 мм при длительности 3 минуты

Fig. 11. Hole dimensions in 10 % NaCl with a stationary cathode-tool of circular cross-section with outer and inner diameters of 0.908 mm and 0.603 mm for a duration of 3 minutes

### Электрохимические эквиваленты инструментальной стали У10А

#### Electrochemical equivalents of U10A tool steel

Элемент / Element	Электрохимический эквивалент / Electrochemical equivalent	
	$\varepsilon_m$ , г/А · мин / $\varepsilon_m$ , g/A · min	$\varepsilon_v$ , см <sup>3</sup> /А · мин / $\varepsilon_v$ , cm <sup>3</sup> /A · min
Fe	0,01736	2,22279
Mn	0,01708	2,18693
У10А / U10А	0,01759	2,25198

На основе расчетов по формуле, представленной в работе [29], выход по току равен 70,83 %, или 0,708. Если коэффициент выхода металла по току  $\eta$  находится в диапазоне от 0,5 до 1,0, то это значит, что анод активно растворяется при электролизе [29, 31–33]. Этот факт согласуется с данными, полученными на основе поляризационных исследований электрохимического растворения стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl.

Произведенные эксперименты и расчеты выхода по току позволили оценить производительность процесса электрохимической обработки стали У10А в выбранном составе электролита.

В схеме обработки при неподвижном катоде размер межэлектродного промежутка в начале процесса соответствует установленному торцевому зазору, а при завершении обработки зна-

чение МЭП увеличивается на величину, равную технологическому припуску  $z$ . С увеличением значения МЭП уменьшается скорость электрохимического растворения и производительность обработки. Ниже представленная формула [31–32] справедлива при условии, что значение выхода по току не изменяется с колебанием величины плотности тока:

$$\vartheta_{\text{э.х.р}} = \frac{\varepsilon_v U \theta \eta}{\sqrt{\Delta_{\text{торц}}^2 + (\varepsilon_v U \theta \eta \tau)}} \text{ мм/мин,}$$

где  $\varepsilon_v$  – объемный электрохимический эквивалент стали У10А, см<sup>3</sup>/А·мин (0,00225198 см<sup>3</sup>/А·мин);  $U$  – напряжение на электродах, В (8 В);  $\theta$  – удельная электропроводность электролита, см·м<sup>-1</sup>, (12,11 см·м<sup>-1</sup>) [31–32];  $\eta$  – коэффициент выхода по току;  $\Delta_{\text{торц}}$  – МЭП в начале обработки или



торцевой зазор, мм (0,1 мм);  $\tau$  – время обработки или время электролиза, мин (3 мин).

Тогда скорость электрохимического растворения в конце третьей минуты равна 0,2232 мм/мин. Для поддержания данной скорости электрохимического растворения необходимо, чтобы МЭП и другие влияющие на производительность процесса параметры были неизменными. Глубина отверстия при ЭХРО за 3 минуты в 10%-м растворе NaCl в схеме при неподвижном катоде-инструменте составила 0,574 мм.

### Заключение

В результате выполнения работы установлено, что электрохимическое растворение инструментальной стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl происходит активно в течение всего исследуемого диапазона потенциалов. Наибольшая плотность тока наблюдается при потенциале  $\varphi = 8$  В.

В условиях электрохимического формообразования отверстия в инструментальной стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl с неподвижным полым катодом-инструментом круглого сечения с наружным и внутренним диаметрами 0,908 и 0,603 мм соответственно (площадь выходного отверстия равна  $0,362 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$ ) выход по току составил 70,83 %.

Полученные экспериментальные данные позволили определить главный параметр режима ЭХРО – скорость электрохимического растворения стали У10А при 8 В и давлении 0,1 МПа в 10%-м водном растворе NaCl для условий электрохимического формообразования полым катодом-инструментом, которая равна 0,2232 мм/мин. Проведенные исследования позволили сформулировать рекомендации по назначению подачи катода-инструмента, обеспечивающей максимальную скорость электрохимического растворения стали У10А в 10%-м водном растворе NaCl.

### Список литературы

1. Дубровина Н.А., Ротман Е.Г. Основные факторы экономии ресурсов на предприятиях машиностроения // Вестник Самарского государственного университета. Серия: Экономика и управление. – 2012. – № 10. – С. 20–26.

2. Emelyanova D.S., Kolesnichenko-Ianushev S.L., Tokarev M.A. Organizational and economic problems of applying quality management systems at engineering companies // Научно-технические ведомости

СПбГПУ. Экономические науки. – 2019. – Т. 12, № 2. – С. 92–102. – DOI: 10.18721/Е.12209.

3. Авдеев С.В., Золкин А.Л., Подолько П.М. Анализ стратегических трендов развития промышленности // Экономика и предпринимательство. – 2023. – № 9. – С. 455–458. – DOI: 10.34925/EIP.2023.158.09.083.

4. Белорусова Н.Л., Студеникина С.П. Влияние нормирования на эффективность использования материальных ресурсов // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия D, Экономические и юридические науки. – 2019. – № 5. – С. 32–35.

5. Mrugalska B., Ahmed J. Organizational agility in industry 4.0: a systematic literature review // Sustainability. – 2021. – Vol. 13. – P. 1–23. – DOI: 10.3390/su13158272.

6. Пименова Е.М., Арутюнян А.А. Бережливое производство как один из способов повышения экономической безопасности предприятия // Креативная экономика. – 2023. – Т. 17, № 11. – С. 4141–4152. – DOI: 10.18334/ce.17.11.119405.

7. Fernandes M., Correia D., Teixeira L. Lean maintenance practices in the improvement of information management processes: a study in the Facility Management division // Procedia Computer Science. – 2024. – Vol. 232. – P. 2269–2278. – DOI: 10.1016/j.procs.2024.02.046.

8. Lean Engineering – Identifying waste in engineering chains / S. Karch, A. Lüder, C. Listl, N.S. Nowacki, K. Hassan, R. Werner, T. Hohmann, S. Müller // Procedia CIRP. – 2023. – Vol. 120. – P. 463–468. – DOI: 10.1016/j.procir.2023.09.020.

9. Suetina T.A., Odinokov M.Y., Safina D.M. Benefits of project management at lean manufacturing tools implementation // Asian Social Science. – 2014. – Vol. 10 (20). – P. 62–66. – DOI: 10.5539/ass.v10n20p62.

10. Sundararajan N., Terkar R. Improving productivity in fastener manufacturing through the application of Lean-Kaizen principles // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 62 (2). – P. 1169–1178. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.04.350.

11. Botti L., Mora C., Regattieri A. Integrating ergonomics and lean manufacturing principles in a hybrid assembly line // Computers & Industrial Engineering. – 2017. – Vol. 111. – P. 481–491. – DOI: 10.1016/j.cie.2017.05.011.

12. Электрохимическая обработка безвольфрамовых твердых сплавов / Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, В.В. Янпольский, Д.Б. Красильников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 3 (48). – С. 3–7.

13. Suppression of diamond tool wear in machining of tungsten carbide by combining ultrasonic vibration and electrochemical processing / X. Zhang, R. Huang, K. Liu, A.S. Kumar, H. Deng // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44. – P. 4142–4153. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.11.215.



14. *Katiyar P.K., Randhawa N.S.* A comprehensive review on recycling methods for cemented tungsten carbide scraps highlighting the electrochemical techniques // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2020. – Vol. 90. – P. 105251. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105251.
15. *Denkena B., Krödel A., Lang R.* Fabrication and use of Cu-Cr-diamond composites for the application in deep feed grinding of tungsten carbide // *Diamond and Related Materials*. – 2021. – Vol. 120. – P. 108668. – DOI: 10.1016/j.diamond.2021.108668.
16. *Рахимьянов Х.М., Янпольский В.В., Юсупов А.С.* Струйная электрохимическая обработка стали 110Г13Л // *Системы. Методы. Технологии*. – 2016. – № 2 (30). – С. 34–38. – DOI: 10.18324/2077-5415-2016-2-34-38.
17. Electrochemical micro drilling of stainless steel with tool electrode jump motion / *Z. Liu, Z.J. Qiu, C. Heng, N.S. Qu* // *Materials Science Forum*. – 2009. – Vol. 626–627. – P. 333–338. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.626-627.333.
18. *Anasane S.A., Bhattacharyya B.* Experimental investigation on suitability of electrolytes for electrochemical micromachining of titanium // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 86. – P. 2147–2160. – DOI: 10.1007/s00170-015-8309-2.
19. *Singh R.P., Trehan R.* Electrochemical machining and allied processes: a comprehensive review // *Journal of Solid State Electrochemistry*. – 2023. – Vol. 27. – P. 3189–3256. – DOI: 10.1007/s10008-023-05610-x.
20. Deep micro-hole fabrication in EMM on stainless steel using disk micro-tool assisted by ultrasonic vibration / *M. Wang, Y. Zhang, Z. He, W. Peng* // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 229. – P. 475–483. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.004.
21. Electrochemical machining of burn-resistant Ti40 alloy / *Z. Xu, J. Liu, D. Zhu, N. Qu, X. Wu, X. Chen* // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2023. – Vol. 28. – P. 1263–1272. – DOI: 10.1016/j.cja.2015.05.007.
22. Electrochemical dissolution behavior of stainless steels with different metallographic phases and its effects on micro electrochemical machining performance / *G. Liu, Z. Gong, Y. Yang, J. Shi, Y. Liu, X. Dou, C. Li* // *Electrochemistry Communications*. – 2024. – Vol. 160. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.elecom.2024.107677.
23. Process control in jet electrochemical machining of stainless steel through inline metrology of current density / *M.Y. Zanjani, M. Hackert-Oschätzchen, A. Martin, G. Meichsner, J. Edelmann, A. Schubert* // *Microma-* chines. – 2019. – Vol. 10. – P. 245–272. – DOI: 10.3390/mi10040261.
24. *Puchkov Yu.A., Poklad V.A., Shkretov Yu.P.* A study of coatings on high-temperature nickel alloys by the potentiodynamic method // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2005. – Vol. 47. – P. 239–243. – DOI: 10.1007/s11041-005-0059-6.
25. *Wang M.H., Liu W., Peng W.* Multiphysics research in electrochemical machining of internal spiral hole // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 74. – P. 749–756. – DOI: 10.1007/s00170-014-5938-9.
26. *Evans K.J., Rebak R.B.* Repassivation potential of alloy 22 in chloride plus nitrate solutions using the potentiodynamic-galvanostatic-potentiostatic method // *Materials Research Society Symposia Proceedings*. – 2006. – Vol. 985. – P. 1–7. – DOI: 10.1557/PROC-985-0985-NN03-13.
27. *Davydov A.D., Volgin V.M., Lyubimov V.V.* Electrochemical machining of metals: Fundamentals of electrochemical shaping // *Russian Journal of Electrochemistry*. – 2004. – Vol. 40. – P. 1230–1265. – DOI: 10.1007/s11175-005-0045-8.
28. *Фрейман Л.И., Макаров В.А., Брыскин И.Е.* Потенциостатические методы в коррозионных исследованиях и электрохимической защите / под ред. Я.М. Колотыркина. – Л.: Химия, 1972. – 240 с.
29. *Седыкин Ф.В.* Размерная электрохимическая обработка деталей машин. – М.: Машиностроение, 1976. – 302 с.
30. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / под общ. ред. В.А. Волосатова. – Л.: Машиностроение, 1988. – 719 с. – ISBN 5-217-00267-0.
31. *Байсунов И.А., Волосатов В.А.* Справочник молодого рабочего по электрохимической обработке. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Высшая школа, 1990. – 176 с. – ISBN 5-06-000932-7.
32. *Байсунов И.А.* Электрохимическая обработка металлов. – М.: Машиностроение, 1981. – 220 с.
33. *Подураев В.Н., Камалов В.С.* Физико-химические методы обработки. – М.: Машиностроение, 1973. – 346 с.
34. *Колотыркин Я.М., Флорианович Г.М.* Аномальные явления при растворении металлов // *Итоги науки. Электрохимия*. – 1971. – № 7. – С. 5–64.
35. ГОСТ 1435–99. Прутки, полосы и мотки из инструментальной негелированной стали. Общие технические условия. – Минск: Изд-во стандартов, 1999. – 23 с.

## Конфликт интересов

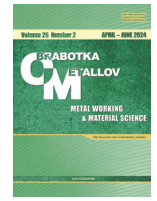
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Determination of the rate of electrochemical dissolution of U10A steel under ECM conditions with a stationary cathode-tool

Vasily Yanpolskiy<sup>1, a, \*</sup>, Maria Ivanova<sup>1, b</sup>, Alexandra Nasonova<sup>1, c</sup>, Alexander Yanyushkin<sup>2, d</sup>

<sup>1</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>2</sup> I.N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7728-7623>, [yanpolskiy@corp.nstu.ru](mailto:yanpolskiy@corp.nstu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2449-8638>, [ivanova777888@yandex.ru](mailto:ivanova777888@yandex.ru);

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0009-0006-0194-8831>, [a.nasonova@corp.nstu.ru](mailto:a.nasonova@corp.nstu.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1969-7840>, [yanyushkinas@mail.ru](mailto:yanyushkinas@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 December 2023

Revised: 03 April 2024

Accepted: 06 May 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Electrochemical dissolution rate

Tool steel

Current output

Performance

Stationary cathode tool

Hole machining

### ABSTRACT

**Introduction.** In blank production, when replacing hard alloys with tool steels, difficulties arise in shaping surfaces to ensure the required parameters of productivity, quality and accuracy, due to the presence of incomplete information for assigning electrochemical processing modes for this class of materials. This fact requires additional research to determine rational processing modes that provide the necessary technological parameters (productivity, dimensional accuracy and surface roughness). **The purpose of the work** is to conduct research to establish the patterns of electrochemical shaping of tool steels and determine the modes of the shaping process. **The work investigated** the features of anodic dissolution of U10A tool steel in an aqueous NaCl solution of 10 % concentration. The range of potential changes was from 0 to 8 V. Technological performance parameters were determined (current output for the main reaction and the rate of electrochemical dissolution at a voltage of 8 V and an electrolyte pressure of 0.1 MPa). **Research methods.** For polarization studies, a potentiodynamic research method was chosen. Technological experiments were carried out using the model of piercing holes with a stationary cathode-tool made of stainless steel without insulation. A circular cross-section with outer diameters of 0.908 mm and inner diameters of 0.603 mm was chosen as a cathode tool. **Results and discussions:** it is revealed that the electrochemical dissolution of U10A tool steel in a 10 % aqueous solution of NaCl is active in the studied potential range from 0 to 8 V. The technological experiments carried out made it possible to establish the dimensions of the resulting holes — an average diameter of 1.433 mm and a depth of 0.574 mm. The current efficiency was 70.83 %. Based on the analysis of the experimental data obtained, it is established that in order to ensure high productivity of the process of electrochemical forming of U10A steel in a solution of 10 % NaCl, the feed of the cathode tool should be 0.2232 mm/min, which corresponds to the rate of electrochemical dissolution under the studied forming conditions.

**For citation:** Yanpolskiy V.V., Ivanova M.V., Nasonova A.A., Yanyushkin A.S. Determination of the rate of electrochemical dissolution of U10A steel under ECM conditions with a stationary cathode-tool. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 95–106. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-95-106. (In Russian).

### References

1. Dubrovina N.A., Rotman E.G. Osnovnye faktory ekonomii resursov na predpriyatiyakh mashinostroeniya [The basic factors of resource saving on the enterprises of mechanical engineering]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Ekonomika i upravlenie = Vestnik of Samara State University. Series: Economics and Management*, 2012, no. 10, pp. 20–26.
2. Emelyanova D.S., Kolesnichenko-Ianushev S.L., Tokarev M.A. Organizational and economic problems of applying quality management systems at engineering companies. *Nauchno-tehnicheskie vedomosti SPbGPU. Ekonomicheskie nauki = St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Economics*, 2019, vol. 12, no. 2, pp. 92–102. DOI: 10.18721/JE.12209.

#### \* Corresponding author

Ivanova Maria V., Senior Lecturer

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7 383 346-11-71, e-mail: [ivanova777888@yandex.ru](mailto:ivanova777888@yandex.ru)



3. Avdeev S.V., Zolkin A.L., Podolko P.M. Analiz strategicheskikh trendov razvitiya promyshlennosti [Analysis of strategic trends in industrial development]. *Ekonomika i predprinimatel'stvo = Journal of Economy and Entrepreneurship*, 2023, no. 9, pp. 455–458. DOI: 10.34925/EIP.2023.158.09.083.
4. Belorusova N., Studenikina S. Vliyanie normirovaniya na effektivnost' ispol'zovaniya material'nykh resursov [The effect of normalization on the efficiency of using material resources]. *Vestnik Polotskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya D, Ekonomicheskie i yuridicheskie nauki = Vestnik of Polotsk State University. Part D. Economic and legal sciences*, 2019, no. 5, pp. 32–35.
5. Mrugalska B., Ahmed J. Organizational agility in industry 4.0: a systematic literature review. *Sustainability*, 2021, vol. 13, pp. 1–23. DOI: 10.3390/su13158272.
6. Pimenova E.M., Arutyunyan A.A. Berezhlivoe proizvodstvo kak odin iz sposobov povysheniya ekonomicheskoi bezopasnosti predpriyatiya [Lean manufacturing as a path toward greater business security]. *Kreativnaya ekonomika = Journal of Creative Economy*, 2023, vol. 17, no. 11, pp. 4141–4152. DOI: 10.18334/ce.17.11.119405.
7. Fernandes M., Correia D., Teixeira L. Lean maintenance practices in the improvement of information management processes: a study in the Facility. *Procedia Computer Science*, 2024, vol. 232, pp. 2269–2278. DOI: 10.1016/j.procs.2024.02.046.
8. Karch S., Lüder A., Listl C., Nowacki N.S., Hassan K., Werner R., Hohmann T., Müller S. Lean Engineering – Identifying waste in engineering chains. *Procedia CIRP*, 2023, vol. 120, pp. 463–468. DOI: 10.1016/j.procir.2023.09.020.
9. Suetina T.A., Odinokov M.Y., Safina D.M. Benefits of project management at lean manufacturing tools implementation. *Asian Social Science*, 2014, vol. 10 (20), pp. 62–66. DOI: 10.5539/ass.v10n20p62.
10. Sundararajan N., Terkar R. Improving productivity in fastener manufacturing through the application of Lean-Kaizen principles. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 62 (2), pp. 1169–1178. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.04.350.
11. Botti L., Mora C., Regattieri A. Integrating ergonomics and lean manufacturing principles in a hybrid assembly line. *Computers & Industrial Engineering*, 2017, vol. 111, pp. 481–491. DOI: 10.1016/j.cie.2017.05.011.
12. Rahimyanov Kh.M., Krasilnikov B.A., Yanpolsky V.V., Krasilnikov D.B. Elektrokhimicheskaya obrabotka bezvol'framovykh tverdykh splavov [Electrochemical processing of tungsten carbide]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2010, no. 3 (48), pp. 3–7.
13. Zhang X., Huang R., Liu K., Kumar A.S., Deng H. Suppression of diamond tool wear in machining of tungsten carbide by combining ultrasonic vibration and electrochemical processing. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, pp. 4142–4153. DOI: 10.1016/j.ceramint.2017.11.215.
14. Katiyar P.K., Randhawa N.S. A comprehensive review on recycling methods for cemented tungsten carbide scraps highlighting the electrochemical techniques. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2020, vol. 90, p. 105251. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105251.
15. Denkena B., Krödel A., Lang R. Fabrication and use of Cu-Cr-diamond composites for the application in deep feed grinding of tungsten carbide. *Diamond and Related Materials*, 2021, vol. 120, p. 108668. DOI: 10.1016/j.diamond.2021.108668.
16. Rakhimyanov Kh.M., Yanpolskiy V.V., Yusupov A.S. Struinaya elektrokhimicheskaya obrabotka stali 110G13L [Jet electrochemical machining of the steel 110G13L]. *Sistemy. Metody. Tekhnologii = Systems. Methods. Technologies*, 2016, no. 2 (30), pp. 34–38. DOI: 10.18324/2077-5415-2016-2-34-38.
17. Liu Z., Qiu Z.J., Heng C., Qu N.S. Electrochemical micro drilling of stainless steel with tool electrode jump motion. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 626–627, pp. 333–338. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.626-627.333.
18. Anasane S.A., Bhattacharyya B. Experimental investigation on suitability of electrolytes for electrochemical micromachining of titanium. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 86, pp. 2147–2160. DOI: 10.1007/s00170-015-8309-2.
19. Singh R.P., Trehan R. Electrochemical machining and allied processes: a comprehensive review. *Journal of Solid State Electrochemistry*, 2023, vol. 27, pp. 3189–3256. DOI: 10.1007/s10008-023-05610-x.
20. Wang M., Zhang Y., He Z., Peng W. Deep micro-hole fabrication in EMM on stainless steel using disk micro-tool assisted by ultrasonic vibration. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 229, pp. 475–483. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.004.
21. Xu Z., Liu J., Zhu D., Qu N., Wu X., Chen X. Electrochemical machining of burn-resistant Ti40 alloy. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, vol. 28, pp. 1263–1272. DOI: 10.1016/j.cja.2015.05.007.

22. Liu G., Gong Z., Yang Y., Shi J., Liu Y., Dou X., Li C. Electrochemical dissolution behavior of stainless steels with different metallographic phases and its effects on micro electrochemical machining performance. *Electrochemistry Communications*, 2024, vol. 160, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.elecom.2024.107677.
23. Zanjani M.Y., Hackert-Oschätzchen M., Martin A., Meichsner G., Edelmann J., Schubert A. Process control in jet electrochemical machining of stainless steel through inline metrology of current density. *Micromachines*, 2019, vol. 10, pp. 245–272. DOI: 10.3390/mi10040261.
24. Puchkov Yu.A., Poklad V.A., Shkretov Yu.P. A study of coatings on high-temperature nickel alloys by the potentiodynamic method. *Metal Science and Heat Treatment*, 2005, vol. 47, pp. 239–243. DOI: 10.1007/s11041-005-0059-6.
25. Wang M.H., Liu W., Peng W. Multiphysics research in electrochemical machining of internal spiral hole. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 74, pp. 749–756. DOI: 10.1007/s00170-014-5938-9.
26. Evans K.J., Rebak R.B. Repassivation potential of alloy 22 in chloride plus nitrate solutions using the potentiodynamic-galvanostatic-potentiostatic method. *Materials Research Society Symposia Proceedings*, 2006, vol. 985, pp. 1–7. DOI: 10.1557/PROC-985-0985-NN03-13.
27. Davydov A.D., Volgin V.M., Lyubimov V.V. Electrochemical machining of metals: Fundamentals of electrochemical shaping. *Russian Journal of Electrochemistry*, 2004, vol. 40, pp. 1230–1265. DOI: 10.1007/s11175-005-0045-8.
28. Freiman L.I., Makarov V.A., Bryskin I.E. *Potentsiostaticheskie metody v korrozionnykh issledovaniyakh i elektrokhimicheskoi zashchite* [Potentiostatic methods in corrosion research and electrochemical protection]. Leningrad, Khimiya Publ., 1972. 240 p.
29. Sedykin F.V. *Razmernaya elektrokhimicheskaya obrabotka detalei mashin* [Dimensional electrochemical processing of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 302 p.
30. Volosatov V.A., ed. *Spravochnik po elektrokhimicheskim i elektrofizicheskim metodam obrabotki* [Handbook of electrochemical and electrophysical processing methods]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1988. 719 p. ISBN 5-217-00267-0.
31. Baisupov I.A., Volosatov V.A. *Spravochnik molodogo rabochego po elektrokhimicheskoi obrabotke* [The young worker's guide to electrochemical machining]. 2nd ed., rev. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1990. 176 p. ISBN 5-06-000932-7.
32. Baisupov I.A. *Elektrokhimicheskaya obrabotka metallov* [Electrochemical processing of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 220 p.
33. Poduraev V.N., Kamalov V.S. *Fiziko-khimicheskie metody obrabotki* [Physico-chemical processing methods]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1973. 346 p.
34. Kolotyryn Ya.M., Florianovich G.M. Anomal'nye yavleniya pri rastvorenii metallov [Anomalous phenomena during the dissolution of metals]. *Itogi nauki. Elektrokhiimiya = Results of science. Electrochemistry*, 1971, no. 7, pp. 5–64.
35. GOST 1435–99. *Prutki, polosy i motki iz instrumental'noi negelirovannoi stali. Obshchie tekhnicheskie usloviya* [State Standard 1435–99. Bars, strips and reels of tool unalloyed steel. General specifications]. Minsk, Standards Publ., 1999. 23 p.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Изучение отображения вибрационных возмущений в геометрии формируемой резанием поверхности при точении

Вилор Заковоротный<sup>a</sup>, Валерия Гвинджилия<sup>b, \*</sup>

Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, г. Ростов-на-Дону, 344000, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>, [vzakovorotny@dstu.edu.ru](mailto:vzakovorotny@dstu.edu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>, [vgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vgvindjiliya@donstu.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.06

#### История статьи:

Поступила: 20 декабря 2023  
Рецензирование: 22 февраля 2024  
Принята к печати: 20 марта 2024  
Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Преобразование вибраций в рельеф заготовки  
Траектории формообразующих движений  
Динамическая система резания

#### Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта в рамках конкурса «Наука-2030».

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Создание виртуальных цифровых моделей процесса обработки на металлорежущих станках является динамично развивающимся направлением повышения эффективности машиностроительного производства. Такие модели включают в себя подсистемы прогнозирования качества деталей. Точность и достоверность их работы напрямую зависят от построенной модели динамической системы резания, возмущенной силовым шумом, источники которого имеют различное физическое происхождение. Кроме этого, сама автономная динамическая система является генератором различных притягивающих множеств деформаций – например, предельных циклов или хаотических аттракторов. Учет разнообразных нелинейных преобразований в свойствах динамики процесса резания позволяет повысить адекватность модели реальным процессам и является актуальной задачей при построении систем имитационного моделирования динамики обработки поверхностей резанием. **Предмет.** Выполненные нами ранее исследования позволяют определить соответствующую деформационным траекториям геометрию формируемой резанием поверхности. Однако адекватность отображения рассчитанных траекторий в оценки геометрии остается не вполне ясной. Предлагаемая статья посвящена достижению адекватного отображения вычисленных, а также измеренных траекторий деформаций в геометрическую топологию детали. **Цель работы** – оценка отображения вибрационных возмущений системы в геометрию формируемой резанием поверхности. **Метод и методология.** Исследование носит экспериментально-теоретический характер. Содержание исследования включает в себя изучение соответствия частотных характеристик, полученных на модели и при реальной обработке. Главное внимание уделено отображению деформаций в геометрию детали. Для этого в статье рассматриваются функции когерентности между функциями деформаций и профилем детали. **Результаты и обсуждения.** Показано, что обусловленность этих преобразований имеет ограниченный частотный диапазон, в котором объяснение переменных составляющих формируемого рельефа является статистически значимым. Математическое моделирование динамической системы резания, основанное на механике взаимодействия инструмента и заготовки, позволяет адекватно прогнозировать формируемую резанием макрогеометрию детали. Полученный математический инструментарий может быть использован для создания систем прогнозирования геометрии обработанной поверхности.

**Для цитирования:** Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Изучение отображения вибрационных возмущений в геометрии формируемой резанием поверхности при точении // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 107–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-107-126.

### Введение

В последнее десятилетие многие научные коллективы работают в направлении создания виртуальной модели процесса обработки на металлорежущих станках, т. е. создания его цифрового двойника. Процесс обработки рассматривается как система, отдельные подсистемы которой

объединены различными связями [1–7]. В системе станка с ЧПУ выделяются подсистемы, раскрывающие точность соответствия заданных по программе и реальных траекторий движения исполнительных элементов [8–10]. Уделяется внимание идентификации обобщенных масс и фрикционных связей в сервоприводах исполнительных элементов станка, их влиянию на соответствие заданных по программе и реальных траекторий, а также точности интерполяции и воспроизведения траекторий [11–16]. Сформировалось направление построения виртуальной модели процесса обработки на станке, основан-

#### \*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, к.т.н., старший преподаватель  
Донской государственный технический университет,  
пл. Гагарина, 1,  
344000, г. Ростов-на-Дону, Россия  
Тел.: +7 918 583-23-33, e-mail: [vgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vgvindjiliya@donstu.ru)



ное на интеллектуальном подходе к построению модели, раскрывающей связь технологических режимов и выходных параметров процесса резания, которые рассматриваются в единстве качества изготовления деталей и эффективности обработки [17–21]. При этом содержание этих преобразований не раскрывается. Эффективность оценивается также на основе определения скорости резания, при которой интенсивность изнашивания инструмента минимальна. При решении этого вопроса рассматривается выбор технологических режимов, например, по критерию оптимальной температуры резания [22–25]. Качество моделей зависит от глубины рассмотрения всех факторов, влияющих на процесс.

При построении виртуальной модели важной является проблема обеспечения требуемой траектории вершины инструмента относительно заготовки с учетом их упругих деформаций, а также преобразования ее в формируемую резанием геометрическую топологию поверхности. Решение опирается на исследования динамической системы резания (ДСР), изучавшейся с середины 50-х – 60-х годов XX века [26–28]. Сформировалось представление о ДСР, состоящей из подсистем инструмента и заготовки, которые объединены связью, формируемой резанием [29–32]. Этой связью является модель сил, представленных в координатах состояния. При моделировании сил учитывается регенерация следа на обрабатываемой заготовке, оставленного деформациями на предыдущем обороте [33–36]. Приводится бифуркационный анализ устойчивости процесса резания при обработке «по следу» и анализ процесса на основе конечно-элементного моделирования [37–40]. Принимается во внимание запаздывание вариаций сил при изменениях площади среза [29, 41–46]. Учитываются нелинейные зависимости сил резания и трения от скоростей и смещений [47–54]. Рассмотрено параметрическое самовозбуждение [55–57]. Этот перечень не исчерпывает публикаций о ДСР. В них также рассматривается устойчивость траекторий и образование различных притягивающих множеств деформаций (предельных циклов, инвариантных торов, хаотических аттракторов и др.).

Однако проблема их преобразования в геометрию формируемой резанием детали в основном остается открытой. **Цель настоящей работы**

– исследовать механизм преобразования деформационных смещений инструмента в геометрию детали с учетом вибрационных возмущений динамики процесса резания при точении в различных условиях обработки и на различных режимах. В статье приводится оценка адекватности деформаций, вычисленных с помощью имитационной модели и измеренных в ходе реального эксперимента, и их преобразования в геометрическую топологию детали. Адекватность определяется на основе близости спектров, а также функций когерентности. Исследования позволяют определить адекватность формирования геометрии детали траекториями формообразующих движений (ТФД), представляющих собой единство траекторий исполнительных элементов станка и деформационных смещений инструмента относительно заготовки.

## Методика исследований

### Математическое описание динамической системы

В основе построения цифровой модели необходимо рассматривать следующие преобразования в системе резания. Во-первых, преобразование заданных в системе ЧПУ траекторий в виде вектора управления  $\mathbf{U} = \{U_1, U_2, U_3\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)}$  в траектории исполнительных элементов станка (ТИЭС). Пространство ТИЭС для токарного станка задается вектором  $\mathbf{L} = \{L_1, L_2, L_3\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)}$  (рис. 1, а), где  $L_1(t)$  и  $L_2(t)$  – перемещения поперечного и продольного суппортов;  $L_3(t) = \pi \int_0^t \Omega(\xi) D(\xi) d\xi$  – перемещения заготовки по направлению  $L_3$ . Заданы также скорости  $d\mathbf{L} / dt = \mathbf{V}(t) = \{V_1, V_2, V_3\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)}$ . В рамках настоящего исследования преобразование  $\mathfrak{R}^{(3)} \Rightarrow \mathfrak{R}^{(3)}$  не рассматривается. Траектории  $\mathbf{L}$  и  $\mathbf{V}$  считаются заданными в пределах полос пропускания серводвигателей. Таким образом, траекториями  $\mathbf{L}$  и  $\mathbf{V}$  описывается идеальный контур детали.

Во-вторых, необходимо выяснить преобразование траекторий  $\mathbf{L}$  и  $\mathbf{V}$  в ТФД  $\mathbf{L}^{(\Phi)} =$

$$= \{L_1^{(\Phi)}, L_2^{(\Phi)}, L_3^{(\Phi)}\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)} \text{ и } \mathbf{V}^{(\Phi)} = d\mathbf{L}^{(\Phi)} / dt = \\ = \{V_1^{(\Phi)}, V_2^{(\Phi)}, V_3^{(\Phi)}\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)}. \text{ Траектории } \mathbf{L}^{(\Phi)}$$

и  $\mathbf{V}^{(\Phi)}$  кроме ТИЭС учитывают деформации вершины инструмента. В настоящем исследовании ограничимся обработкой заготовки, параметры жесткости которой на порядок больше инструмента. Тогда

$$\begin{cases} \mathbf{L}^{(\Phi)} = \mathbf{L} - \mathbf{X}(\mathbf{L}); \\ \mathbf{V}^{(\Phi)} = \mathbf{V} - \mathbf{v}(\mathbf{L}), \end{cases} \quad (1)$$

где  $\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathfrak{R}_{\mathbf{X}}^{(3)}$ ,  $\mathbf{v} = \{v_1, v_2, v_3\}^T \in \mathfrak{R}_{\mathbf{X}}^{(3)}$  – соответственно векторы деформаций  $\mathbf{X}$  и их скоростей  $\mathbf{v} = d\mathbf{X} / dt$ , рассматриваемые в подвижной системе координат, задаваемых  $\mathbf{L}$  (рис. 1, а). Ограничимся точением вала  $D = \text{const}$  с постоянными режимами:  $\mathbf{L} = \{L_1 = d / 2,$

В-третьих, необходимо изучить закономерность преобразования  $\mathbf{L}^{(\Phi)}$  и  $\mathbf{V}^{(\Phi)}$  в геометрическую топологию поверхности  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{R})$ . Геометрическая топология есть отображение в ограниченную плоскость « $L_2 - L_3$ » неровностей поверхности вала. В плоскости рассматриваются по оси  $L_3$  – длина окружности, по оси  $L_2$  – длина вала по направлению продольной подачи, по оси  $L_1$  – вариации радиус-вектора  $\mathbf{R}$  в виде неровностей. Если деформации  $\mathbf{X} = 0$ , то  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{R})$  есть плоскость « $L_2 - L_3$ ».

Рассмотрим также точечное отображение вершины инструмента, построенное аналогичным способом. Такое отображение назовем «скелетной» геометрической топологией  $\mathfrak{Z}_{\mathbf{C}}(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ . На рис. 1, в приведен ее пример для вектора  $\mathbf{X}$ . Функция  $X_1(t)$  характеризует высотные неровности (рис. 1, б),  $X_2(t)$  и  $X_3(t)$  – шаговые. Если динамическая система является устойчивой

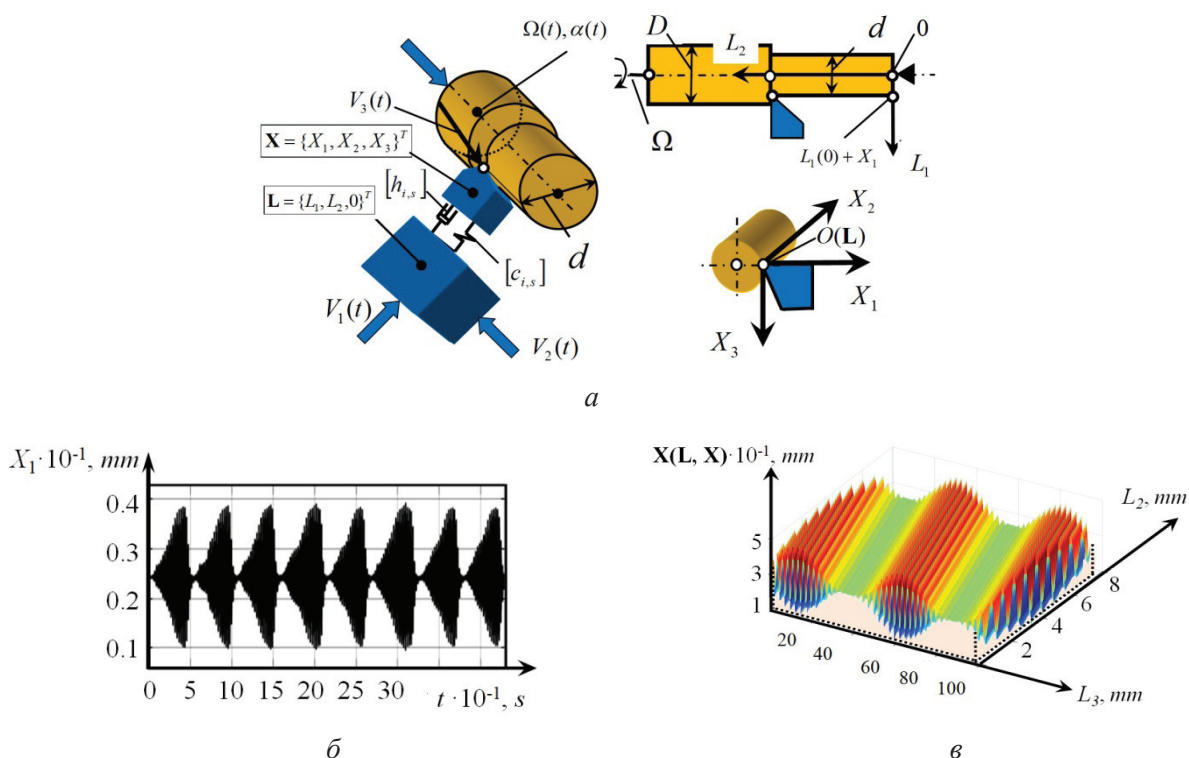


Рис. 1. Схема формирования координат пространства состояния (а) и пример «скелетной» геометрической топологии (в) для вариаций деформационных смещений с частотой, равной частоте вращения заготовки (б)

Fig. 1. Scheme for the formation of state space coordinates (а), and an example of “skeleton” geometrical topology (в) for variations of deformation displacements with frequency equal to the workpiece rotation frequency (б)

и невозмущенной, то деформации равны  $\mathbf{X}^* = \{X_1^*, X_2^*, X_3^*\}^T \in \mathfrak{R}_X^{(3)}$ . Это точка равновесия. Она сдвинута относительно  $\mathbf{L}$  на постоянную величину  $\mathbf{X}^*$ . Если  $\mathbf{L} = \{L_1 = d / 2, L_2 = V_2 t, L_3 = \pi d \Omega\}^T$ , то  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  представляет плоскость, параллельную « $L_2 - L_3$ » и сдвинутую вверх по оси  $L_1$  на величину  $X_1^* = \text{const}$ . Если формируемая резанием геометрическая топология  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{R})$  по точечному контуру равна

$\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ , то она точно формируется траекториями  $\mathbf{L}(\Phi)$ . Тогда наблюдение и (или) вычисление  $\mathbf{L}(\Phi)$  позволяет точно прогнозировать  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{R})$ . Если вектор  $\mathbf{L}$  задан и его точность обеспечивается системой ЧПУ, то для определения  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  необходимо вычислить  $\mathbf{X}$ . Для этого можно воспользоваться разработанными нами математическими моделями [22, 23, 45, 46, 54, 55, 58, 61]. Тогда

$$\left\{ \begin{aligned} & \mathbf{m} \frac{d^2 \mathbf{X}}{dt^2} + \mathbf{h} \frac{d\mathbf{X}}{dt} + \mathbf{c}\mathbf{X} = \mathbf{F}(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}); \\ & \mathbf{F} = F^{(0)} \{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}^T; \\ & T^{(0)} dF^{(0)} / dt + F^{(0)} = \rho \{1 + \mu \exp[-\zeta(V_3 - v_3)]\} [t_P^{(0)} - X_1] \int_{t-T}^t \{V_2(\xi) - v_2(\xi)\} d\xi, \end{aligned} \right. \quad (2)$$

где  $\mathbf{m}$ ,  $\mathbf{h}$ ,  $\mathbf{c}$  – положительно определенные симметричные матрицы инерционных, скоростных и упругих коэффициентов;  $\rho$  – давление стружки на переднюю грань инструмента;  $T^{(0)}$  – постоянная времени, учитывающая переходные процессы в зоне резания;  $\mu, \zeta$  – параметры, определяющие зависимость сил от скорости резания;  $\chi_i, i = 1, 2, 3$ , – угловые коэффициенты ориентации силы;  $t_P^{(0)}$  – глубина резания без учета упругих деформаций;  $T$  – время оборота заготовки:

$$T(v_3, \Omega) = \int_{L_3^{(\Phi)} - \pi D}^{L_3^{(\Phi)}} \frac{d\xi}{\{V_3(\xi) - v_3(\xi)\}}. \quad (3)$$

Система (2) справедлива для малых деформаций в окрестности равновесия, когда силами, действующими на задние грани инструмента, можно пренебречь. При больших отклонениях координат от равновесия необходимо учитывать все нелинейные связи, а также в силы вводить взаимодействия задних граней инструмента и заготовки, как это предлагается в наших ранее выполненных исследованиях [22, 23, 45, 46, 54–61].

**Адекватность «базовой» модели**

Вначале рассмотрим адекватность отображения деформаций  $\mathbf{X}$  в «базовой» модели, в кото-

рой силы возмущены «белым» шумом малой интенсивности  $\varphi(t)$ . Будем анализировать случай, когда  $\mathbf{X}^*$  асимптотически устойчива. Точке  $\mathbf{X}^*$  соответствует  $F^{(0,*)}$ . С учетом малости  $\varphi(t)$  достаточно рассматривать линеаризованную систему (2) в вариациях относительно равновесия. Для этого сделаем замену:  $\mathbf{X}(t) = \mathbf{X}^* + \mathbf{x}(t)$ ,  $F^{(0)}(t) = F^{(0,*)} + f(t)$ . Получим уравнение в вариациях относительно  $\mathbf{X}^* = \text{const}$ ,  $F^{(0,*)} = \text{const}$  и линеаризуем его. Получаем линеаризованное уравнение в изображениях по Лапласу:

$$\mathbf{m}p^2 \mathbf{z} + \mathbf{h}p\mathbf{z} + \mathbf{c}\mathbf{z} = \varphi(\mathbf{p}), \quad (4)$$

где  $\mathbf{z}(\mathbf{p}) = \{x_1(p), x_{21}(p), x_3(p), f(p)\}^T$ ;  $\varphi(\mathbf{p}) = \{0, 0, 0, \varphi(p)\}$ ;  $p$  – символ изображения по Ла-

$$\text{пласу; } t_P^* = t_P^{(0)} - X_1^*; \mathbf{m} = \begin{bmatrix} m & 0 & 0 & 0 \\ 0 & m & 0 & 0 \\ 0 & 0 & m & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix};$$

$$\mathbf{h} = \begin{bmatrix} h_{1,1} & h_{2,1} & h_{3,1} & 0 \\ h_{1,2} & h_{2,2} & h_{3,2} & 0 \\ h_{1,3} & h_{2,3} & h_{3,3} & 0 \\ 0 & 0 & \rho\mu\zeta t_P^* S_P^{(0)} & T^{(0)} \end{bmatrix};$$



$$\mathbf{c} = \begin{bmatrix} c_{1,1} & c_{2,1} & c_{3,1} & -\chi_1 \\ c_{1,2} & c_{2,2} & c_{3,2} & -\chi_2 \\ c_{1,3} & c_{2,3} & c_{3,3} & -\chi_3 \\ \rho[1 + \mu e^{-\zeta V_3}]S_p^{(0)} & \rho[1 + \mu e^{-\zeta V_3}]t_p^* & 0 & 1 \end{bmatrix}.$$

Например, спектр деформаций  $X_1$ , ответственных за высотные неровности топологии  $\mathfrak{S}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ , будет

$$S_{X_1, X_1}(\omega) = W(p)W(-p)_{p=j\omega}, \quad (5)$$

Из уравнения (4) вычислим автоспектры колебаний  $S_{x_1, x_1}(\omega)$ ,  $S_{x_2, x_2}(\omega)$  и  $S_{x_3, x_3}(\omega)$ . где

$$W(p) = \Delta_{X_1}(p) / \Delta(p);$$

$$\Delta_{X_1}(p) = \begin{bmatrix} (h_{2,1}p + c_{2,1}) & (h_{3,1}p + c_{3,1}) & -\chi_1 \\ (mp^2 + h_{2,2}p + c_{2,2}) & (h_{3,2}p + c_{3,2}) & -\chi_2 \\ (h_{2,3}p + c_{2,3}) & (mp^2 + h_{3,3}p + c_{3,3}) & -\chi_3 \end{bmatrix};$$

$$\Delta(p) = \begin{bmatrix} (mp^2 + h_{1,1}p + c_{1,1}) & (h_{2,1}p + c_{2,1}) & (h_{3,1}p + c_{3,1}) & -\chi_1 \\ (h_{1,2}p + c_{1,2}) & (mp^2 + h_{2,2}p + c_{2,2}) & (h_{3,2}p + c_{3,2}) & -\chi_2 \\ (h_{1,3}p + c_{1,3}) & (h_{2,3}p + c_{2,3}) & (mp^2 + h_{3,3}p + c_{3,3}) & -\chi_3 \\ \rho[1 + \mu e^{-\zeta V_3}]S_p^{(0)} & \rho[1 + \mu e^{-\zeta V_3}]t_p^* & -\rho\mu\zeta t_p^* S_p^{(0)} & 1 + pT^{(0)} \end{bmatrix};$$

$$t_p^* = t_p^{(0)} - X_1^*.$$

Эксперименты показывают, что динамическая система в реальных условиях всегда является возмущенной. Если равновесие устойчиво, то малым возмущениям соответствует последовательность, удовлетворяющая гипотезам стационарной случайности  $X_1^{(I)}(t)$ . Представим измеренный сигнал  $X_1^{(I)}(t)$  в виде последовательности  $\mathbf{X}_1^{(I)}(t) = \{X_1^{(I)}(0), X_1^{(I)}(\Delta t), X_1^{(I)}(2\Delta t), \dots, X_1^{(I)}(s\Delta t)\}^T$ . Здесь  $(\Delta t)^{-1}$  есть частота Найквиста. Она выбирается на порядок больше верхней собственной частоты колебательных контуров. Последовательность  $\mathbf{X}_1^{(I)}(t)$  позволяет вычислить автокорреляционную функцию и ее Фурье-изображение, т. е. спектр  $S_{X_1^{(I)}, X_1^{(I)}}(\omega)$ :

$$S_{X_1^{(I)}, X_1^{(I)}}(\omega) = W^{(I)}(p)W^{(I)}(-p)_{p=j\omega}. \quad (6)$$

Для оценки качества модели (4) можно ввести оценку близости

$$\varphi_{X_S, X_S}^{(i)}(\omega) = \left\{ \tilde{S}_{X_S, X_S}^{(i)}(\omega) - \tilde{S}_{X_S^{(I)}, X_S^{(I)}}(\omega) \right\}^2, \quad (7)$$

$$\omega \in \left( 0, \frac{1}{\Delta t} \right), \quad i = 1, 2; \quad s = 1, 2, 3.$$

где

$$\tilde{S}_{X_S, X_S}^{(i)}(\omega) = \frac{1}{\Delta\omega} \int_{\omega-\Delta\omega}^{\omega} S_{X_S, X_S}^{(i)}(\omega) d\omega,$$

$$\tilde{S}_{X_S^{(I)}, X_S^{(I)}}(\omega) = \frac{1}{\Delta\omega} \int_{\omega-\Delta\omega}^{\omega} S_{X_S^{(I)}, X_S^{(I)}}(\omega) d\omega$$

– скользящие средние в частотном окне  $\Delta\omega$ ; спектр  $S_{X_S, X_S}^{(1)}(\omega)$  вычисляется по формуле (5); спектр  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega)$  относится к временной последовательности, полученной на основе преобразованного «белого» шума; частотное окно  $\Delta\omega$  выбирается существенно меньше полосы пропускания колебательных контуров. Наконец, при анализе адекватности использовались ам-

плитудно-частотные характеристики, измеренные непосредственно на модели (2) при возбуждении в системе сил  $\varphi_0 \sin(\omega t)$  с плавно и медленно изменяющейся частотой  $\omega$ . Полученная таким образом частотная характеристика

$$\sigma_{X_S, X_S}^{(i)} = \left\{ \int_0^{\omega_\infty} \left[ S_{X_S, X_S}^{(i)}(\omega) - S_{X_S^{(И)}, X_S^{(И)}}(\omega) \right]^2 d\omega \right\} \left\{ \int_0^{\omega_\infty} \left[ S_{X_S^{(И)}, X_S^{(И)}}(\omega) \right]^2 d\omega \right\}^{-1}, \quad (8)$$

$i = 1, 2; \quad s = 1, 2, 3,$

где  $\omega_\infty$  – частота, на порядок превышающая верхнюю собственную частоту колебательного контура подсистемы инструмента.

При анализе адекватности необходимо также рассматривать оценку влияния дополнительных взаимодействий, не включенных в математическое описание модели (2), – например, адгезионных взаимодействий, а также образование диссипативных структур (например, нароста) и дополнительных возмущений (например, кинематических возмущений от самого станка). Причем такие возмущения могут прикладываться не непосредственно к силам, а к другим элементам системы; при кинематических возмущениях это вариации скорости подачи. Здесь можно воспользоваться функцией когерентности между наблюдаемыми деформационными смещениями  $X_1^{(И)}(t)$  и вычисленными  $X_1(t)$ . Тогда

$$K_{X_S, X_S^{(И)}}^2(\omega) = \frac{1}{1 + \delta_S(\omega)}, \quad s = 1, 2, 3, \quad (9)$$

где  $\delta_S(\omega) = \frac{S_{\theta, S}(\omega)}{|W_S^{(И)}(j\omega)|^2}$ ;  $S_{\theta, S}(\omega)$  – спектр дополнительного неизмеримого шума;  $|W_S^{(И)}(j\omega)|^2$  – квадрат модуля преобразования «белого» шума

соответствует  $S_{X_S}^{(1)}(\omega) = A_S^2(\omega)$  (рис. 4). Здесь

$A$  – отношение амплитуды на выходе к амплитуде на входе. Можно также рассматривать дисперсионную оценку в частотной области

в деформации  $X_S^{(И)}(t)$ . Выражение (9) показывает, что функция когерентности стремится к единице в двух случаях: когда дополнительные, неучтенные в модели силы взаимодействия отсутствуют или неучтенные взаимодействия по отношению к учитываемым возмущениям являются малыми. Оценки (7–9) позволяют также выполнить терминальную коррекцию параметров модели (2).

Приведем пример анализа адекватности модели для малых колебаний при продольном точении на станке 1К62 (рис. 2). Обработывался вал  $D = 20$  мм из стали 20Х инструментом, снабженным неперетачиваемыми четырехгранными пластинками из Т15К6. Обобщенная масса  $m = 0,015$  кг · с<sup>2</sup>/мм. Параметры, определенные по методике, изложенной в [22, 23, 61], приведены в табл. 1 и 2. Частота вращения заготовки – 25 Гц. Соответствующая ей скорость резания равна 1,5 м/с. Глубины резания и подачи составляют  $t_p^{(0)} = 2,0$  мм,  $S_p^{(0)} = 0,1$  мм.

Рассматривались две совокупности временных последовательностей: вычисленные с использованием параметров модели и реально измеренные. Общие виды экспериментального стенда для проведения исследований и инстру-

Таблица 1

Table 1

**Параметры динамической связи**  
**Dynamic link options**

$\rho$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\varsigma$ , (мм/с) <sup>-1</sup>	$T^{(0)}$ , с	$\mu$	$\chi_1$	$\chi_2$	$\chi_3$	$\Omega$ , с <sup>-1</sup>
200...1000	0,0011	0,0002	0,5	0,4	0,51	0,76	5...50

Параметры матриц скоростных коэффициентов упругости подсистемы инструмента  
Parameters of the matrices of velocity coefficients and elasticity 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
1,3	1,1	0,8	0,6	0,5	0,4
$c_{1,1}$ , 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
2000	900	350	200	150	80



а



б

Рис. 2. Общие виды оборудования (а) и измерительного интерфейса (б), используемого для экспериментов

Fig. 2. General views of the equipment (а) and measurement interface (б) used for experiments

мента, снабженного датчиками для измерения вибраций, показаны на рис. 2.

При определении вычисленных временных последовательностей использовалась модель «белого» шума силовых возмущений в частотном диапазоне до 30,0 кГц. Примеры временных реализаций «белого» шума, а также вычисленных и измеренных временных последовательностей в направлении  $X_1$  приведены на рис. 3.

На рис. 4 приведены примеры спектров, нормированных к дисперсии, которые определены по вычисленным  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega)$  (а) и измеренным  $S_{X_S^{(И)}, X_S^{(И)}}(\omega)$  (б) последовательностям. На графиках красным цветом показаны аналитически вычисленные спектры  $S_{X_S, X_S}^{(1)}(\omega)$ , а также на рис. 4, в приведен фрагмент силового возмущения в виде синусоидального изменения дополнительных сил с медленно изменяющейся частотой.

Изменение частоты пропорционально времени. Кроме этого, приведен пример вариаций амплитуды деформаций в направлении  $X_1$ , т. е. амплитудно-частотной характеристики модели (рис. 4, в). Заметим, что эти характеристики остаются неизменными при малых амплитудах силового возбуждения. В рассматриваемом примере вариации амплитуды силовых возмущений в пределах до 10,0 кг их не изменяют. При увеличении амплитуды заметны нелинейные свойства модели. Они проявляются в изменениях резонансной частоты, перераспределении частот и амплитуд основных осцилляторов, а также в уширении их спектральной линии и пр.

На рис. 4, а красным цветом выделены вычисленные по модели спектры  $S_{X_1, X_1}^{(1)}(\omega)$ . Полученные последовательности позволяют определить функцию когерентности  $K_{X_S, X_S^{(И)}}^2(\omega)$  (9). Ее пример для различных скоростей резания  $V_3$



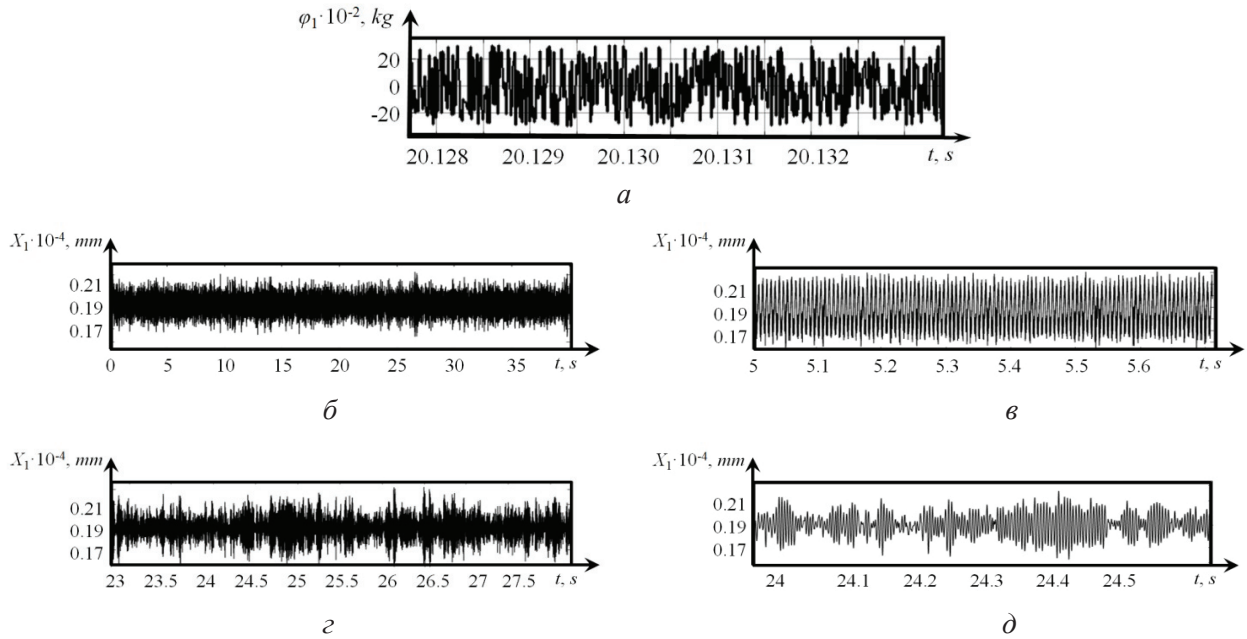


Рис. 3. Примеры траекторий:

$a$  – силового «белого» шума;  $b, в$  – вычисленных деформаций в двух временных масштабах;  $z, d$  – измеренных деформаций в двух временных масштабах

Fig. 3. Examples of trajectories:

$a$  – power “white” noise;  $b, в$  – calculated deformations in two time scales;  $z, d$  – measured deformations in two time scales

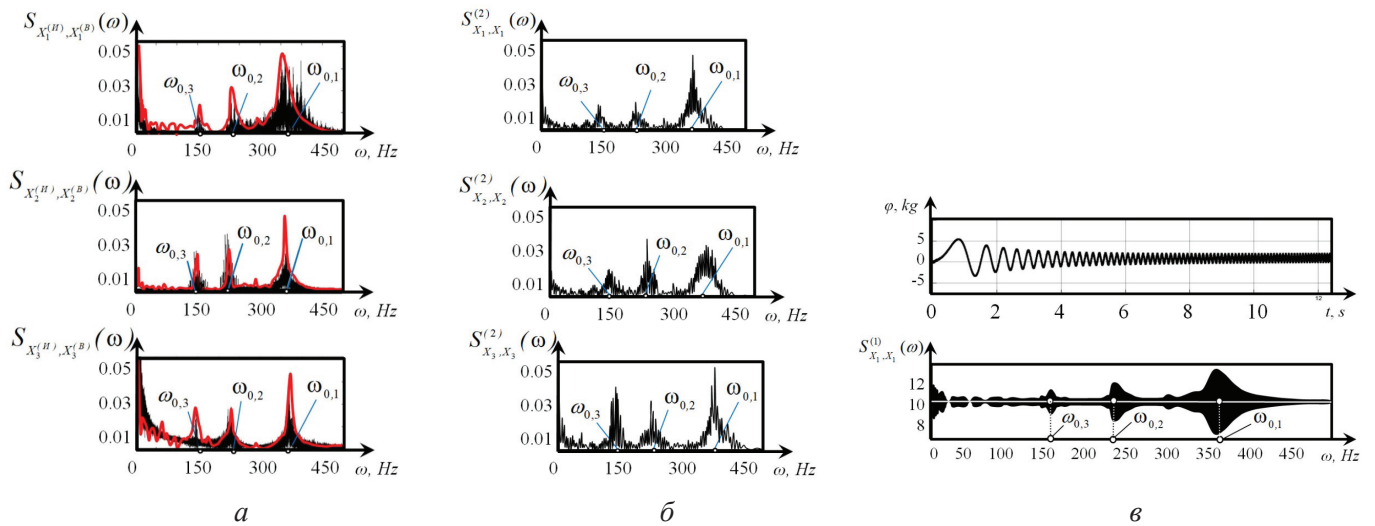


Рис. 4. Спектры  $S_{X_S, X_S}^{(I)}(\omega)$ , полученные на основе экспериментов ( $a$ ); на основе цифровой последовательности, вычисленной после преобразования моделью силового «белого» шума  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega)$  ( $b$ ); пример прямого измерения АЧХ на модели ( $в$ )

Fig. 4. Spectrums  $S_{X_S, X_S}^{(I)}(\omega)$  obtained on the basis of experiments ( $a$ ); on the basis of digital sequence calculated after transformation by the model of power “white” noise  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega)$  ( $b$ ); example of direct measurement of AFC on the model ( $в$ )

и износа инструмента  $h$  приведен на рис. 5. Там же приведен пример оценки близости теоретических и экспериментальных спектров  $\varphi_{X_S, X_S}^{(i)}$ . На кривых  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega)$  выделены частоты, в которых  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega) > 0,7$ . Эти результаты позволяют сделать заключения об адекватности модели (2). В низкочастотной области  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega) \rightarrow 1$ . По мере увеличения частоты имеется тенденция к уменьшению  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega)$ , т. е. в высокочастотной области, как правило, лежащей за пределами полос пропускания колебательных контуров,  $S_{X_S, X_S}^{(2)}(\omega) \rightarrow 0$ .

Для адекватного описания деформаций в высокочастотной области требуются более слож-

ные модели, в которых взаимодействующие подсистемы являются системами с распределенными параметрами и дополнительно учитываются физические взаимодействия, не связанные с механикой процесса резания (например, молекулярно-адгезионные). Адекватность математического описания динамики резания зависит и от режимов обработки. Установлено, что при увеличении скорости резания наблюдается расширение частотного диапазона, в котором математический инструментарий позволяет адекватно оценивать деформации вершины инструмента относительно заготовки. На это указывает функция когерентности  $K_{X_S, X_S}^{2(I)}(\omega)$ . Достаточно

сравнить графики на рис. 5 а, в и г. В области частот, близких к резонансам подсистемы инструмента, функция когерентности приближается

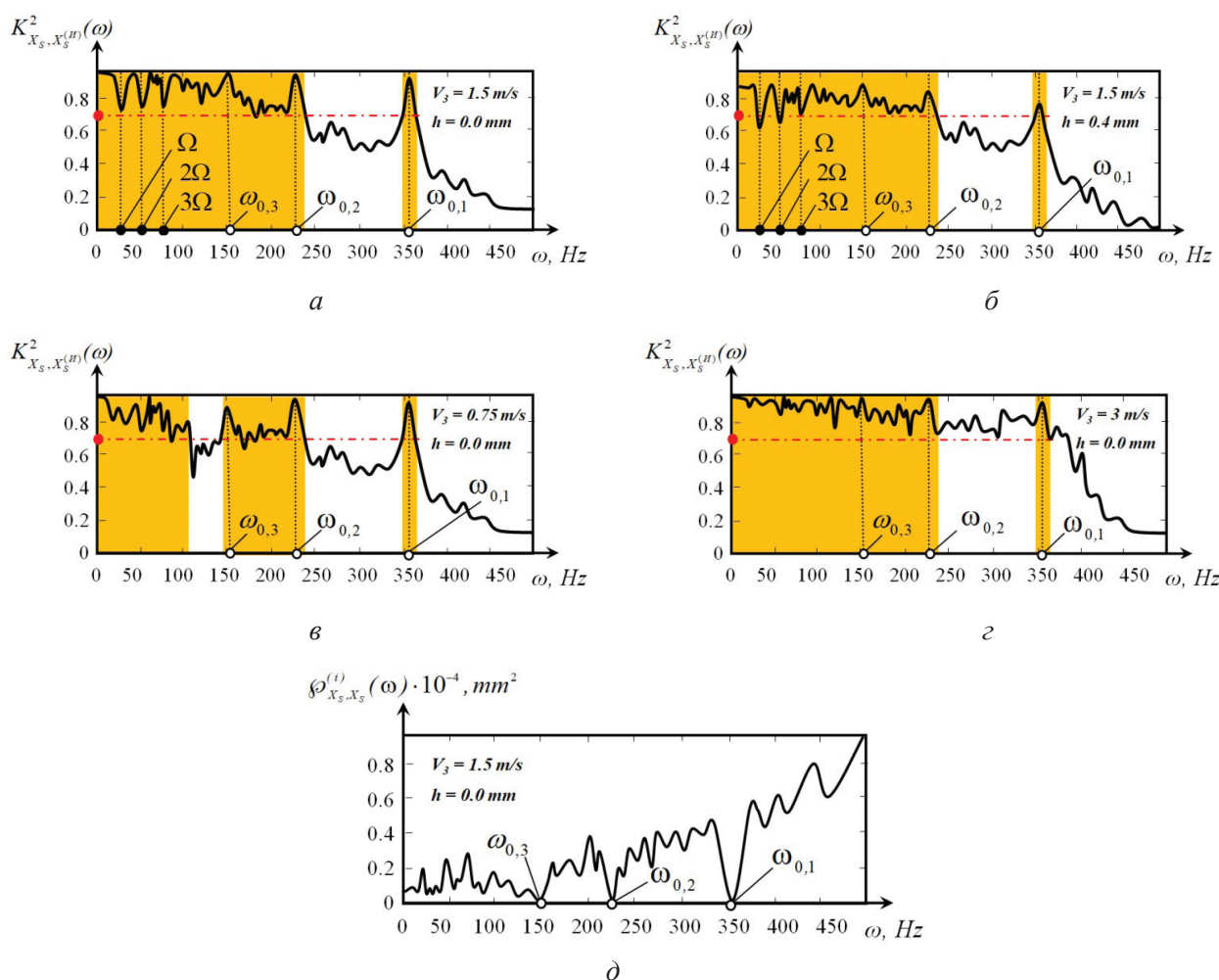


Рис. 5. Примеры изменения функции когерентности и оценки близости амплитудно-частотных характеристик модели и реального процесса

Fig. 5. Examples of coherence function variation and estimation of proximity of amplitude-frequency characteristics of the model and the real process

к единице. По мере увеличения износа частотный диапазон, в котором математическое моделирование является адекватным, также уменьшается. На частотах, равных или кратных частоте вращения заготовки  $\Omega$ , замечено резкое уменьшение функции когерентности. Общая тенденция неопределенности математической модели такова: при увеличении затухания, внешнего динамической системой, неопределенность моделирования динамической системы в виде системы (2) возрастает. На это указывает и оценка  $\rho_{X_S, X_S}^{(i)}(\omega)$  погрешности моделирования в частотной области (рис. 5, д).

### Результаты и их обсуждение

Точность математического моделирования деформаций еще не гарантирует адекватность их преобразования в геометрию детали. Если имеется возможность определять  $\mathbf{X}(t)$ , то при заданных  $\mathbf{L}(t)$ ,  $\mathbf{V}(t)$  на основе системы (1) определяются траектории  $\mathbf{L}^{(\Phi)}(t)$ ,  $\mathbf{V}^{(\Phi)}(t)$ . Для анализа адекватности преобразования формообразующих движений в геометрическую топологию необходимо сравнить две топологии –  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  и  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ , так как «скелетная» геометрическая топология  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  является прямым геометрическим отображением траектории  $\mathbf{L}^{(\Phi)}(t)$ ,  $\mathbf{V}^{(\Phi)}(t)$  на поверхности детали. Заметим, если задана геометрическая топология, то из нее можно вычислить любые принятые в инженерной практике оценки геометрического качества детали.

Для измерения рельефа и морфологии поверхности использовались следующие приборы и аппаратура.

Контурограф-профилограф T4ND фирмы IMTS/Triebworg (погрешность не превышает 0,01 мкм в диапазоне: диаметр до 200 мм и ширина контролируемой поверхности 20 мм). Прибор позволяет измерять неровности до половины длины окружности. Измерение  $X_1(t)$  и  $R(t)$  (рис. 6) позволяет выполнить спектральный анализ колебательных смещений  $X_1(t)$  и функции профиля  $R(t)$  в единстве авто- и взаимных спектров, а также функции когерентности  $K_{X_1, R}^2(\omega)$ .

Для оценки морфологии поверхности применялся трехмерный микроскоп Contour ELITE (производство фирмы BRUKER), который позволяет получать фотографии и рельеф поверхности с высоким разрешением (в горизонтальной плоскости порядка 160 нм) (рис. 7). Для измерения вибраций использовались датчики фирмы «Брюэль и Кьерр», а также сертифицированные преобразователи AP35D с цифровым выходом. Для преобразования виброскоростей в смещения использовалась операция интегрирования с удалением тренда, вызванного неопределенностью начальных условий. Все приборы обеспечивают прямой доступ в память ЭВМ для дальнейшей автоматической обработки информации.

Рассмотрим вначале изменение  $K_{X_1, R}^2(\omega)$ .

При обработке вала функция профиля  $R(t)$  представлена в виде отклонения радиуса от координаты вершины инструмента без учета упругих деформаций, т. е. от координаты  $L_2(0) = d / 2$ .

Частота вращения заготовки  $\Omega = \text{const}$ . Поэтому функции  $R(t)$  и  $R(L_3)$  отличаются на постоянный коэффициент, так как  $L_3 = \pi d \Omega t$ . Здесь  $\pi d \Omega = \text{const}$ . Как и ранее, будем рассматривать условия, при которых процесс асимптотически устойчив и вариации деформаций являются малыми. В этом случае связь  $X_1(t)$  и  $R(t)$  можно оценивать с помощью функции когерентности  $K_{X_1, R}^2(\omega)$ . На рис. 6 приведены  $K_{X_1, R}^2(\omega)$  для режимов, при которых анализировалась адекватность математического моделирования системы (рис. 4). На рис. 6 точечными кривыми красного цвета показаны усредненные по алгоритмам скользящего среднего функции когерентности. Выделены области, в которых  $K_{X_1, R}^2(\omega) > 0,7$ .

Частотная область  $\omega \in (0, \omega_{0,0})$  оценивается как диапазон, в котором формируемый рельеф объясним траекториями  $\mathbf{L}^{(\Phi)}(t)$ .

Здесь частота  $\omega_{0,0}$  зависит от режимов. Она возрастает при увеличении скорости резания и уменьшается по мере развития износа инструмента, а также при изменении всех условий, при которых возрастает объем пластической дефор-



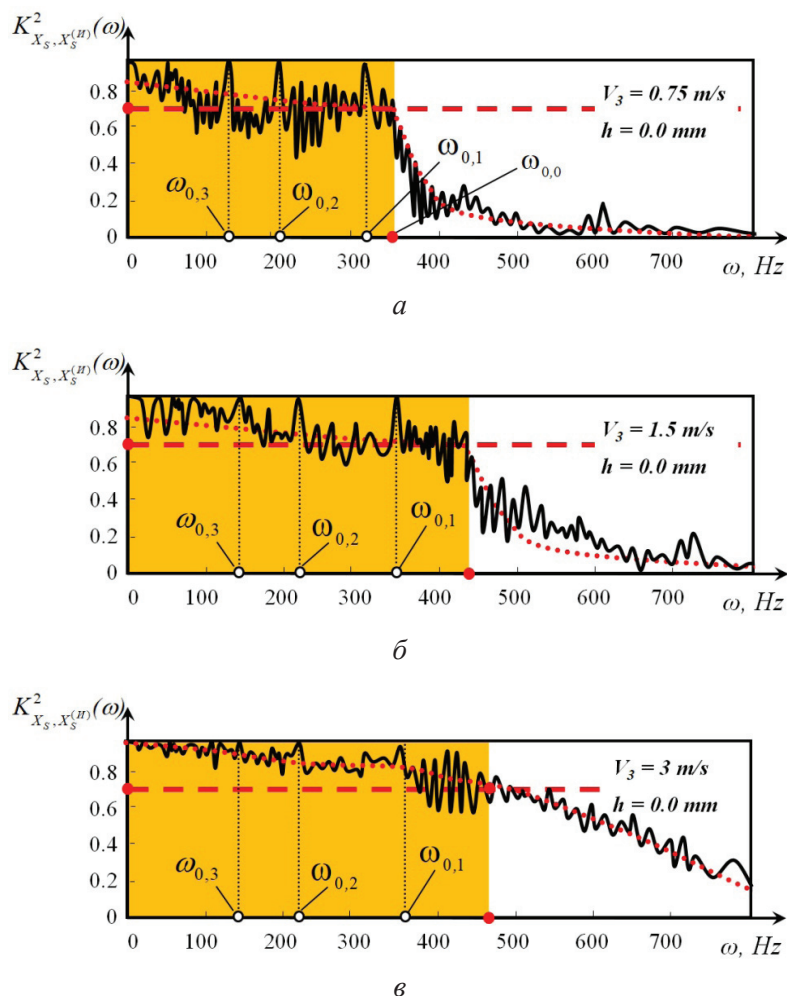


Рис. 6. Изменение функций когерентности между колебательными смещениями и функцией профиля

Fig. 6. Variation of coherence functions between vibrational displacements and profile function

мации в зоне резания. Если сравнить функции когерентности, приведенные на рис. 5 и 6, то можно сделать вывод об адекватности топологий  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  и  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ . С помощью приведенного математического инструментария имеется возможность оценивания лишь макрогеометрических характеристик. Что касается шероховатости поверхности, то при ее формировании необходимо рассматривать частотный диапазон, в зависимости от качества точности, до 5,0 кГц. Кроме этого, большее значение имеют молекулярно-механические взаимодействия, процессы пластической деформации и динамика собственно стружкообразования. Если следовать ГОСТ 25142–82, то неровности в пределах длины опорной поверхности находятся в частотном диапазоне, в котором  $K^2_{X_1, R}(\omega) > 0,7$ , и распо-

ложены лишь при черновой обработке. Для подтверждения этого достаточно проанализировать автоспектры  $S_{R, R}(\omega)$  (рис. 7, а), вычисленные на основе измерения функции профиля и соответствующие морфологии обработанной поверхности, которые получены при трех скоростях резания (рис. 7, б, в).

На геометрических топологиях, определенных с помощью микроскопа Contour ELITE, хорошо видны дополнительные микронеровности рельефа поверхности, которые образуются в окрестности следа от вершины инструмента, полученные при малой скорости резания (скорости 0,75 м/с). Они практически отсутствуют при скорости резания 3,0 м/с. При этом в высокочастотной области изменяется спектр рельефа (рис. 7, а). Кроме того, переход от рельефа при

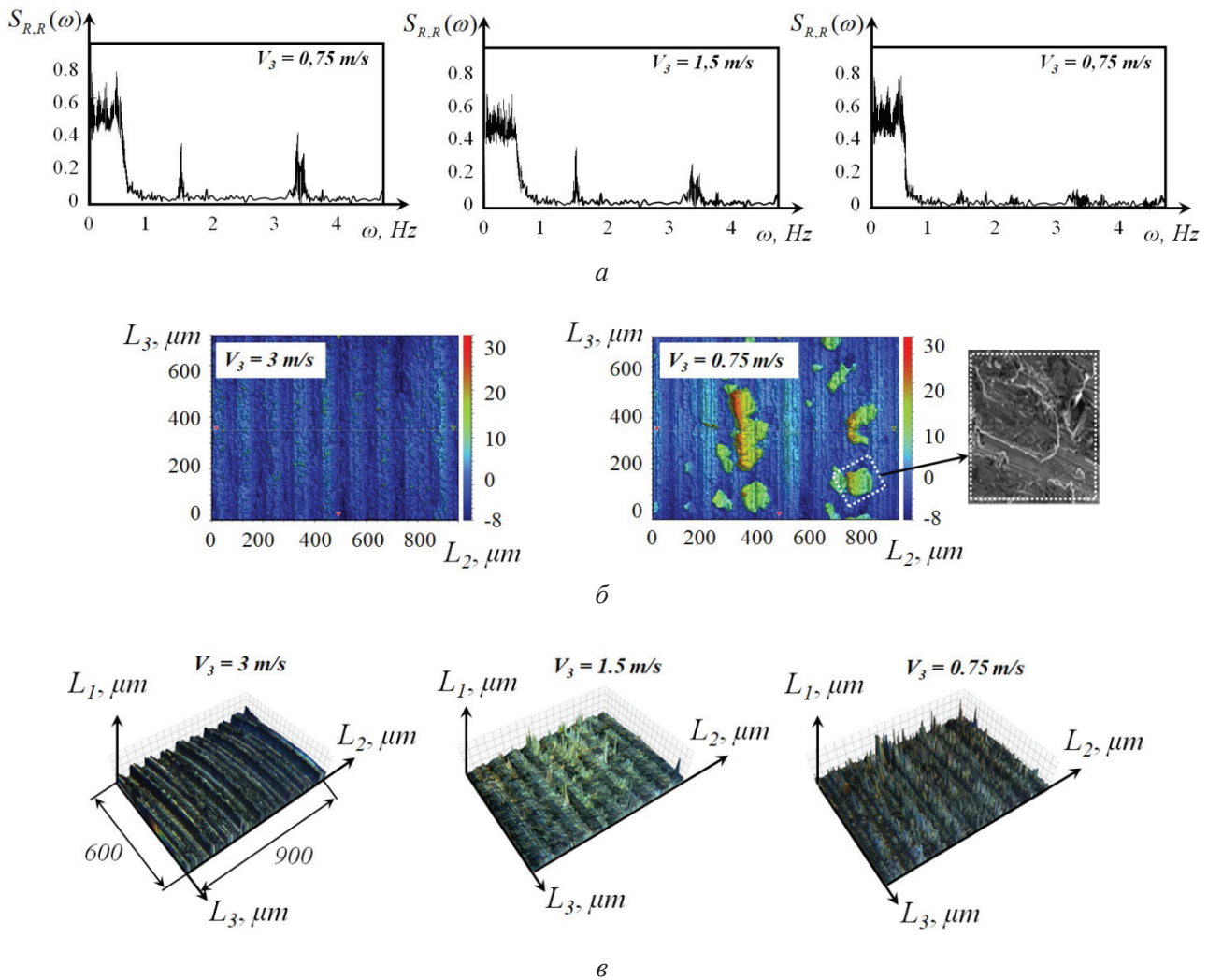


Рис. 7. Изменение морфологии микроповерхности в зависимости от скорости резания: а – нормированные к дисперсии спектры рельефа, приведенного к временной последовательности; б, в – морфологии поверхностей

Fig. 7. Variation of micro surface morphology as a function of cutting speed: а – dispersion normalized spectra of relief reduced to time sequence; б, в – surface morphologies

скорости 3,0 м/с к рельефу при скорости 0,75 м/с характеризуется нестабильностью формирования дополнительных отклонений рельефа, отличного от следа, оставленного инструментом.

### Заключение

При создании цифрового двойника процесса резания одна из проблем заключается в создании математического инструментария, с помощью которого можно реконструировать геометрию формируемой резанием поверхности. В исследовании рассматривается адекватность реконструированной геометрической топологии  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ , полученной на основе вычисления и (или) изменения траекторий формообразующих движений

$\mathbf{L}^{(\Phi)}(\mathbf{t})$ , а также реальной топологии  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ . Реальная топология представлена в виде функции профиля в направлении скорости резания. Реконструированная топология  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  построена на основе траектории формообразующих движений, которые представляют единство ТИЭС  $\mathbf{L}(\mathbf{t})$ , заданных по программе ЧПУ, и траекторий деформационных смещений вершины инструмента относительно заготовки  $\mathbf{X}(\mathbf{t})$ . Рассмотрено два случая, когда траектория  $\mathbf{X}(\mathbf{t})$  измерена или вычислена.

Для анализа адекватности главное внимание уделено функции когерентности между формообразующими движениями и рельефом поверх-

ности по направлению движения инструмента. Рассмотрены также примеры морфологии поверхности вала, полученного при его точении в различных условиях обработки и на различных режимах. Исследования показали, во-первых, что частотный диапазон, в котором реконструированная топология  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  адекватно отображает реальную топологию  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ , ограничен полосой пропускания принятой конечномерной моделью динамической системы резания. В рассматриваемых примерах эта полоса  $\omega \in (0, \omega_{0,0})$ . Здесь верхняя частота  $\omega_{0,0}$  зависит не только от полосы пропускания взаимодействующих через процесс резания подсистем, но и от технологических режимов. В рассматриваемом примере этот диапазон ограничен частотами в лучшем случае в диапазоне 200...300 Гц. В условиях выполненных исследований имеется тенденция некоторого расширения частотного диапазона адекватного отображения реконструированной топологии в сравнении с реальной при увеличении скорости резания. Диапазон  $\omega \in (0, \omega_{0,0})$  уменьшается при развитии износа инструмента и увеличении объема пластической деформации материала в зоне резания. При сравнении топологии  $\mathfrak{Z}_C(\mathbf{L}, \mathbf{X})$ , реконструированной на основе измеренных вибрационных последовательностей, и реальной топологии  $\mathfrak{Z}(\mathbf{L}, \mathbf{X})$  частотный диапазон  $\omega \in (0, \omega_{0,0})$  может быть расширен до 500 Гц. Однако и в этом случае в реконструированной топологии можно адекватно оценивать только макрогеометрические свойства формируемой резанием поверхности в единстве точности размеров и волнистости. При оценивании микрорельефа требуются более сложные статистические оценки и более точные измерительные приборы, позволяющие существенно расширить частотный диапазон моделируемых и измеримых вибрационных последовательностей.

Выполненный анализ морфологий элементарных поверхностей показал, что при уменьшении скорости резания в окрестности траектории, формируемой вершиной инструмента, образуются дополнительные отклонения, физическая природа которых связана с пластической деформацией микрообластей в контакте задних граней

инструмента и термодинамикой резания (см. рис. 7, б и в). По нашему мнению, в зависимости от скорости резания необходимо учитывать молекулярно-механические взаимодействия – например, образование и разрыв адгезионных связей. Их формирование и разрыв зависят от скорости перемещения инструмента относительно заготовки.

В результате проведенного исследования был получен ряд основных выводов.

1. Качество создания цифрового двойника процесса обработки резанием на металлорежущих станках зависит от глубины проникновения используемых при этом моделей в физику взаимодействий инструмента и заготовки через зону резания.

2. Траектории формообразующих движений инструмента относительно заготовки, рассматриваемые в единстве заданных системой ЧПУ траекторий исполнительных элементов станка и деформационных смещений вершины инструмента относительно заготовки, адекватно отображают формируемую резанием геометрическую топологию поверхности детали. Однако адекватность такого отображения ограничена частотным диапазоном, который зависит, во-первых, от избирательных свойств взаимодействующих подсистем со стороны инструмента и заготовки. Во-вторых, он ограничен возможностью измерения высокочастотных колебательных смещений вершины инструмента относительно заготовки, а также самостоятельных, не включенных в динамическую систему резания физических взаимодействий в зоне резания.

3. Математическое моделирование динамической системы резания, основанное на механике взаимодействия инструмента и заготовки, позволяет адекватно прогнозировать формируемую резанием макрогеометрию детали, но не свойства шероховатости поверхности, тем более свойства поверхностного слоя. Для прогнозирования микрорельефа математические модели, раскрывающие связь траекторий исполнительных элементов станка с учетом упругих деформаций в геометрическую топологию, должны быть композиционными. Кроме механики взаимодействий инструмента и заготовки через динамическую связь, формируемую процессом резания, необходимо включить термодинамические и молекулярные взаимодействия, а также



учитывать пластическую деформацию поверхностных слоев.

4. Приведенные исследования ограничены линеаризованными моделями, справедливыми для малых возмущений и для случая устойчивых траекторий. При больших возмущениях необходимо дополнительно учитывать нелинейные эффекты взаимодействий, анализ которых будет приведен в следующих наших публикациях.

### Список литературы

1. *Altintas Y.* Manufacturing automation: metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design. – UK: Cambridge University Press, 2012. – 366 p. – DOI: 10.1017/CBO9780511843723.
2. Virtual machine tool / Y. Altintas, C. Brecher, M. Weck, S. Witt // *CIRP Annals.* – 2005. – Vol. 54 (2). – P. 115–138. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60022-5.
3. *Erkorkmaz K., Altintas Y., Yeung C.-H.* Virtual computer numerical control system // *CIRP Annals.* – 2006. – Vol. 55 (1). – P. 399–402. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60444-2.
4. Virtual process systems for part machining operations / Y. Altintas, P. Kersting, D. Biermann, E. Budak, B. Denkena // *CIRP Annals.* – 2014. – Vol. 63 (2). – P. 585–605. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.
5. Machine tool calibration: Measurement, modeling, and compensation of machine tool errors / W. Gao, S. Ibaraki, M.A. Donmez, D. Kono, J.R.R. Mayer, Y.-L. Chen, K. Szipka, A. Archenti, J.-M. Linares, N. Suzuki // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – 2023. – Vol. 187. – P. 104017. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2023.104017.
6. Development of machining strategies for aerospace components, using virtual machining tools / L. Estman, D. Merdol, K.-G. Brask, V. Kalhori, Y. Altintas // *New Production Technologies in Aerospace Industry.* – Cham: Springer, 2014. – P. 63–68. – (Lecture Notes in Production Engineering). – DOI: 10.1007/978-3-319-01964-2\_9.
7. *Kilic Z.M., Altintas Y.* Generalized mechanics and dynamics of metal cutting operations for unified simulations // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – 2016. – Vol. 104. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.01.006.
8. *Soori M., Arezoo B.* Virtual machining systems for CNC milling and turning machine tools: a review // *International Journal of Engineering and Technology.* – 2020. – Vol. 18. – P. 56–104.
9. Virtual simulation of five-axis machine tool with consideration of CNC interpolation, servo dynamics, friction, and geometric errors / M.-T. Lin, T.-Y. Huang, M.-S. Tsai, S.-K. Wu // *Journal of the Chinese Institute of Engineers.* – 2017. – Vol. 40 (7). – P. 1–12. – DOI: 10.1080/02533839.2017.1372221.
10. Identification of mass and sliding friction parameters of machine tool feed drive using recursive least squares method / C. Lee, S. Hwang, E. Nam, B. Min // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2020. – Vol. 109. – P. 2831–2844. – DOI: 10.1007/s00170-020-05858-x.
11. A multipoint method for 5-axis machining of triangulated surface models / R.K. Duvedi, S. Bedi, A. Batish, S. Mann // *Computer-Aided Design.* – 2014. – Vol. 52. – P. 17–26. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.008.
12. Five-axis tool path generation in CNC machining of T-spline surfaces / W.F. Gan, J.Z. Fu, H.Y. Shen, Z.Y. Chen, Z.W. Lin // *Computer-Aided Design.* – 2014. – Vol. 52. – P. 51–63. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.013.
13. *Kiswanto G., Hendriko H., Duc E.* An analytical method for obtaining cutter workpiece engagement during a semi-finish in five-axis milling // *Computer-Aided Design.* – 2014. – Vol. 55. – P. 81–93. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.05.003.
14. A novel virtual metrology scheme for predicting machining precision of machine tools / H. Tieng, H.C. Yang, M.H. Hung, F.T. Cheng // *IEEE International Conference on Robotics and Automation.* – IEEE, 2013. – P. 264–269. – DOI: 10.1109/ICRA.2013.6630586.
15. Cloud-based design and manufacturing: a new paradigm in digital manufacturing and design innovation / D. Wu, D.W. Rosen, L. Wang, D. Schaefer // *Computer-Aided Design.* – 2015. – Vol. 59. – P. 1–14. – DOI: 10.1016/j.cad.2014.07.006.
16. *Yang J., Guo G.* Design a new manufacturing model: cloud manufacturing // *Proceedings of the 2012 International Conference on Cybernetics and Informatics.* – New York: Springer, 2014. – P. 1597–1606. – (Lecture Notes in Electrical Engineering; vol. 163). – DOI: 10.1007/978-1-4614-3872-4\_205.
17. Strategy for implementating predictive process-oriented machine tool digital twins / M. Sulitka, P. Kolar, J. Sveda, J. Smolik // *MM Science Journal.* – 2022. – Vol. 10. – P. 5954–5961. – DOI: 10.17973/mmsj.2022\_10\_2022121.
18. Разработка цифрового двойника станка с ЧПУ на основе методов машинного обучения / Ю.Г. Кабалдин, Д.А. Шатагин, М.С. Аносов, А.М. Кузьмишина // *Вестник Донского государственного технического университета.* – 2019. – № 19 (1). – С. 45–55. – DOI: 10.23947/1992-5980-2019-19-1-45-55.
19. *Кабалдин Ю.Г., Шатагин Д.А., Кузьмишина А.М.* Разработка цифрового двойника режущего инструмента для механообрабатывающего производства // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение.* – 2019. – № 4. – С. 11–17. – DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.



20. Пантюхин О.В., Васин С.А. Цифровой двойник технологического процесса изготовления изделий специального назначения // Станкоинструмент. – 2021. – № 1 (22). – С. 56–59. – DOI: 10.22184/2499-9407.2021.22.1.56.58.
21. Бурлаченко О.В., Оганесян О.В. Цифровая технология выбора и трансформации информации для управления и поддержки жизненного цикла изделия // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2023. – № 3 (756). – Р. 3–13. – DOI: 10.18698/0536-1044-2023-3-3-13.
22. Моделирование динамической связи, формируемой процессом точения, в задачах динамики процесса резания (позиционная связь) / В.Л. Заковоротный, Д.Т. Фам, С.Т. Нгуен, М.Н. Рыжкин // Вестник Донского государственного технического университета. – 2011. – Т. 11, № 3 (54). – С. 301–311.
23. Заковоротный В.Л., Флек М.Б. Динамика процесса резания. Синергетический подход. – Ростов н/Д.: Terra, 2005. – 880 с.
24. Рыжкин 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.
25. Старков В.К. Физика и оптимизация резания материалов. – М.: Машиностроение, 2009. – 640 с.
26. Санкин Ю.Н., Санкин Н.Ю. Устойчивость токарных станков при нелинейной характеристике процесса резания. – Ульяновск: УлГТУ, 2008. – 137 с.
27. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation // Transactions of American Society of Mechanical Engineers. – 1954. – Vol. 76. – P. 356–260.
28. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter // The Engineer. – 1958. – Vol. 205. – P. 199–203.
29. 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). – P. 447–454. – DOI: 10.1115/1.3670861.
30. A new algorithm for chatter quantification and milling instability classification based on surface analysis / G. Zhou, M. Yuan, F. Feng, Z. Han, X. Song, X. Wang, P. Feng, M. Zhang // Mechanical Systems and Signal Processing. – 2023. – Vol. 204. – P. 110816. – DOI: 10.1016/j.ymsp.2023.110816.
31. Кудинов В.А. Динамика станков. – М.: Машиностроение, 1967. – 359 с.
32. Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen / J. Tlustý, A. Poláček, C. Danek, J. Spacek. – Berlin: Verlag Technik, 1962. – 320 p.
33. Tlustý J., Ismail F. Basic non-linearity in machining chatter // CIRP Annals. – 1981. – Vol. 30. – P. 299–304.
34. Hanna N.H., Tobias S. A theory of nonlinear regenerative chatter // Journal of Engineering for Industry. – 1974. – Vol. 96 (1). – P. 247–255. – DOI: 10.1115/1.3438305.
35. Wahi P., Chatterjee A. Self-interrupted regenerative metal cutting in turning // International Journal Non-Linear Mechanics. – 2008. – Vol. 43. – P. 111–123. – DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2007.10.010.
36. Stépán G., Szalai R., Insperger T. Nonlinear dynamics of high-speed milling subjected to regenerative effect // Nonlinear Dynamics of Production Systems. – Weinheim: Wiley-VCH, 2004. – P. 111–127. – DOI: 10.1002/3527602585.ch7.
37. Stépán G., Insperger T., Szalai R. Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes // International Journal of Bifurcation and Chaos. – 2005. – Vol. 15 (9). – P. 2783–2798. – DOI: 10.1142/S0218127405013642.
38. Influence of the ploughing effect on the dynamic behavior of the self-vibratory drilling head / D. Brisaud, A. Gouskov, N. Guibert, J. Rech // CIRP Annals. Manufacturing Technology. – 2008. – P. 385–388. – DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.101.
39. 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.2017.10002088.
40. Воронов С.А., Киселев И.А. Нелинейные задачи динамики процессов резания // Машиностроение и инженерное образование. – 2017. – № 2 (51). – С. 9–23.
41. Моделирование и исследование устойчивости процесса многолезвцового резания «по следу» / М. Гуськов, А.М. Гуськов, Т. Динь Дык, Г. Пановко // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2018. – № 4. – С. 19–27. – DOI: 10.31857/S023571190000533-7.
42. Gouskov A.M., Panovko G.Ya., Shokhin A.E. Dynamics of the rotor system of a vibrational-centrifugal separator with an elastic vibration limiter // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2023. – Vol. 51 (8). – P. 733–745. – DOI: 10.3103/S105261882208009X.
43. Вейц В.Л., Васильков Д.В. Задачи динамики, моделирования и обеспечения качества при механической обработке мало жестких заготовок // СТИН. – 1999. – № 6. – С. 9–13.
44. Altintas Y., Budak E. Analytical prediction of stability lobes in milling // CIRP Annals. Manufacturing Technology. – 1995. – Vol. 44 (1). – P. 357–362. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62342-7.
45. Altintas Y., Weck M. Chatter stability of metal cutting and grinding // CIRP Annals. Manufacturing Technology. – 2004. – Vol. 53 (2). – P. 619–642. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60032-8.

46. *Insperger T., Stépán 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.

47. *Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.* Влияние флуктуаций на устойчивость формообразующих траекторий при точении // *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки*. – 2017. – № 2 (194). – С. 52–61.

48. 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. Gubanova, V.V. Hristoforova // *Journal of Sound and Vibration*. – 2016. – Vol. 368. – P. 174–190. – DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.

49. *Мурашкин Л.С., Мурашкин С.Л.* Прикладная нелинейная механика станков. – Л.: Машиностроение, 1977. – 192 с.

50. *Grabec I.* Chaos generated by the cutting process // *Physics Letters*. – 1986. – Vol. 117. – P. 384–386. – DOI: 10.1016/0375-9601(86)90003-4.

51. *Wiercigroch M., Budak E.* Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting // *Philosophical Transactions of the Royal Society A*. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 663–693. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0750.

52. *Wiercigroch M., Krivtsov A.M.* Frictional chatter in orthogonal metal cutting // *Philosophical Transactions of the Royal Society A*. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 713–738. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0752.

53. *Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P.* Influence of tool flank forces on complex dynamics of a cutting process // *International Journal of Bifurcation and Chaos*. – 2014. – Vol. 24 (9). – P. 189–201. – DOI: 10.1142/S0218127414501156.

54. *Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P.* Modeling 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.

55. *Shao Y.-F., Ding H.* Evaluation of gravity effects on the vibration of fluid-conveying pipes // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 2023. – Vol. 248 (5). – P. 108230. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108230.

56. *Zakovorotny V.L., Gubanova A.A., Lukyanov A.D.* Attractive manifolds in end milling // *Russian Engineering Research*. – 2017. – Vol. 37 (2). – P. 158–163.

57. *Zakovorotnyi V.L., Bykador V.S.* Cutting-system dynamics // *Russian Engineering Research*. – 2016. – Vol. 36 (7). – P. 591–598. – DOI: 10.3103/S1068798X16070182.

58. *Заковоротный В.Л., Фам Д.Т., Фам Т.Х.* Параметрические явления при управлении процессами обработки на станках // *Вестник Донского государственного технического университета*. – 2012. – Т. 12, № 7 (68). – С. 52–61.

59. *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.

60. *Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E.* Influence of spindle wobble in turning on the workpiece's surface topology // *Russian Engineering Research*. – 2018. – Vol. 38. – P. 818–823. – DOI: 10.3103/S1068798X18100192.

61. *Заковоротный В.Л., Фам Д.Т., Нгуен С.Т.* Моделирование и идентификация инерционных и диссипативных свойств подсистем режущего инструмента и заготовки при точении // *Вестник Донского государственного технического университета*. – 2010. – Т. 10, № 8 (51). – С. 1165–1178.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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>).

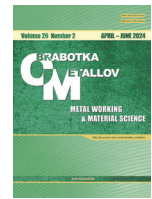




# Obrabotka metallov -

# Metal Working and Material Science





Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## The study of vibration disturbance mapping in the geometry of the surface formed by turning

Vilor Zakovorotny<sup>a</sup>, Valery Gvindjiliya<sup>b,\*</sup>

Don State Technical University, 1 Gagarin square, Rostov-on-Don, 344000, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  [vzakovorotny@dstu.edu.ru](mailto:vzakovorotny@dstu.edu.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  [vvgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vvgvindjiliya@donstu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 20 December 2023

Revised: 22 February 2024

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Transformation of vibrations into the relief of the workpiece  
 Trajectories of forming movements  
 Dynamic cutting system

#### Funding

The study was supported by a grant within the framework of the «Nauka-2030».

### ABSTRACT

**Introduction.** The development of virtual digital models of the machining process on metal-cutting machines is a dynamically developing direction of increasing the efficiency of machine-building production. Such models include subsystems of parts quality prediction. Accuracy and validity of its work directly depends on the built model of dynamic cutting system, which is perturbed by force noise, the sources of which have different physical origin. In addition, the autonomous dynamic system itself is a generator of various attracting sets of deformations, such as limit cycles or chaotic attractors. Taking into account various nonlinear transformations in the properties of the dynamics of the cutting process allows increasing the adequacy of the model to the real process and is an actual task in the construction of simulation modeling systems of the dynamics of surface machining by cutting. **Study object.** Our earlier studies allow us to determine the geometry corresponding to the deformation trajectories of the surface formed by cutting. However, the adequacy of the mapping of the calculated trajectories to the geometry estimates remains not quite clear. The proposed paper focuses on achieving an adequate mapping of calculated as well as measured strain trajectories into the geometric topology of the part. **The aim of the work** is to evaluate the mapping of vibration perturbations of the system into the geometry of the surface formed by cutting. **Method and methodology.** The research is of experimental-theoretical nature. The content of the research includes the study of the correspondence of frequency characteristics obtained on the model and in real machining. The main attention is paid to the mapping of deformations to the part geometry. For this purpose, the paper considers the coherence functions between the strain functions and the part profile. **Results and Discussion.** It is shown that the conditioning of these transformations has a limited frequency range in which the explanation of the variable components of the generated relief is statistically significant. Mathematical modeling of the dynamic cutting system based on the mechanics of interaction between tool and workpiece allows adequate prediction of the macro geometry of the part formed by cutting. The obtained mathematical tools can be used to create systems for predicting the geometry of the machined surface.

**For citation:** Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. The study of vibration disturbance mapping in the geometry of the surface formed by turning. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 107–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-107-126. (In Russian).

### References

1. Altintas Y. *Manufacturing automation: metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design*. UK, Cambridge University Press, 2012. 366 p. DOI: 10.1017/CBO9780511843723.
2. Altintas Y., Brecher C., Weck M., Witt S. Virtual machine tool. *CIRP Annals*, 2005, vol. 54 (2), pp. 115–138. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60022-5.
3. Erkorkmaz K., Altintas Y., Yeung C.-H. Virtual computer numerical control system. *CIRP Annals*, 2006, vol. 55 (1), pp. 399–402. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60444-2.
4. Altintas Y., Kersting P., Biermann D., Budak E., Denkena B. Virtual process systems for part machining operations. *CIRP Annals*, 2014, vol. 63 (2), pp. 585–605. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.

#### \* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Ph.D. (Engineering), Senior Lecturer  
 Don State Technical University,  
 1 Gagarin square,  
 344000, Rostov-on-Don, Russian Federation  
 Tel.: +7 918 583-23-33, e-mail: [vvgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vvgvindjiliya@donstu.ru)

5. Gao W., Ibaraki S., Donmez M.A., Kono D., Mayer J.R.R., Chen Y.-L., Szpika K., Archenti A., Linares J.-M., Suzuki N. Machine tool calibration: Measurement, modeling, and compensation of machine tool errors International. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2023, vol. 187, p. 104017. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2023.104017.
6. Estman L., Merdol D., Brask K.-G., Kalhori V., Altintas Y. Development of machining strategies for aerospace components, using virtual machining tools. *New Production Technologies in Aerospace Industry*. Cham, Springer, 2014, pp. 63–68. DOI: 10.1007/978-3-319-01964-2\_9.
7. Kilic Z.M., Altintas Y. Generalized mechanics and dynamics of metal cutting operations for unified simulations. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2016, vol. 104, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.01.006.
8. Soori M., Arezoo B. Virtual machining systems for CNC milling and turning machine tools: a review. *International Journal of Engineering and Technology*, 2020, vol. 18, pp. 56–104.
9. Lin M.-T., Huang T.-Y., Tsai M.-S., Wu S.-K. Virtual simulation of five-axis machine tool with consideration of CNC interpolation, servo dynamics, friction, and geometric errors. *Journal of the Chinese Institute of Engineers*, 2017, vol. 40 (7), pp. 1–12. DOI: 10.1080/02533839.2017.1372221.
10. Lee C., Hwang S., Nam E., Min B. Identification of mass and sliding friction parameters of machine tool feed drive using recursive least squares method. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 109, pp. 2831–2844. DOI: 10.1007/s00170-020-05858-x.
11. Duvedi R.K., Bedi S., Batish A., Mann S. A multipoint method for 5-axis machining of triangulated surface models. *Computer-Aided Design*, 2014, vol. 52, pp. 17–26. DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.008.
12. Gan V.F., Fu J.Z., Shen H.Yu., Chen Z.Yu., Lin Z.V. Five-axis tool path generation in CNC machining of T-spline surfaces. *Computer-Aided Design*, 2014, vol. 52, pp. 51–63. DOI: 10.1016/j.cad.2014.02.013.
13. Kiswanto G., Hendriko H., Duk E. An analytical method for obtaining cutter workpiece engagement during a semi-finish in five-axis milling. *Computer-Aided Design*, 2014, vol. 55, pp. 81–93. DOI: 10.1016/j.cad.2014.05.003.
14. Tieng H., Yang H.C., Hung M.H., Cheng F.T. A novel virtual metrology scheme for predicting machining precision of machine tools. *IEEE International Conference on Robotics and Automation*. IEEE, 2013, pp. 264–269. DOI: 10.1109/ICRA.2013.6630586.
15. Wu D., Rosen D.W., Wang L., Schaefer D. Cloud-based design and manufacturing: a new paradigm in digital manufacturing and design innovation. *Computer-Aided Design*, 2015, vol. 59, pp. 1–14. DOI: 10.1016/j.cad.2014.07.006.
16. Yang J., Guo G. Design a new manufacturing model: cloud manufacturing. *Proceedings of the 2012 International Conference on Cybernetics and Informatics*. New York, Springer, 2014, pp. 1597–1606. DOI: 10.1007/978-1-4614-3872-4\_205.
17. Sulitka M., Kolar P., Sveda J., Smolik J. Strategy for implementing predictive process-oriented machine tool digital twins. *MM Science Journal*, 2022, vol. 10, pp. 5954–5961. DOI: 10.17973/mmsj.2022\_10\_2022121.
18. Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kuzmishina A.M. Razrabotka tsifrovogo dvoynika stanka s ChPU na osnove metodov mashinnogo obucheniya [Development of digital twin of CNC unit based on machine learning methods]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2019, no. 19 (1), pp. 45–55. DOI: 10.23947/1992-5980-2019-19-1-45-55.
19. Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Kuzmishina A.M. Razrabotka tsifrovogo dvoynika rezhushchego instrumenta dlya mekhanooabratyvyayushchego proizvodstva [The development of a digital twin of a cutting tool for mechanical production]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2019, no. 4, pp. 11–17. DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
20. Pantyukhin O.V., Vasin S.A. Tsifrovoi dvoynik tekhnologicheskogo protsessa izgotovleniya izdelii spetsial'nogo naznacheniya [Digital double of the technological process of manufacturing special-purpose products]. *Stankoinstrument*, 2021, no. 1 (22), pp. 56–59. DOI: 10.22184/2499-9407.2021.22.1.56.58. (In Russian).
21. Burlachenko O.V., Oganessian O.V. Tsifrovaya tekhnologiya vybora i transformatsii informatsii dlya upravleniya i podderzhki zhiznennogo tsikla izdeliya [Digital technology of information selection and transformation for product life cycle management and support]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2023, no. 3 (756), pp. 3–13. DOI: 10.18698/0536-1044-2023-3-3-13.
22. Zakovorotny V.L., Pham D.T., Nguyen X.C., Ryzhkin M.N. Modelirovanie dinamicheskoi svyazi, formiruemoi protsessom tocheniya, v zadachakh dinamiki protsessa rezaniya (pozitsionnaya svyaz') [Dynamic coupling modeling formed by turning in cutting dynamics problems (positional coupling)]. *Vestnik Donskogo*

gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University, 2011, vol. 11, no. 3 (54), pp. 301–311.

23. Zakovorotny V.L., Flek M.B. *Dinamika protsessa rezaniya. Sinergeticheskii podkhod* [The dynamics of the cutting process. Synergistic approach]. Rostov-on-Don, Terra Publ., 2005. 880 p.

24. 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.

25. Starkov V.K. *Fizika i optimizatsiya rezaniya materialov* [Physics and optimization of cutting materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2009. 639 p.

26. Sankin Yu.N., Sankin N.Yu. *Ustoichivost' tokarnykh stankov pri nelineinoi kharakteristike protsessa rezaniya* [Stability of lathes with nonlinear characteristics of the cutting process]. Ulyanovsk, UISTU Publ., 2008. 137 p.

27. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation. *Transactions of American Society of Mechanical Engineers*, 1954, vol. 76, pp. 356–260.

28. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter. *The Engineer*, 1958, vol. 205, pp. 199–203.

29. 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.

30. Zhou G., Yuan M., Feng F., Han Z., Song X., Wang X., Feng P., Zhang M. A new algorithm for chatter quantification and milling instability classification based on surface analysis. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2023, vol. 204, p. 110816. DOI: 10.1016/j.ymssp.2023.110816.

31. Kudinov V.A. *Dinamika stankov* [Dynamics of machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 359 p.

32. Tlustý J., Poláček A., Danek C., Špacek J. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen*. Berlin, Verlag Technik, 1962. 320 p.

33. Tlustý J., Ismail F. Basic non-linearity in machining chatter. *CIRP Annals*, 1981, vol. 30, pp. 299–304.

34. Hanna N.H., Tobias S. A theory of nonlinear regenerative chatter. *Journal of Engineering for Industry*, 1974, vol. 96 (1), pp. 247–255. DOI: 10.1115/1.3438305.

35. Wahi P., Chatterjee A. Self-interrupted regenerative metal cutting in turning. *International Journal Non-Linear Mechanics*, 2008, vol. 43, pp. 111–123. DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2007.10.010.

36. Stépán G., Szalai R., Insperger T. Nonlinear dynamics of high-speed milling subjected to regenerative effect. *Nonlinear Dynamics of Production Systems*. Weinheim, Wiley-VCH, 2004, pp. 111–127. DOI: 10.1002/3527602585.ch7.

37. Stépán G., Insperger T., Szalai R. Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2005, vol. 15 (9), pp. 2783–2798. DOI: 10.1142/S0218127405013642.

38. 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. Manufacturing Technology*, 2008, pp. 385–388. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.101.

39. Gousskov A., Gousskov M., Lorong Ph., Panovko G. Influence of the clearance face on the condition of chatter selfexcitation during turning International. *Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2017, vol. 19 (1), pp. 17–39. DOI: 10.1504/IJMMM.2017.10002088.

40. 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.

41. Gousskov A.M., Gousskov M.A., Dinh Dyk T., Panovko G.Ya. Modeling and investigation of the stability of a multicutter turning process by a trace. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2018, vol. 47 (4), pp. 317–323. DOI: 10.3103/S1052618818040052. Translated from *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin*, 2018, no. 4, pp. 19–27. DOI: 10.31857/S023571190000533-7.

42. Gousskov A.M., Panovko G.Ya., Shokhin A.E. Dynamics of the rotor system of a vibrational-centrifugal separator with an elastic vibration limiter. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2023, vol. 51 (8), pp. 733–745. DOI: 10.3103/S105261882208009X.

43. Veits V.L., Vasilkov D.V. Zadachi dinamiki, modelirovaniya i obespecheniya kachestva pri mekhanicheskoi obrabotke malozhestkikh zagotovok [Problems of dynamics, modeling and quality assurance in machining of low-rigid workpieces]. *STIN*, 1999, no. 6, pp. 9–13. (In Russian).

44. Altintas Y., Budak E. Analytical prediction of stability lobes in milling. *CIRP Annals. Manufacturing Technology*, 1995, vol. 44 (1), pp. 357–362. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62342-7.



45. Altities Y., Weck M. Chatter stability of metal cutting and grinding. *CIRP Annals. Manufacturing Technology*, 2004, vol. 53 (2), pp. 619–642. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60032-8.
46. Insperger T, Stépán 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.
47. Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E. Vliyanie fluktuatsii na ustoychivost' formoobrazuyushchikh traektorii pri tochenii. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Severo-Kavkazskii region. Tekhnicheskie nauki = University News. North-Caucasian Region. Technical Sciences Series*, 2017, no. 2 (194), pp. 52–61.
48. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D., Gubanova A.A., Hristoforova 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.
49. Murashkin L.S., Murashkin S.L. *Prikladnaya nelineinaya mekhanika stankov* [Applied nonlinear mechanics of machines]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1977. 192 p.
50. Grabec I. Chaos generated by the cutting process. *Physics Letters*, 1986, vol. 117, pp. 384–386. DOI: 10.1016/0375-9601(86)90003-4.
51. Wiercigroch M., Budak E. Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 663–693. DOI: 10.1098/rsta.2000.0750.
52. Wiercigroch M., Krivtsov A.M. Frictional chatter in orthogonal metal cutting. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 713–738. DOI: 10.1098/rsta.2000.0752.
53. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of a cutting process. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2014, vol. 24 (9), pp. 189–201. DOI: 10.1142/S0218127414501156.
54. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Modeling of frictional chatter in metal cutting. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014, vol. 89, pp. 167–176. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2014.08.020.
55. Shao Y.-F., Ding H. Evaluation of gravity effects on the vibration of fluid-conveying pipes. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2023, vol. 248 (5), p. 108230. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2023.108230.
56. Zakovorotny V.L., Gubanova A.A., Lukyanov A.D. Attractive manifolds in end milling. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37 (2), pp. 158–163.
57. Zakovorotnyi V.L., Bykador V.S. Cutting-system dynamics. *Russian Engineering Research*, 2016, vol. 36 (7), pp. 591–598. DOI: 10.3103/S1068798X16070182.
58. Zakovorotniy V.L., Pham D.T., Pham T.H. Parametricheskie yavleniya pri upravlenii protsessami obrabotki na stankakh [Parametrical phenomena under on-machine process control]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2012, vol. 12, no. 7, pp. 52–61.
59. 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.
60. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Influence of spindle wobble in turning on the workpiece's surface topology. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, pp. 818–823. DOI: 10.3103/S1068798X18100192.
61. Zakovorotniy V., Pham D., Nguyen X. Modelirovanie i identifikatsiya inertsionnykh i dissipativnykh svoystv podsistem rezhushchego instrumenta i zagotovki pri tochenii [Modeling and identification of inertial and dissipative properties of subsystems of cutting tool and workpiece in turning]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2010, vol. 10 (8), pp. 1165–1178.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Исследование кинетики формообразования деталей сферического подшипника скольжения из коррозионно-стойких сталей, полученных объемной штамповкой пористых заготовок

Бадрудин Гасанов <sup>a, \*</sup>, Николай Конько <sup>b</sup>, Сергей Баев <sup>c</sup>

Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова, ул. Просвещения, 132, г. Новочеркасск, 346428, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7610-4541>,  [gasanov.bg@gmail.com](mailto:gasanov.bg@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0009-0003-8098-2226>,  [konko2013@mail.ru](mailto:konko2013@mail.ru);  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0009-0006-5527-6620>,  [baiev93@mail.ru](mailto:baiev93@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762: 621.7.016.2

#### История статьи:

Поступила: 13 марта 2024  
 Рецензирование: 08 апреля 2024  
 Принята к печати: 13 апреля 2024  
 Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Объемная штамповка  
 Порошковая заготовка  
 Относительная плотность  
 Коэффициент контактного трения  
 Моделирование  
 Деформированное состояние

#### Благодарности

Доступ к облачной лицензии QForm предоставлен кафедрой технологий обработки давлением МГТУ им. Н.Э. Баумана и ООО «Квантор-Форм».

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Сферические порошковые подшипники скольжения широко применяются в различных отраслях машиностроения. Поэтому разработка перспективного варианта производства деталей сферического подшипника скольжения из порошков коррозионно-стойких сталей с заданными свойствами является актуальной задачей. **Цель работы:** исследование кинетики формообразования при холодной штамповке деталей сферических подшипников скольжения, полученных холодной штамповкой спеченных заготовок из порошков нержавеющей стали, и оценка влияния химического состава смазочных материалов и конструкции прессующего инструмента на структуру и свойства наружного кольца подшипника. **В работе исследованы** материалы из распыленных порошков нержавеющей хромоникелевых сталей, полученные холодной штамповкой спеченных заготовок, покрытых смазочными материалами. **Методы исследования:** механические испытания на растяжение, металлографические исследования и моделирование технологического процесса холодной штамповки. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что на сопротивление и работу деформации, а также на кинетику формообразования наружного кольца сферического подшипника скольжения влияют химический состав порошков и смазочных материалов, микроструктура и механические свойства материала заготовки, а также конфигурации торцевых поверхностей пуансонов. Наиболее интенсивно уплотняются верхние и нижние кромки наружного подшипника в случае, когда торцы пуансонов изготовлены с углом фаски 30...40°. С увеличением относительной степени деформации по высоте до 0,30...0,35 их остаточная пористость составила 0,5–2,0 %. Показаны особенности определения деформированного состояния и расчета работы деформации при реализации предложенного метода и выбора технологических параметров процесса холодной штамповки деталей подшипников скольжения. Разработан простой способ расчета и экспериментального определения коэффициента контактного трения в процессе холодной штамповки пористых заготовок из нержавеющей стали, позволяющий установить влияние состава смазочных материалов на сопротивление деформации при различных значениях степени радиальной деформации и разработать оптимальные методы холодной штамповки пористых заготовок при производстве деталей различной сложности.

**Для цитирования:** Гасанов Б.Г., Конько Н.А., Баев С.С. Исследование кинетики формообразования деталей сферического подшипника скольжения из коррозионно-стойких сталей, полученных объемной штамповкой пористых заготовок // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 127–142. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-127-142.

### Введение

В зависимости от конфигурации, размеров, механических и технологических свойств материалов применяют различные методы горячей

и холодной штамповки порошковых изделий [1–3 и др.]. При штамповке деталей с криволинейными элементами, характерными, например, для сферических подшипников скольжения, рычагов, мелкомодульных шестерен и других, целесообразно конструировать порошковые заготовки с учетом пластичности материала, схем формования, а также требований, предъявляемых к штампуемым изделиям [4–8]. Особое внимание уделяется при этом конструированию

#### \*Адрес для переписки

Гасанов Бадрудин Гасанович, д.т.н., профессор  
 Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова,  
 ул. Просвещения, 132,  
 346428, г. Новочеркасск, Россия  
 Тел.: +7 928 227-07-16, e-mail: [gasanov.bg@gmail.com](mailto:gasanov.bg@gmail.com)

и оптимизации технологических параметров производства порошковых заготовок, так как методы порошковой металлургии гарантируют большую экономию металла, рост производительности, снижение энергетических затрат и др.

Технологические возможности холодной или горячей штамповки порошковых изделий могут быть успешно реализованы при наличии научных, конструкторских и технологических обобщенных результатов, использование которых обеспечит требуемые свойства и качество получаемых материалов, распределение плотности по объему, стойкость и стоимость инструментальной оснастки [9–12]. Этим обусловлена необходимость определения напряженно-деформированного состояния при холодной или горячей штамповке порошковых заготовок разной конфигурации и материалов. Одним из способов решения краевых задач по теории и технологии горячей и холодной штамповки порошковых изделий является определение кинематических параметров в характерных сечениях заготовок на разных этапах их формования с целью установления взаимосвязи компонента деформаций с напряжениями, а также выявления допустимых значений деформаций, зарождения и развития трещин при штамповке [13–17]. Для этой цели могут быть использованы различные имитационные модели и программы [18, 19].

**Цель работы:** изучение влияния конструкции инструмента, состава смазочных материалов и способа получения спеченных заготовок из порошков коррозионно-стойких сталей на кинетику формообразования при холодной штамповке деталей сферических подшипников скольжения.

### Методика исследований

Один из вариантов конструкции неразборного сферического подшипника скольжения показан на рис. 1. Технология изготовления подобных подшипников скольжения, часто применяемых в авиационной промышленности, в доступных нам публикациях не описана. Однако сформулированы некоторые предъявляемые к ним требования: надежная работа в различных условиях при действии высоких радиальных и осевых нагрузок, минимальный износ и коэффициент трения, прогнозируемый эксплуатационный ресурс и др. Такие узлы трения изготавливают из коррозионно-стойких сталей с применением специальных смазочных материалов. Внутренние кольца подшипникового узла изготовили из стали ШХ15, после ТО их твердость HRC 58–61. Наружное кольцо получали из порошков коррозионно-стойких сталей 304L-AW-100 фирмы Höganaäs (Швеция) и 12X18H10T отечественного производства, а также компонентов и лигатур (табл. 1).

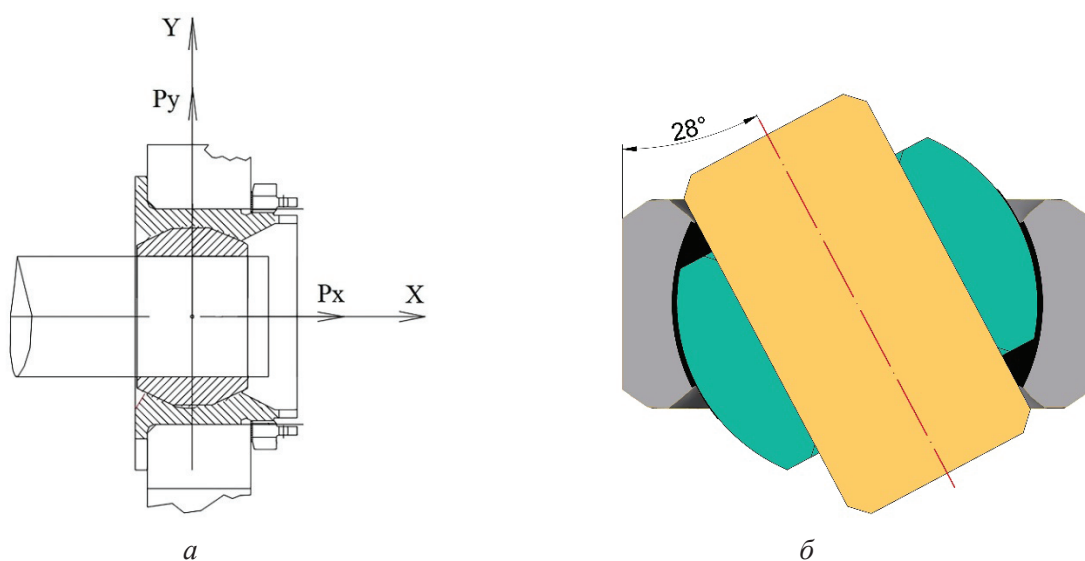


Рис. 1. Сферический подшипник скольжения:

*a* – сечения узла трения; *б* – максимальный угол поворота внутреннего подшипника

Fig. 1. Spherical sliding bearing:

*a* – sections of friction unit; *б* – maximum rotation angle of the inner bearing



**Химический состав использованных порошковых материалов**  
**Chemical composition of the powder materials used**

Материал / Material	Химический состав, % / Chemical composition, %											
	Si	Cu	Mn	Ni	Ti	P	Cr	S	C	V	W	Fe
12X18H10T / 1.2-Cr18-Ni10-Ti	0,8	0,3	2,0	10,0	0,7	0,035	18,0	0,020	0,12	2,0	0,2	Ост.
304L-AW-100	0,87	–	0,2	10,63	–	0,017	18,18	0,01	0,03	–	–	Ост.
ПХ18Н4Д3 / PH18N4D3	2,0	3,0	–	4,0	–	0,03	18,0	0,05	2,0	–	–	Ост.

С целью изучения механических и технологических свойств пористых заготовок были изготовлены кольцевые (ГОСТ 26529–85, ГОСТ 18227–98) и призматические образцы для испытания на растяжение (ГОСТ 1497–84). Образцы для исследований прессовали на гидравлическом прессе НРМ–60L в цилиндрической пресс-форме с плавающей матрицей под давлением от 200 до 800 МПа. Часть прессовок спекали в лабораторной печи с карбидокремневыми нагревателями в среде диссоциированного аммиака, другую часть спекали при 1150 °С в течение 1,5–2 ч в вакуумной электропечи ВСл-16-22-У.

Пористость спеченных образцов определяли гидростатическим взвешиванием и варьировали в пределах 12–25 %, координатную сетку на спеченные заготовки наносили на установке лазерного гравера с ЧПУ JL-F20W с мощностью лазера 15 Вт и шагом 0,5 мм (рис. 2).

Для исследования влияния состава смазочных материалов на коэффициент контактного трения и сопротивление деформации применяли дисульфид молибдена (ТУ 48-19-133–90), карандашный графит (ГОСТ 23463–79) и политетрафторэтилен (ГОСТ 10007–80). Для имитационного моделирования холодной штамповки наружного кольца сферического подшипника скольжения по схеме, показанной на рис. 3, использовали программу QForm, основанную на гибридном подходе, объединяющем методы конечных элементов и объемов, которая обеспечивает быстрый и точный расчет изменения пористости и напряженно-деформированного состояния заготовки на всех этапах формования [19].

Процесс формования сферической части внутренней поверхности кольца 5 путем холодной штамповки (двухсторонним прессованием) и влияние конструкции торцевых поверхностей

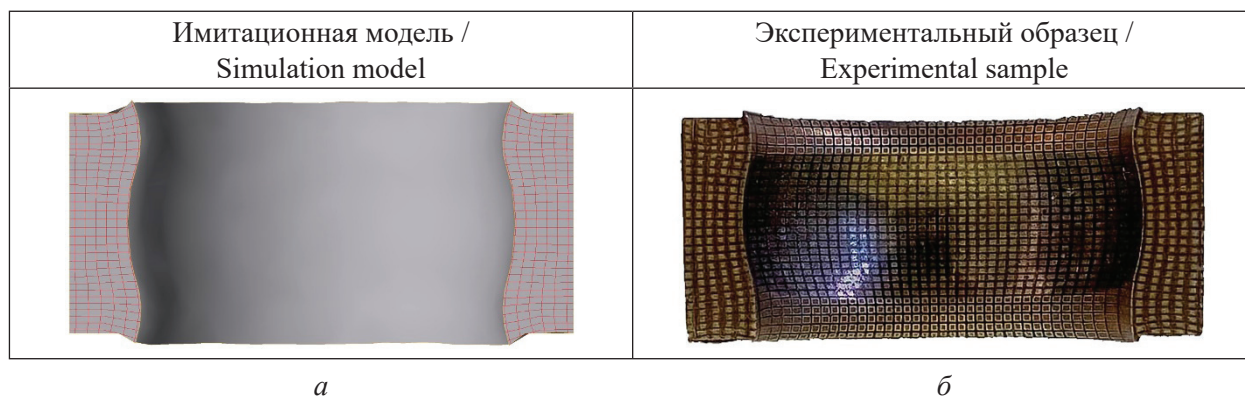


Рис. 2. Сечение наружного кольца сферического подшипника с координатной сеткой после штамповки пуансонами:

*а* – с фаской; *б* – без фаски

Fig. 2. Section of the outer ring of a spherical bearing with a coordinate grid after punching:

*a* – with a chamfer; *b* – without a chamfer

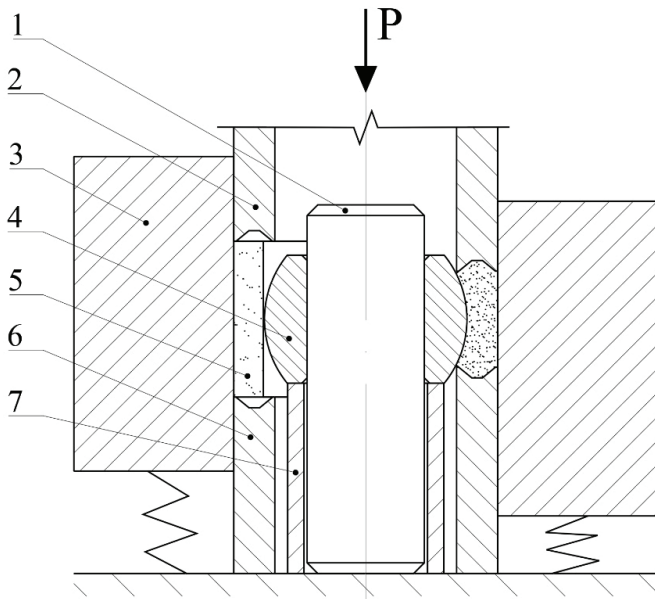


Рис. 3. Пресс-форма для холодной штамповки:

1 – стержень; 2, 6 – верхний и нижний пуансоны; 3 – плавающая матрица; 4 – внутренний (сферический) подшипник шарнирного узла; 5 – порошковая заготовка; 7 – фиксирующий нижний пуансон

Fig. 3. Press tool for cold die forging:

1 – rod; 2, 6 – upper and lower punches; 3 – floating die; 4 – internal (spherical) bearing of the hinge unit; 5 – powder blank; 7 – fixing lower punch

пуансонов 2 и 6 на кинетику деформации пористой цилиндрической заготовки исследовали, используя пресс-форму, схема которой показана на рис. 3.

## Результаты и их обсуждение

Исследования показали, что на силу сопротивления деформации  $P_d$  порошковой заготовки 5 при холодной штамповке спеченных заготовок влияют не только механические свойства материала, но и конфигурация формирующей поверхности пуансонов 2 и 6 (рис. 3). Моделируя в программе QForm процесс деформации заготовки с исходной относительной плотностью 0,8 мм, высотой 14,5 мм, внешним диаметром 25 мм и толщиной стенки 2,75 мм по схеме двухстороннего прессования, было установлено, что на стадии уплотнения пористой формовки (т. е. при ее относительной степени деформации  $\varepsilon_z \leq 0,08 \dots 0,1$ ) сила  $P_d$  незначительно зависит от угла внутренней фаски (рис. 4, а). В случае использования пуансонов с плоской торцевой поверхностью ( $\alpha_\phi = 0$ ) и с увеличением  $\varepsilon_z$  выше 0,15...0,16 сила сопротивления деформации возрастает почти в два раза по сравнению с тем, когда  $\alpha_\phi = 40 \dots 50^\circ$  (рис. 4, б). В частности, если угол конуса соответствует углу поворота сферического подшипника на  $45^\circ$ , то сила сопротивления деформации пористой заготовки при  $\varepsilon_z = 0,25$  не превышает 50 кН, тогда как при  $\alpha_\phi = 0$  сила  $P_d$  равна 200 кН. Аналогично угол  $\alpha_\phi$  влияет на работу деформации.

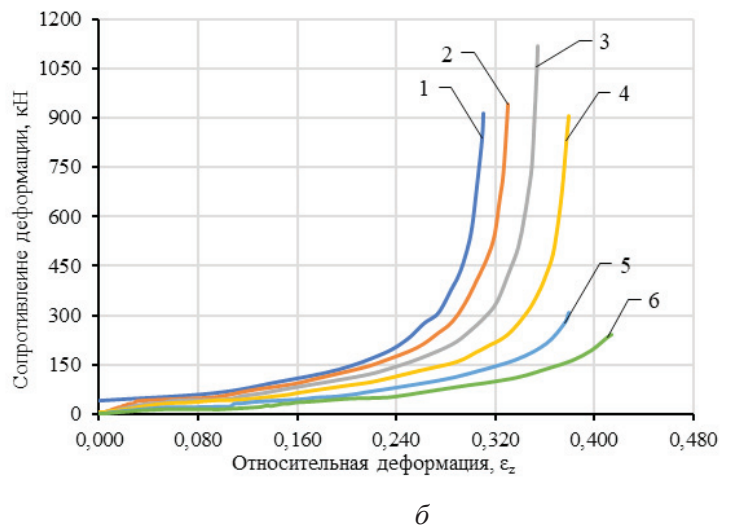
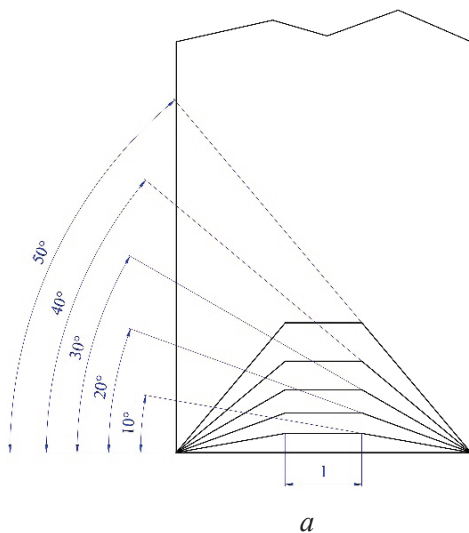


Рис. 4. Влияние относительной деформации пористой заготовки на сопротивление деформации в зависимости от угла фаски  $\alpha_\phi$  на торце верхнего и нижнего пуансонов:

1 – 0°; 2 – 10°; 3 – 20°; 4 – 30°; 5 – 40°; 6 – 50°

Fig. 4. Influence of relative strain of the porous blank on the strain resistance depending on the chamfer angle  $\alpha_{ch}$  at the end of the upper and lower punches:

1 – 0°; 2 – 10°; 3 – 20°; 4 – 30°; 5 – 40°; 6 – 50°

Программа QForm позволяет не только установить зависимость сопротивления деформации и оценить работу активных сил, но и моделировать процесс холодной штамповки пористой заготовки в любой момент времени. В качестве примеров на рис. 5 показаны распределение плотности, поле напряжений и накопленных (эффективных) деформаций при различных значениях  $\varepsilon_z$ .

После снятия давления при холодной штамповке наружное кольцо подшипника плотно сидит в формирующем гнезде матрицы в результате упругих последствий (рис. 3). Поэтому для его выталкивания из матрицы требуется приложить определенное усилие, которое зависит от исходной и остаточной пористости кольца, удельной работы холодной деформации, характеристик смазочных материалов и др. В данном случае наружный диаметр наружного кольца подшипника после выталкивания увеличился примерно на 0,03 мм относительно диаметра матрицы, а радиальное увеличение внутреннего диаметра кольца в результате упругого последствия составило около 0,01 мм, что достаточно при наличии смазочного материала для свободного поворота внутреннего кольца относительно наружного.

Поскольку в процессе формования внутренней сферической поверхности наружного кольца в результате двусторонней осадки спеченной заготовки относительное смещение металла по поверхности внутреннего кольца незначительно, то в процессе экспериментальных исследований мы не наблюдали схватывания или сращивания материала наружного и внутреннего колец подшипника.

При штамповке пористых заготовок необходимо выявить распределение плотности материала на каждом этапе. Наиболее интенсивно уплотняются верхние и нижние кромки наружного подшипника в случае, когда торцы пуансонов изготовлены с углом фаски 30...40°. С увеличением  $\varepsilon_z$  до 0,30...0,35 остаточная пористость в этих зонах (имеют темно-оранжевый и красный фон) не превышает 0,5–2,0 % (рис. 5, а).

Для экспериментальной оценки распределения остаточной пористости в наружном кольце подшипника после холодной штамповки использовали микрошлифы. На рис. 6, а, б показана микроструктура нетравленного шлифа

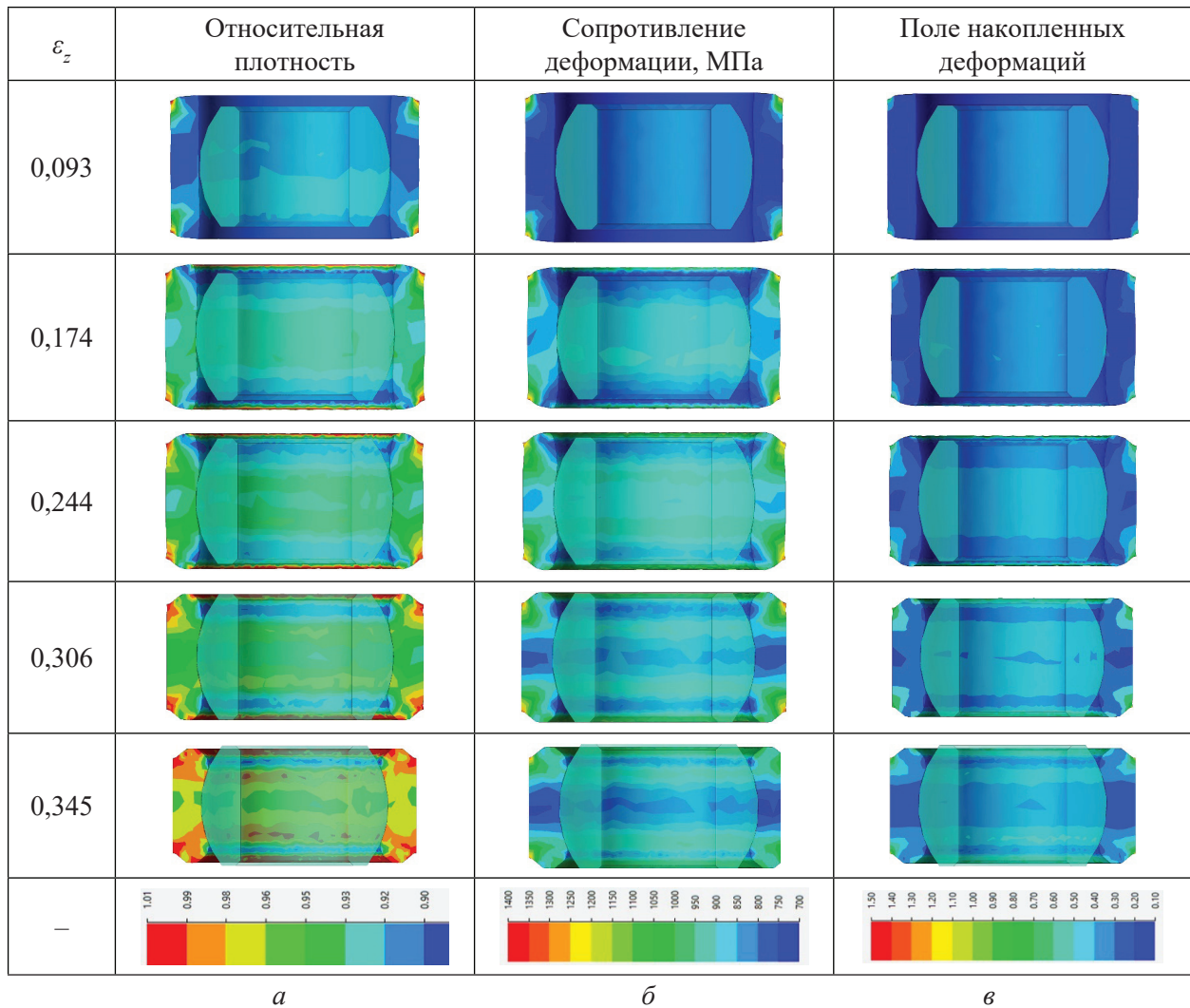
двух участков меридианного сечения кольца с максимальной (на рис. 5, а имеет красный фон) и минимальной (на рис. 5, а имеет синеватый фон) относительной плотностью. Пористость в данных зонах не превышает 1–2 и 7–9 % соответственно. Эти исследования показывают достаточно хорошее совпадение результатов моделирования и эксперимента при оценке плотности материала.

В процессе холодной штамповки относительная плотность  $\Theta$  повышается пропорционально накопленной деформации (рис. 5, в). Например,  $\Theta$  материала в области внутренней сферической поверхности кольца в зависимости от высоты и степени деформации ( $\varepsilon_z = 0,33...0,35$ ) колеблется в пределах 0,92...0,98. Поскольку центральная внутренняя часть заготовки при этом уплотняется в меньшей степени, чем торцы, то, с одной стороны, это позволяет увеличить количество твердой смазки, концентрированной в порах металлической матрицы, и соответственно снизить коэффициент трения между сферической втулкой и наружным кольцом подшипника. С другой стороны, относительно большая остаточная пористость снижает предел прочности материала кольца и предельные значения осевых нагрузок.

В случае использования пуансонов с плоской торцевой поверхностью (рис. 7, а) максимальная относительная плотность 0,98...0,99 получена в зонах контакта пуансонов с торцевой поверхностью заготовки, где интенсивность пластической деформации материала существенно больше, чем в центральной зоне. Эти участки заготовки после штамповки выделены на рис. 7, а красным цветом. Однако работа активных сил и сопротивление деформации в таком случае несколько больше, чем при использовании пуансонов с внутренними фасками (рис. 7, б).

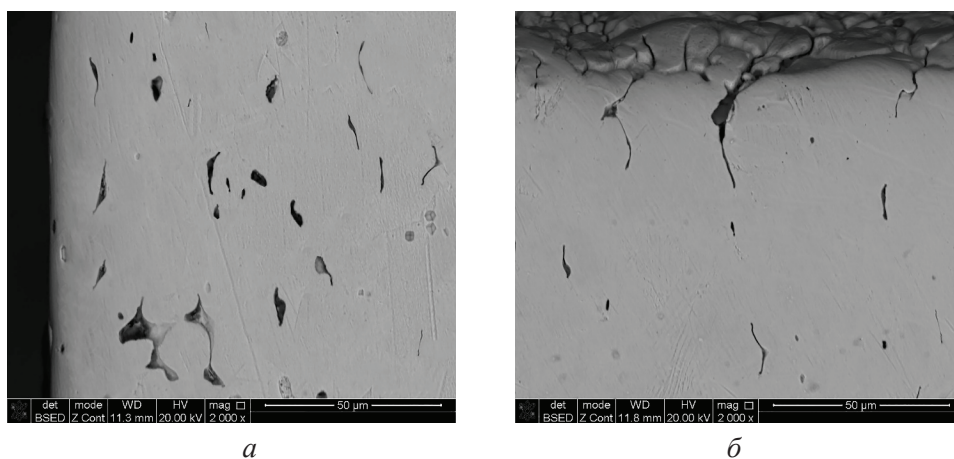
Программа QForm позволяет моделировать прямоугольную сетку (рис. 2, а), которая изначально является двухмерной, но с учетом некоторых допущений можно с определенной погрешностью рассчитать параметры для трехмерной сетки при условии, что радиус  $R$  постоянен в любой точке сечения. Перемещения узловых точек определяли суммарным перемещением каждого элемента сетки, поэтому рассчитывали линейные и сдвиговые деформации исходя из изменений линейных размеров и формы конкретного элемента координатной сетки (рис. 2, б). С учетом результатов моделирования





*Рис. 5.* Распределение по объему относительной плотности (*a*), удельного сопротивления деформации (*б*) и поле накопленных деформаций (*в*) при моделировании объемной штамповки пористой заготовки в программе QForm

*Fig. 5.* Volume distribution of relative density (*a*), specific strain resistance (*б*) and accumulated strain field (*в*) during simulation of die forging of a porous blank in QForm program



*Рис. 6.* Микроструктура нетравленого шлифа участков наружного кольца подшипника пористостью 8–9 % (*a*); 1–2 % (*б*)

*Fig. 6.* Microstructure of non-etched microsection of the bearing outer ring sections with porosity 8–9 % (*a*); 1–2 % (*б*)

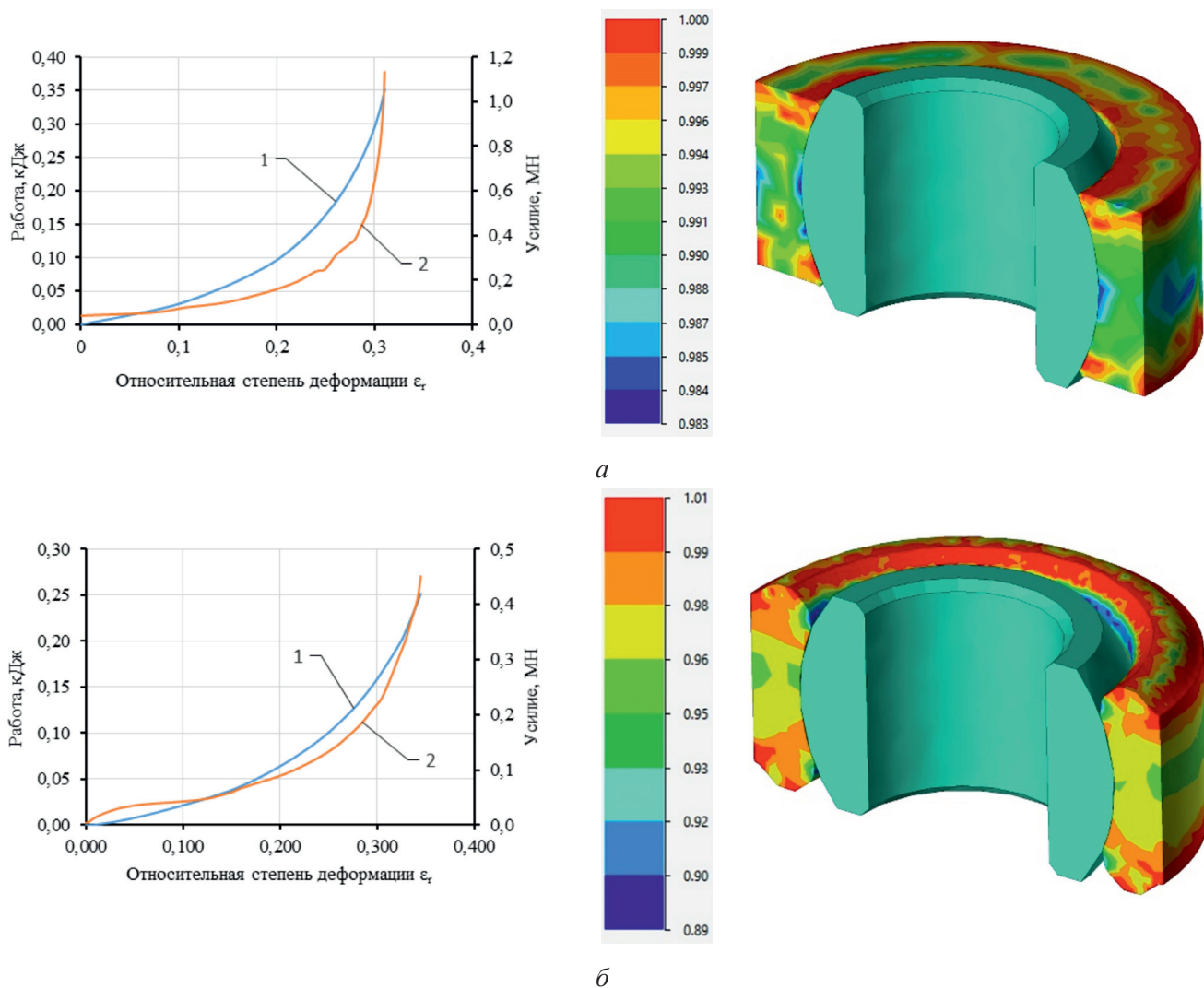


Рис. 7. Моделирование в программе QForm пластической деформации пористой втулки, осаживаемой на сферический подшипник шарнирного узла:

1 – сила сопротивления деформации; 2 – работа деформации

Fig. 7. Simulation in the QForm program of plastic strain of a porous bushing being settled on a spherical bearing of a hinge unit:

1 – strain resistance force; 2 – strain energy

и используя методику тонких сечений, выделяли представительные элементы по высоте и радиусу заготовки (рис. 8,  $z$ ) координатами  $K_h = h_i/h_o$  и  $K_r = r_i/r_o$ . В качестве примера на рис. 8 приведены значения  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$  и  $\varepsilon_{xy}$ , вычисленные по известным формулам [20, 21].

Характер зависимостей  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$  и  $\varepsilon_{xy}$  по радиусу наружного кольца шарнира, определенных по деформации координатной сетки и моделированием в программе QForm, практически не отличается (рис. 8). Однако значения компонентов  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$  и  $\varepsilon_{xy}$ , вычисленные по приращению координатных точек сетки, несколько больше, чем определенные моделированием.

Допуская, что работа сопротивления со стороны внутреннего сферического подшипника незначительна, уравнение баланса работ запишем в следующем виде:

$$A_a = A_d + A_T, \quad (1)$$

где  $A_a$  – работа активных сил;  $A_d$  – работа деформации;  $A_T$  – работа внешних сил трения.

Работа (внешних) активных сил деформации

$$A_a = P_d \Delta h, \quad (2)$$

где  $P_d$  – сила сопротивления деформации заготовки;  $\Delta h$  – изменение высоты заготовки.

Если известно напряженно-деформированное состояние на каждом этапе формования пористой заготовки, то можно определить интен-

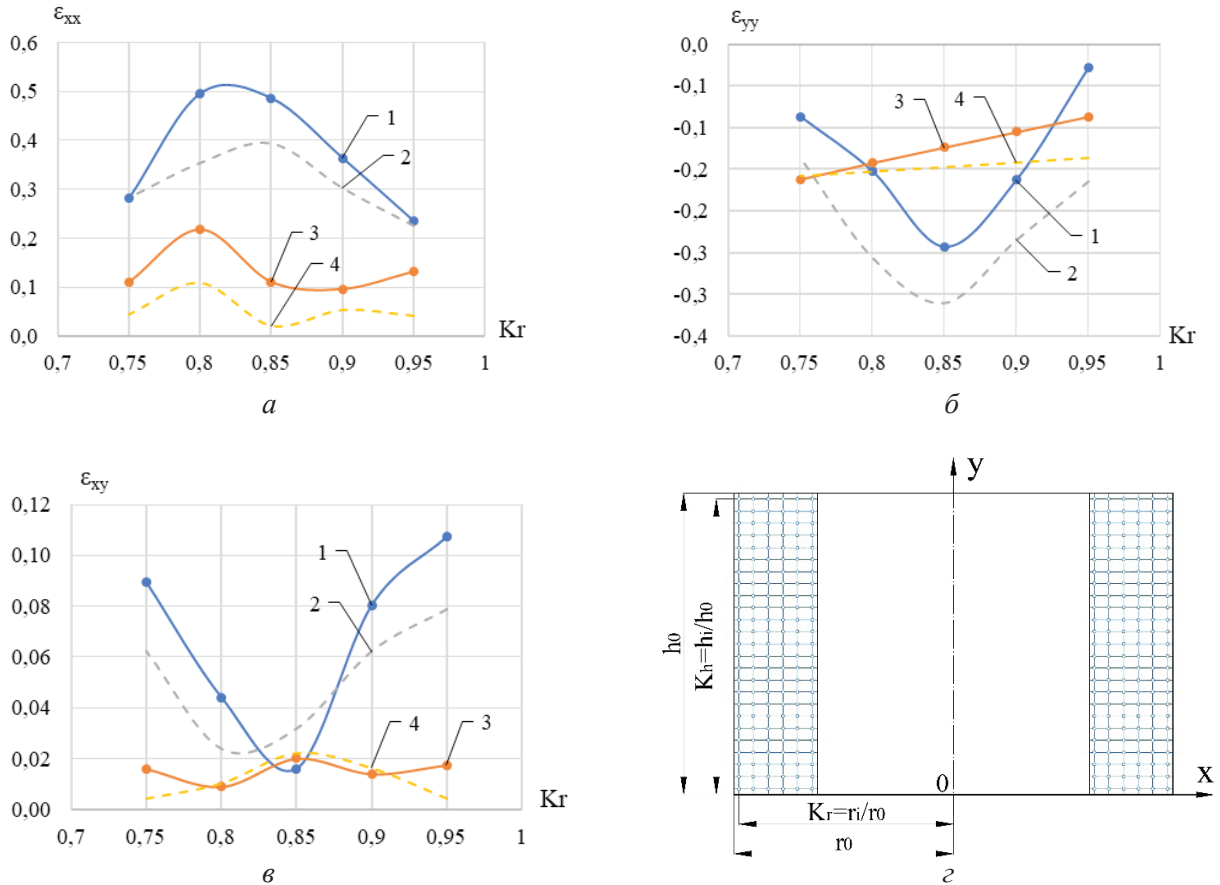


Рис. 8. Распределения относительной степени деформации элементов кольцевого сечения  $\epsilon_{xx}(a)$ ,  $\epsilon_{yy}(б)$  и  $\epsilon_{xy}(в)$  с координатами  $K_h = 0,5$  (3, 4) и  $0,85$  (1, 2) в зависимости от  $K_r$ , определенные: 1 и 3 – экспериментально; 2 и 4 – моделированием

Fig. 8. Distribution of the relative strain degree of the ring section elements  $\epsilon_{xx}(a)$ ,  $\epsilon_{yy}(б)$  and  $\epsilon_{xy}(в)$  with coordinates  $K_h = 0,5$  (3, 4) and  $0,85$  (1, 2) as a function of  $K_r$ , determined: 1 and 3 – experimentally; 2 and 4 – by simulation

сивность напряжений и деформации. Поскольку при пластическом состоянии интенсивность напряжений постоянна, то  $\sigma_i = \sigma_s$  и приращение работы деформации [20–22]

$$dA_d = \iiint \sigma_s \epsilon_i dV, \tag{3}$$

где  $dV$  – приращение объема смещенного металла;  $\sigma_s$  – предел текучести материала пористой заготовки;  $\epsilon_i$  – интенсивность деформаций.

На рис. 9 в качестве примера показано распределение интенсивности деформации верхнего и среднего слоя заготовки, вычисленной по следующей формуле:

$$\epsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_{xx} - \epsilon_{yy})^2 + \frac{3}{2} \gamma_{xy}^2}. \tag{4}$$

Приращение работы сил контактного трения в общем виде представляли в следующем виде:

$$dA_T = \tau_k dF_k, \tag{5}$$

где  $\tau_k$  – касательные напряжения на контактных поверхностях;  $dF_k$  – приращение площади контакта «инструмент – заготовка».

Если известно напряжение контактного трения, то предложена следующая формула для определения работы сил контактного трения [20]:

$$A_T = \tau_k \iint \sqrt{u_2^2 + v_2^2 + w_2^2} dF. \tag{6}$$

Удельное усилие деформирования пористой заготовки определяли по результатам моделирования и по формуле [22]:

$$p = \sigma_s + \frac{1}{3} \tau_k \frac{(D-d)}{h}, \tag{7}$$

где  $\sigma_s$  – предел текучести материала;  $\tau_k$  – касательные напряжения на контактных поверхностях;  $D$  и  $d$  – наружный и внутренний диаметры втулки.



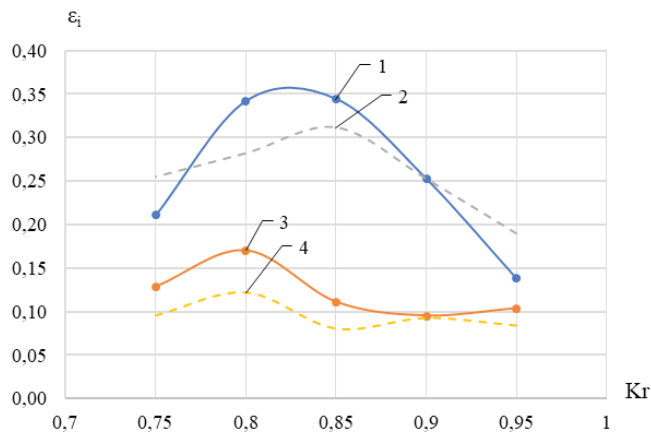


Рис. 9. Зависимость интенсивности деформаций  $\varepsilon_i$  тонких сечений с координатами  $K_h = 0,5$  (3, 4) и  $0,85$  (1, 2) спеченной заготовки от ее приведенного радиуса  $K_p$ , определенные:

1 и 3 – экспериментально; 2 и 4 – моделированием

Fig. 9. Dependence of strain intensity  $\varepsilon_i$  of thin sections with  $K_h = 0.5$  (3, 4) and  $0.85$  (1, 2) of the sintered blank on its reduced radius  $K_p$ , determined:

1 and 3 – experimentally; 2 and 4 – by simulation

Уравнение для определения напряжения  $\tau_k$  на касательной поверхности инструмента и пористой заготовки имеет следующий вид [9, 23]:

$$\tau_k = \mu \sigma_s \sqrt{(1 - \Theta)^3}, \quad (8)$$

где  $\mu_k$  – коэффициент контактного трения;  $\Theta$  – относительная плотность заготовки.

Подставляя выражение (7) в формулу (6), нашли

$$p = \sigma_s + \frac{1}{3} \left( \mu \sigma_s \sqrt{(1 - \Theta)^3} \right) \frac{(D - d)}{h}. \quad (9)$$

Решая совместно зависимости (8) и (5), определяли работу активных сил:

$$A_a = \frac{\pi}{4} (D^2 - d^2) \times \left[ \sigma_s + \frac{1}{3} \left( \mu \sigma_s \sqrt{(1 - \Theta)^3} \right) \frac{(D - d)}{h} \right] \Delta h. \quad (10)$$

Предел текучести  $\sigma_s$  спеченной коррозионно-стойкой стали зависит от многих факторов – химического состава, структуры, пористости, концентрации и конфигурации инородных включений и др. При оценке влияния пористости на предел текучести спеченных конструкционных материалов используют различные формулы. В частности, в работе [18] предложено следующее выражение:

$$\sigma_s = \sigma_{so} \frac{2(1 - \Theta)^2}{\sqrt{4 - 3\Theta}}, \quad (11)$$

где  $\sigma_{so}$  – предел текучести компактного материала.

У компактных хромоникелевых сталей аустенитного класса  $\sigma_{0,2} = 250 \dots 450$  МПа. Поэтому  $\sigma_s$  спеченных сталей, состав которых указан в табл. 2, определяли экспериментально по ГОСТ 1497–84, используя призматические образцы для испытания на растяжение.

В табл. 2 показаны некоторые механические свойства и пористость призматических образцов после спекания при  $1150$  °С в течение  $1,5$  ч. Предел прочности образцов, спеченных в диссоциированном аммиаке, очень низкий, так как даже в случае спекания в засыпке хром интенсивно окисляется, особенно по границам частиц порошков, вследствие взаимодействия не только с кислородом, содержащимся в защитной среде, но и с кислородом, захлопнутым в порах заготовки.

В образцах, полученных из смеси порошков феррохрома, железа с добавками меди и никеля, даже после спекания в вакууме относительное удлинение  $\delta$  и относительное сужение  $\Psi$  не превышают  $1\%$  (табл. 2). Поэтому в расчетах предел текучести всех исследуемых сталей, у которых  $\delta$  и  $\Psi$  меньше  $1-2\%$ , приняли равным пределу прочности.

Поскольку на пластические свойства сталей влияют не только химический состав и структура, но и напряженно-деформированное состояние, то для оценки  $\sigma_s$  проводили радиальную осадку спеченных кольцевых образцов с остаточной пористостью  $14-25\%$ . Было установлено, что в зонах сжатия относительная плотность при осадке возрастает до  $0,95 \dots 0,97$  и трещины появляются только в зонах растяжения. С учетом этого в расчетах приняли  $\sigma_s = 200$  МПа.

Для определения контактных напряжений  $\tau_k$  и коэффициента трения применяли метод поперечной деформации спеченной заготовки, используя пуансон с разным диаметром (рис. 10). Начальная высота спеченных кольцевых заготовок составляла  $14,5$  мм, наружный диаметр  $25$  мм, толщина стенок  $h_p = 2,75$  мм.

Перед испытанием на внутреннюю поверхность спеченных заготовок наносили смазочные материалы в виде суспензий, состоящие из ча-

**Физико-механические свойства хромоникелевых спеченных коррозионно-стойких сталей**  
**Physical and mechanical properties of chromium-nickel sintered corrosion-resistant steels**

Среда спекания / Sintering medium	Диссоциированный аммиак / Dissociated ammonia			Вакуум / Vacuum		
	Засыпка SiO <sub>2</sub> / Backfill SiO <sub>2</sub>		Засыпка SiO <sub>2</sub> +Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> / Backfill SiO <sub>2</sub> +Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>			
Марка порошка / Powder grade	12X18H10T / 1.2-Cr18-Ni10-Ti	304L-AW-100	Шихта ПХ18Н4Д3 / PH18N4D3 billet	12X18H10T / 1.2-Cr18-Ni10-Ti	304L-AW-100	Шихта ПХ18Н4Д3 / PH18N4D3 billet
σ <sub>в</sub> , МПа	29,7	45,59	45,10	243,59	237,84	144,15
δ, %	0,13	0,11	0,60	7,84	8,89	0,69
Ψ, %	0,00	0,00	0,00	7,85	12,96	0,57
П, %	32,05	27,61	30,12	25,24	19,25	27,32
ρ, г/см <sup>3</sup>	5,58	6,21	6,09	6,32	6,64	6,22
HRB	70,4	90,4	67	74,2	59,1	74,1

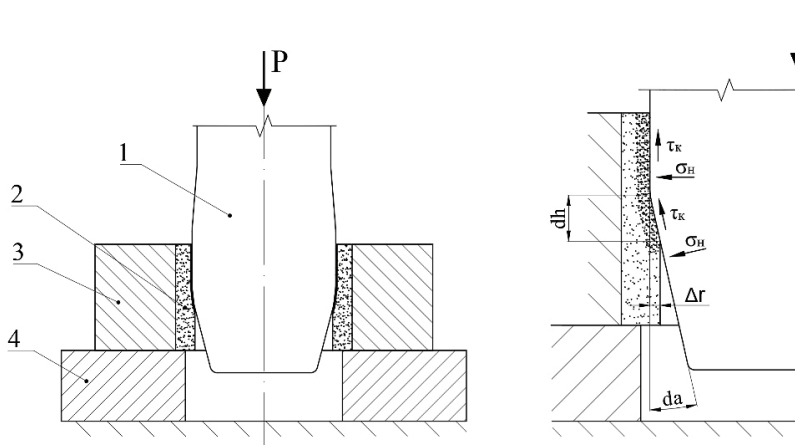


Рис. 10. Схема радиальной деформации пористой заготовки для определения контактных напряжений:

1 – пуансон; 2 – кольцевой образец; 3 – матрица; 4 – подставка

Fig. 10. Scheme of radial deformation for determining contact stresses:

1 – punch; 2 – annular specimen; 3 – matrix; 4 – stand

стиц графита, дисульфида молибдена и политетрафторэтилена (ПТФЭ). В качестве примера на рис. 11 показано влияние состава смазочных материалов на работу  $A_d$  и сопротивление поперечной деформации  $P_d$  заготовки из порошков 304L-AW-100 исходной пористостью 17 % при относительной радиальной деформации  $\epsilon_r = 0,24$ .

Минимальное сопротивление поперечной деформации пористой заготовки при  $\epsilon_r = 0,24$

получено в случае покрытия внутренней поверхности заготовки политетрафторэтиленом (рис. 11, б, кривая 3). Максимальное сопротивление деформации во всех случаях получено при перемещении пуансона на 12...14 мм. С увеличением степени радиальной деформации  $P_d$  плавно возрастает от 0,5 до 45...50 кН, а при  $\epsilon_r \geq 0,24...0,25$  сила сопротивления деформации увеличивается более интенсивно (рис. 12).

Следует отметить, что независимо от состава смазочных материалов сила сопротивления поперечной деформации заготовки при  $\epsilon_r \leq 0,24...0,25$ , определенная экспериментально и моделированием по программе QForm, практически не отличаются (рис. 12).

Допустим, что работа сил трения на контактной поверхности заготовки с матрицей значительно меньше, чем на поверхности «пуансон – заготовка» (рис. 10, а). Тогда на внутренней поверхности заготовки элементарная работа  $dA$  касательных сил в очаге деформации высотой  $dh$  [21] составляет

$$dA = \tau_k r da = \sigma_s \mu_k r da = \frac{1}{2} \sigma_s \mu_k h \epsilon_r^2, \quad (12)$$

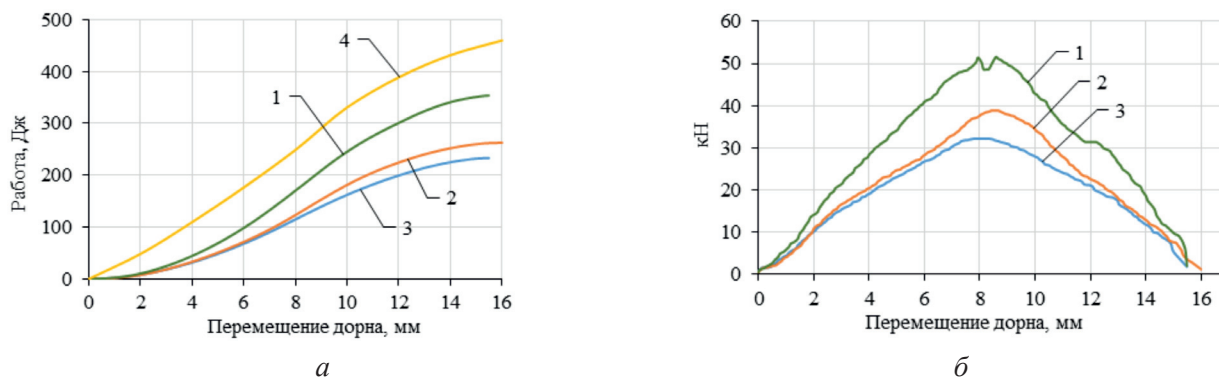


Рис. 11. Зависимость работы (а) и сопротивления поперечной деформации (б) спеченной заготовки при  $\Delta r = 0,65$  мм от состава смазочного материала:

1 и 4 – карандашный графит; 2 –  $\text{MoS}_2$ ; 3 – PTFE

Fig. 11. Dependence of energy (a) and resistance to transverse strain (б) of the sintered blank at  $\Delta r = 0.65$  mm on the lubricant composition:

1 and 4 – pencil graphite; 2 –  $\text{MoS}_2$ ; 3 – PTFE

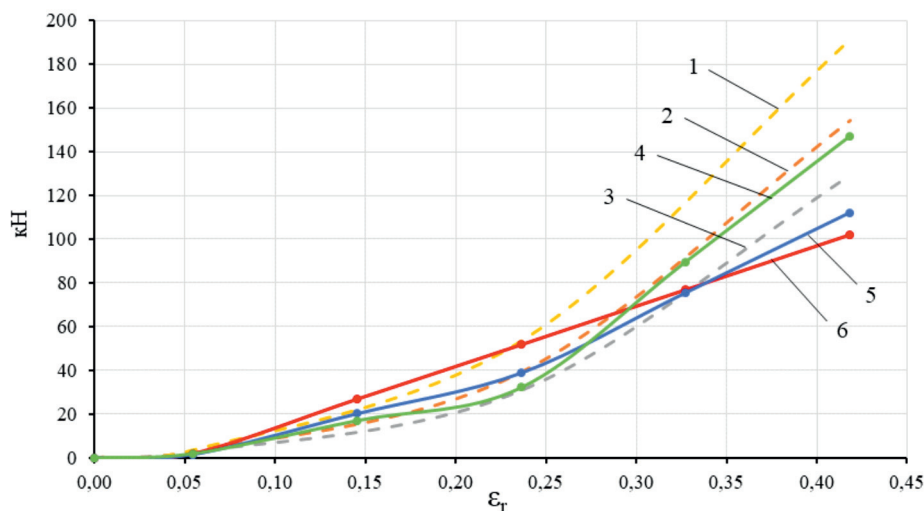


Рис. 12. Сопротивление деформации при радиальной деформации кольцевого образца пористостью 17 %: пунктирная линия – имитационные данные; сплошная линия – натурные данные:

1 – мыльный раствор; 2 – графит + масло; 3 – фосфат + мыло; 4 – политетрафторэтилен + масло; 5 – дисульфид молибдена + масло; 6 – графит + масло

Fig. 12. Strain resistance under radial deformation of a ring specimen with porosity 17 %:

dotted line – simulation data; solid line – natural data 1 – soap solution; 2 – graphite + oil; 3 – phosphate + soap; 4 – PTFE + oil; 5 –  $\text{MoS}_2$  + oil; 6 – graphite + oil

где  $\sigma_s$  – предел текучести материала заготовки;  $\mu_k$  – коэффициент контактного трения;  $r$  – внутренний радиус порошковой заготовки после радиальной деформации;  $a$  – угол конуса пуансона.

Из выражения (12) находим

$$\mu_k = \frac{2dA_d}{\sigma_s r h_r \varepsilon_r^2}. \quad (13)$$

Поскольку в процессе радиальной деформации работа и сила сопротивления деформации зависят от относительной степени радиальной деформации и перемещения пуансона (рис. 11, б), то для каждого значения  $h_r$  по формуле (13) определяли коэффициент контактного трения для заданных значений предела текучести материала. В частности, на рис. 13 показано



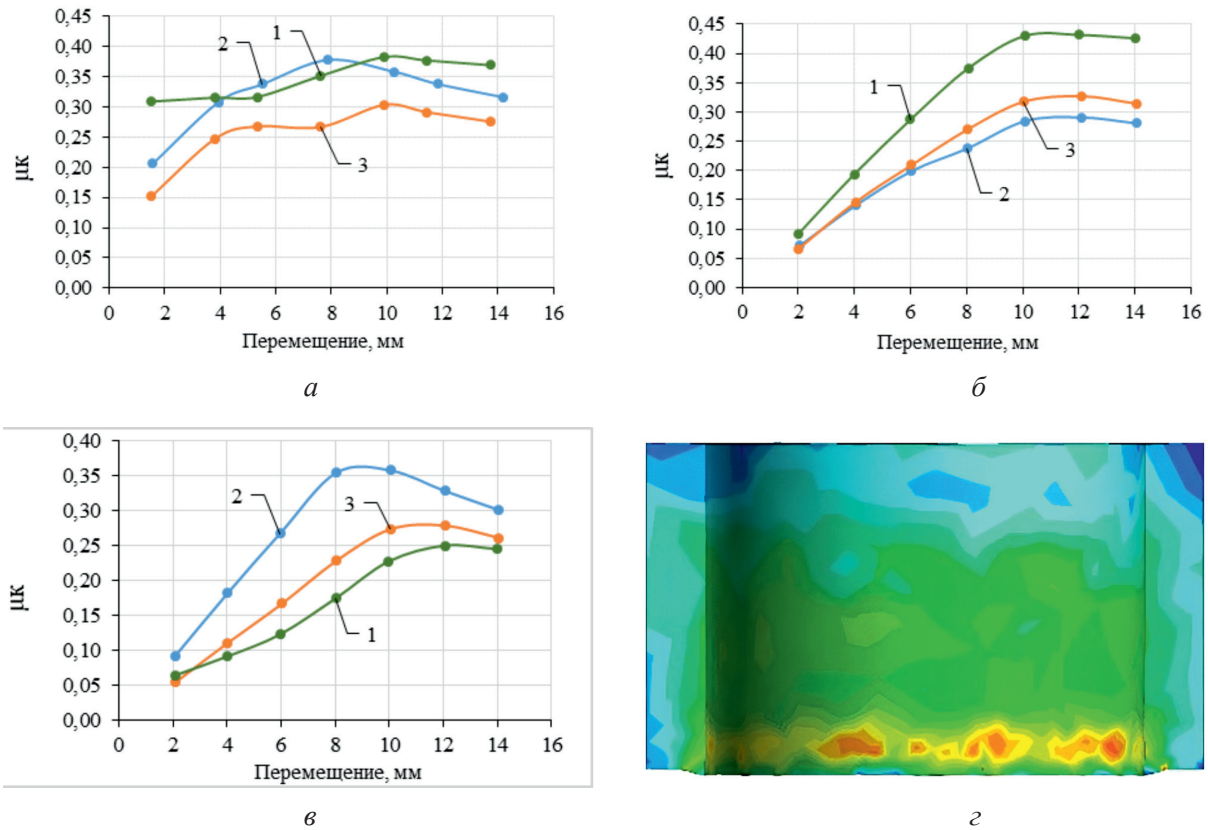


Рис. 13. Зависимость коэффициента контактного трения при радиальной деформации кольцевого образца от степени поперечной деформации ( $\epsilon_r = 0,05$  (а);  $\epsilon_r = 0,24$  (б),  $\epsilon_r = 0,42$  (в)) и состава смазочного материала:

1 – карандашный графит; 2 – PTFE; 3 – MoS<sub>2</sub>

Fig. 13. Dependence of the coefficient of contact friction during radial deformation of an annular specimen on the degree of transverse strain ( $\epsilon_r = 0.05$  (a);  $\epsilon_r = 0.24$  (б),  $\epsilon_r = 0.42$  (в)) and lubricant composition:

1 – pencil graphite; 2 – PTFE; 3 – MoS<sub>2</sub>

влияние на коэффициент контактного трения степени радиальной деформации  $\epsilon_r$ , спеченных в вакууме кольцевых образцов с пористостью 17 % из порошка 304L-AW-100 в зависимости от состава смазочного материала и перемещения пуансона.

Аналогично определяли работу сил трения на внутренней контактной поверхности в результате перемещения пуансона по всей высоте заготовки по следующей формуле:

$$A_{\text{КТ}} = \sigma_s \mu_k (\Delta r)^2 h_r \sin^2 \frac{\alpha}{2}. \quad (14)$$

В формулах (13) и (14) не учтено влияние пористости заготовок на коэффициент контактного трения на всех стадиях поперечной деформации. Как видно из рис. 13, г, на  $\mu_k$  будет влиять не только исходная пористость заготовки, но и характер распределения ее по высоте, а также кон-

центрация твердых частиц смазочных материалов, расположенных в открытых порах.

Рассчитанная по формуле (10) работа деформации с использованием результатов экспериментальных исследований  $\mu_k$  (рис. 13, б кривая 1), заметно больше, чем определенная экспериментально (рис. 11, а). Поэтому в зависимости от конструкции, условий эксплуатации, технологических свойств антифрикционных и смазочных материалов рекомендуем использовать разработанный авторами вариант конструирования спеченных заготовок и методов расчета энергосиловых параметров, создания новой технологии получения неразъемных сферических подшипников скольжения. Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологии холодной и горячей штамповки порошковых деталей из других материалов, а также при калибровании спеченных заготовок.

## Заклучение

1. Экспериментально обосновано, что на сопротивление и работу деформации, а также на плотность кольца сферического подшипника скольжения из порошков коррозионно-стойких сталей, полученного холодной штамповкой спеченных заготовок, влияет конфигурация торцевой поверхности пуансонов. Наиболее интенсивно уплотняются верхние и нижние кромки в случае, когда торцы пуансонов изготовлены с углом фаски 30...40°.

2. Установлено, что при производстве неразъемных сферических подшипников скольжения целесообразно использовать спеченные заготовки цилиндрической формы, покрытые смазочными материалами, которые содержат твердые частицы дисульфида молибдена и политетрафторэтилена, позволяющие снизить сопротивление деформации при холодной штамповке наружного кольца на 20–30 %, а коэффициент трения скольжения при эксплуатации находится в пределах 0,05...0,06.

3. Выявлено, что на механические и технологические свойства спеченных заготовок из хромоникелевых нержавеющей сталей влияет не только химический состав порошков, но и режим и условия спекания прессовок. Предел прочности образцов, спеченных в вакууме, составляет 230...240 МПа, а в диссоциированном аммиаке – 40...45 МПа вследствие интенсивного окисления хрома по границам частиц порошков не только кислородом, содержащимся в защитной среде, но и кислородом, захлопнутым в порах заготовки.

4. Разработан более простой способ расчетного и экспериментального определения коэффициента контактного трения, позволяющий оценить влияние степени и работы деформации, состава смазочных материалов, содержащих твердые частицы дисульфида молибдена и тефлона, на кинетику формообразования при получении деталей различной конфигурации холодной штамповкой пористых заготовок.

## Список литературы

1. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий / Ю.Г. Дорофеев, Б.Г. Гасанов, В.Ю. Дорофеев, В.Н. Мищенко, В.И. Мирошников. – М.: Металлургия, 1990. – 206 с. – EDN: OFSEDO.

2. Kuhn H.A., Downey C.L. Material behavior in powder preform forging // *Journal of Engineering Materials and Technology*. – 1973. – Vol. 95 (1). – P. 41–46. – DOI: 10.1115/1.3443104.

3. Объемная штамповка порошковых материалов / В.М. Горохов, Е.А. Дорошкевич, А.М. Ефимов, Е.В. Звонарев. – Минск: Навука і тэхніка, 1993. – 272 с. – ISBN 5-343-00895-X.

4. Vorontsov A.L. Account for the nonuniformity of the mechanical properties and the deformation rate in the calculations of the pressure working processes // *Russian Engineering Research*. – 2003. – Vol. 23 (6). – P. 62–69. – EDN: DJBLGD.

5. Технологические особенности изготовления деталей сложной формы из металлических порошков методом горячей штамповки / Г.Е. Скороход, Н.И. Бурнаев, Н.Э. Корценштейн, А.М. Бурнов, Г.Г. Сердюк // *Порошковая металлургия*. – 1988. – № 3. – С. 29–33.

6. Oyane M., Shima S., Tabata T. Consideration of basic equations, and their application, in the forming of metal powders and porous metals // *Journal of Mechanical Working Technology*. – 1978. – Vol. 1 (4). – P. 325–341. – DOI: 10.1016/0378-3804(78)90036-0.

7. Green R.J. A plasticity theory for porous solids // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1972. – Vol. 14 (4). – P. 215–224. – DOI: 10.1016/0020-7403(72)90063-X.

8. Oyane M., Shima S., Kono Y. Theory of plasticity porous metals // *Bulletin of JSME*. – 1973. – Vol. 16 (99). – P. 1254–1262. – DOI: 10.1299/jsme1958.16.1254.

9. Баглюк Г.А., Юрчук В.А., Коваленко С.С. Применение вариационных методов для расчета процессов обработки давлением спеченных заготовок // *Физика и техника высоких давлений*. – 1987. – Вып. 24. – С. 57–61.

10. Shima S., Oyane M. Plasticity theory for porous metals // *International Journal of Mechanical Sciences*. – 1976. – Vol. 18 (6). – P. 285–291. – DOI: 10.1016/0020-7403(76)90030-8.

11. Kuhn H.A., Downey C.L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials // *International Journal of Powder Metallurgy*. – 1971. – Vol. 7 (1). – P. 15–25.

12. Розенберг О.А., Михайлов О.В., Штерн М.Б. Численное моделирование процесса деформационного упрочнения порошковых втулок методом многократного протягивания // *Порошковая металлургия*. – 2012. – № 7–8. – С. 4–11.

13. Kondo H., Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry // *Acta Metallurgica Slovaca*. – 2020. – Vol. 26 (4). – P. 141–143. – DOI: 10.36547/ams.26.4.763.

14. Лантев А.М. Построение деформационной теории пластичности пористых материалов // Из-

вестия высших учебных заведений. Машиностроение. – 1980. – № 4. – С. 153–156.

15. Ковальченко М.С. Деформационное упрочнение порошкового тела при прессовании // Порошковая металлургия. – 2009. – № 3–4. – С. 13–27.

16. Sobotka Z. The plastic flow orthotropic materials with different mechanical properties in tension and compression // Acta Technica CSAV. – 1971. – N 6. – P. 772–776.

17. Лантев А.М. Критерии пластичности пористых металлов // Порошковая металлургия. – 1982. – № 7. – С. 12–18.

18. Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation / X.J. Xin, P. Jayaraman, G.S. Daehn, R.H. Wagoner // International Journal of Mechanical Sciences. – 2003. – Vol. 45 (4). – P. 707–723. – DOI: 10.1016/S0020-7403(03)00107-3.

19. Конечно-элементное моделирование технологических процессовковки и объемной штамповки / А.В. Власов, С.А. Стебунов, С.А. Евсюков., Н.В. Биба, А.А. Шитиков. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2019. – 383 с. – ISBN 978-5-7038-5101-2.

20. Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1978. – 360 с.

21. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1977. – 423 с. – EDN: XSGYCB.

22. Перлин И.Л., Райтборг Л.Х. Теория прессования металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 442 с.

23. Баглюк Г.А. Анализ кинематики свободной осадки пористого цилиндра с учетом контактного трения // Порошковая металлургия. – 1993. – № 1. – С. 17–21.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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>).

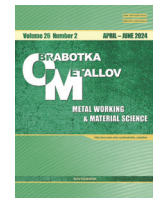




# Obrabotka metallov -

## Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)





### Study of the kinetics of forming of spherical sliding bearing parts made of corrosion-resistant steels by die forging of porous blanks

*Badrudin Gasanov<sup>a,\*</sup>, Nikolai Konko<sup>b</sup>, Sergey Baev<sup>c</sup>*

Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI), 132 Prosveshcheniya st., Novochoerkassk, 346428, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7610-4541>,  [gasanov.bg@gmail.com](mailto:gasanov.bg@gmail.com); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0009-0003-8098-2226>,  [konko2013@mail.ru](mailto:konko2013@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0009-0006-5527-6620>,  [baiev93@mail.ru](mailto:baiev93@mail.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 13 March 2024

Revised: 08 April 2024

Accepted: 13 April 2024

Available online: 15 June 2024

##### Keywords:

Die forging

Powder blank

Relative density

Coefficient of contact friction

Simulation

Strain state

##### Acknowledgements

Access to *QForm* cloud license is provided by the Department of Pressure Processing Technologies of Bauman Moscow State Technical University and QuantorForm LLC.

#### ABSTRACT

**Introduction.** Spherical powder sliding bearings are widely used in various branches of mechanical engineering. Therefore, the development of a promising method of production of spherical sliding bearing parts from powders of corrosion-resistant steels with specified properties is an urgent task. **Purpose of work:** is to study the kinetics of forming during cold die forging of spherical sliding bearing parts from stainless steel powder blanks, and to assess the effect of the chemical composition of lubricants and the design of the pressing tool on the structure and properties of the bearing outer ring. Materials from sprayed powders of stainless chromium-nickel steels obtained by cold die forging of sintered blanks coated with lubricants are studied in the work. The following **research methods** were used: mechanical tensile testing, metallographic studies and cold die forging process simulation. **Results and its discussion.** It is revealed that the resistance and work of deformation, as well as the kinetics of forming of the outer ring of the spherical sliding bearing are influenced by chemical composition of powders and lubricants, microstructure and mechanical properties of the blank material, configurations of the end surfaces of punches. The top and bottom edges of the outer bearing are most intensively sealed when the punch faces are made with a chamfer angle of 30–40 degrees. With an increase in the relative strain degree by height up to 0.30–0.35 its residual porosity amounted to 0.5–2.0%. The features of definition of strain state and calculation of strain energy in the implementation of the offered method and the choice of technological parameters of the cold die forging process of sliding bearing parts are shown. A simple method for calculating and experimentally determining the coefficient of contact friction in the process of cold die forging of porous stainless steel blanks is developed, which allows to establish the effect of lubricant composition on the strain resistance at different values of the degree of radial deformation and to develop optimal methods of cold die forging of porous blanks in the production of parts of different complexity.

**For citation:** Gasanov B.G., Konko N.A., Baev S.S. Study of the kinetics of forming of spherical sliding bearing parts made of corrosion-resistant steels by die forging of porous blanks. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 127–142. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-127-142. (In Russian).

#### References

1. Dorofeev Yu.G., Gasanov B.G., Dorofeev V.Yu., Mishchenko V.N., Miroshnikov V.I. *Promyshlennaya tekhnologiya goryachego pressovaniya poroshkovykh izdelii* [Industrial technology of hot pressing of powder products]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 206 p. EDN: OFSEDO.
2. Kuhn H.A., Downey C.L. Material behavior in powder preform forging. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1973, vol. 95 (1), pp. 41–46. DOI: 10.1115/1.3443104.
3. Gorokhov V.M., Doroshkevich E.A., Efimov A.M., Zvonarev E.V. *Ob'emnaya shtampovka poroshkovykh materialov* [Volumetric punching of powder materials]. Minsk, Navuka i tekhnika Publ., 1993. 272 p. ISBN 5-343-00895-X.
4. Vorontsov A.L. Account for the nonuniformity of the mechanical properties and the deformation rate in the calculations of the pressure working processes. *Russian Engineering Research*, 2003, vol. 23 (6), pp. 62–69. EDN: DJBLGD.

##### \* Corresponding author

*Gasanov Badrudin G.* D.Sc. (Engineering), Professor  
 Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI),  
 132 Prosveshcheniya st.,  
 346428, Novochoerkassk, Russian Federation  
 Tel.: +7 928 227-07-16, e-mail: [gasanov.bg@gmail.com](mailto:gasanov.bg@gmail.com)

5. Skorokhod G.E., Burnaev N.I., Kortsenshtein N.E., Burnov A.M., Serdyuk G.G. Tekhnologicheskie osobennosti izgotovleniya detalei slozhnoi formy iz metallicheskih poroshkov metodom goryachei shtampovki [Technological peculiarities of manufacturing complex-shaped parts from metal powders by hot stamping method]. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*, 1988, no. 3, pp. 29–33.
6. Oyane M., Shima S., Tabata T. Consideration of basic equations, and their application, in the forming of metal powders and porous metals. *Journal of Mechanical Working Technology*, 1978, vol. 1 (4), pp. 325–341. DOI: 10.1016/0378-3804(78)90036-0.
7. Green R.J. A plasticity theory for porous solids. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1972, vol. 14 (4), pp. 215–224. DOI: 10.1016/0020-7403(72)90063-X.
8. Oyane M., Shima S., Kono Y. Theory of plasticity porous metals. *Bulletin of JSME*, 1973, vol. 16 (99), pp. 1254–1262. DOI: 10.1299/jsme1958.16.1254.
9. Baglyuk G.A., Yurchuk V.A., Kovalenko S.S. Primenenie variatsionnykh metodov dlya rascheta protsessov obrabotki davleniem spechennykh zagotovok [Application of variational methods for calculation of pressure treatment processes of sintered workpieces]. *Fizika i tekhnika vysokikh davlenii = Physics and high pressure technology*, 1987, vol. 24, pp. 57–61.
10. Shima S., Oyane M. Plasticity theory for porous metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1976, vol. 18 (6), pp. 285–291. DOI: 10.1016/0020-7403(76)90030-8.
11. Kuhn H.A., Downey C.L. Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials. *International Journal of Powder Metallurgy*, 1971, vol. 7 (1), pp. 15–25.
12. Rozenberg O.A., Mikhailov O.V., Shtern M.B. Chislennoe modelirovanie protsessa deformatsionnogo uprochneniya poroshkovykh vtulok metodom mnogokratnogo protyagivaniya [Strain hardening of porous bushings by multiple mandreling: numerical simulation]. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*, 2012, no. 7–8, pp. 4–11.
13. Kondo H., Hegedus M. Current trends and challenges in the global aviation industry. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2020, vol. 26 (4), pp. 141–143. DOI: 10.36547/ams.26.4.763.
14. Laptev A.M. Postroenie deformatsionnoi teorii plastichnosti poristykh materialov [Construction of deformation theory of plasticity of porous materials]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 1980, no. 4, pp. 153–156.
15. Koval'chenko M.S. Deformatsionnoe uprochnenie poroshkovogo tela pri pressovanii [Strain hardening of a powder body in pressing]. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*, 2009, no. 3–4, pp. 13–27.
16. Sobotka Z. The plastic flow orthotropic materials with different mechanical properties in tension and compression. *Acta Technica CSAV*, 1971, no. 6, pp. 772–776.
17. Laptev A.M. Kriterii plastichnosti poristykh metallov [Plasticity criteria for porous metals]. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*, 1982, no. 7, pp. 12–18.
18. Xin X.J., Jayaraman P., Daehn G.S., Wagoner R.H. Investigation of yield surface of monolithic and composite powders by explicit finite element simulation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2003, vol. 45 (4), pp. 707–723. DOI: 10.1016/S0020-7403(03)00107-3.
19. Vlasov A.V., Stebunov S.A., Evsyukov S.A., Biba N.V., Shitikov A.A. *Konechno-elementnoe modelirovanie tekhnologicheskikh protsessov kovki i ob'emnoi shtampovki* [Finite element modeling of technological processes of forging and volume stamping]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2019. 383 p. ISBN 978-5-7038-5101-2.
20. Gromov N.P. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming by pressure]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 360 p.
21. Storozhev M.V., Popov E.A. *Teoriya obrabotki metallov davleniem* [Theory of metal forming by pressure]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 423 p. EDN: XSGYCB.
22. Perlin I.L., Raitborg L.Kh. *Teoriya pressovaniya metallov* [Theory of metal pressing]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 442 p.
23. Baglyuk G.A. Analiz kinematiki svobodnoi osadki poristogo tsilindra s uchetom kontaktnogo treniya [Analysis of the kinematics of the process of free upsetting of a porous cylinder in the presence of contact friction]. *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*, 1993, no. 1, pp. 17–21.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Влияние динамических характеристик процесса резания на шероховатость поверхности детали при токарной обработке

Валерия Гвинджилия<sup>a, \*</sup>, Евгений Фоминов<sup>b</sup>, Денис Моисеев<sup>c</sup>, Екатерина Гамалева<sup>d</sup>

Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, г. Ростов-на-Дону, 344000, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>, [vvgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vvgvindjiliya@donstu.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0165-7536>, [fominoff83@mail.ru](mailto:fominoff83@mail.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7186-7758>, [denisey2003@mail.ru](mailto:denisey2003@mail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5829-4695>, [belan\\_kate80@mail.ru](mailto:belan_kate80@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.06

#### История статьи:

Поступила: 18 декабря 2023  
 Рецензирование: 22 февраля 2024  
 Принята к печати: 15 апреля 2024  
 Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Динамика процесса резания  
 Вибрации  
 Имитационная модель  
 Шероховатость поверхности

#### Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта в рамках конкурса «Наука-2030».

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В основе формирования поверхности детали при ее обработке на металлорежущем станке лежат правильно подобранные режимы резания. Комплексные методики обеспечения заданного качества поверхности детали также учитывают геометрию инструмента, его состояние и включают в себя поправки на отклонение инструмента от траектории, заданной системой ЧПУ, под влиянием кинематических возмущений и биений шпинделя. **Предмет.** В статье анализируется связь между режимами резания, динамическими характеристиками процесса точения и их отображением в шероховатость поверхности. **Цель работы:** оценить влияние технологических режимов резания с учетом вибрационной активности инструмента на шероховатость обработанной поверхности с помощью имитационного моделирования. **Метод и методология.** Приводится математическое моделирование динамики процесса резания, на основе которого строится цифровая имитационная модель. Предлагается методика использования имитационной модели для определения оптимальных режимов резания и предсказания шероховатости поверхности с учетом вибраций инструмента. С помощью экспериментов и анализа частотных характеристик вибраций инструмента проводится валидация созданной модели, уточняются параметры подсистемы модели сил резания и динамической подсистемы инструмента, а также строятся геометрические топологии поверхности детали. Вычисленные силы резания сравниваются с экспериментальными силами, при этом наблюдаются схожие закономерности и уровни характеристик. Предлагается оценка оптимальности подобранных режимов резания на основе анализа спектра колебаний инструмента относительно заготовки и результатов симуляции цифровой модели. **Результаты и обсуждение.** Приводится сравнение результатов цифрового моделирования геометрической поверхности детали и реальной поверхности, полученной в ходе натурального эксперимента. Показано, что шероховатость реальной поверхности, полученной при обработке с постоянными режимами резания, варьируется относительно шероховатости поверхности имитационной модели в пределах не более 0,066 мкм.

**Для цитирования:** Влияние динамических характеристик процесса резания на шероховатость поверхности детали при токарной обработке / В.Е. Гвинджилия, Е.В. Фоминов, Д.В. Моисеев, Е.И. Гамалева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 143–157. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-143-157.

### Введение

Вопросы формирования требуемого геометрического профиля поверхности детали в совокупности ее микрорельефа, отклонений от линейных размеров и волнистости особенно актуальны для машиностроительной и авиакосмической отраслей. В основе решений указанной проблемы лежит прямая обработка экспериментальных данных, следствием которых являются

эмпирические зависимости [1]. Они определили три основных фактора, влияющих на формирование поверхности детали при механической обработке: начальное состояние поверхности, геометрию режущего инструмента, возмущения в виде биений шпиндельной группы и кинематических возмущений со стороны приводной группы [1–4]. Следующим шагом в совершенствовании методов анализа и прогнозирования геометрического профиля поверхности детали стало технологическое обеспечение параметров состояния ее поверхностного слоя [5–10]. Однако траектории движения инструмента определяются не только технологическими режимами

#### \*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, к.т.н., старший преподаватель  
 Донской государственный технический университет,  
 пл. Гагарина, 1,  
 344000, г. Ростов-на-Дону, Россия  
 Тел.: +7 918 583-23-33, e-mail: [vvgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vvgvindjiliya@donstu.ru)



резания, но и деформационными смещениями инструмента относительно заготовки, а также вибрациями, источником которых являются, например, колебания, вызванные регенеративным эффектом [11–15].

Комплексные методики решения проблемы обеспечения заданного качества поверхности детали и его прогнозирования рассмотрены во многих эмпирических и аналитических исследованиях. Предпринимаются попытки анализа и прогнозирования шероховатости поверхности на основе регрессионных моделей и методологии поверхностного отклика (RSM) [16–18]. Большое количество современных исследований направлено на прогнозирование шероховатости поверхности с помощью искусственных интеллектуальных систем и имитационных моделей [19–23]. В работах [21–23] Y. Altintas и др. рассматривают создание имитационных моделей динамики процесса резания, в основе которых лежит аналитическое представление взаимовлияния параметров резания на динамику обработки и экспериментальная идентификация коэффициентов динамических сил резания в выведенных закономерностях. В отечественных исследованиях рассматривается нейросетевая модель кинематики режущего инструмента, позволяющая рассчитывать оптимальную скорость резания по критерию минимизации интенсивности изнашивания инструмента [24]. Комплексное моделирование процесса фрезерования с оценкой траектории формообразующих движений инструмента представлено в работе [25]. Показывается аналитическая зависимость шероховатости поверхности от упругих деформационных смещений инструмента относительно заготовки [26]. В работе [27] предлагается методика построения геометрической топологии поверхности детали для оценки влияния деформационных смещений инструмента на геометрический профиль детали на основе стробоскопического отображения Пуанкаре. Учет зависимости параметров динамической связи от вибраций в математическом описании динамики процесса резания является необходимым условием для моделирования и прогнозирования выходных характеристик обработки детали [28–31], так как вследствие вибраций будет наблюдаться реальное изменение траектории формообразующих движений инструмента относительно заготовки.

Анализ исследований показал актуальность создания различных методов оценки и прогнозирования шероховатости поверхности детали при механообработке, а также внимание российских и зарубежных ученых к этим вопросам. В настоящей статье предлагается рассмотреть аналитическую зависимость сил резания от технологических режимов с учетом возмущающих воздействий и деформационных смещений инструмента. Геометрическая топология поверхности детали рассматривается как точное отображение вершины инструмента в пространстве относительно заготовки с учетом вибраций и деформационных смещений. **Цель работы:** оценить влияние свойств динамических характеристик процесса резания на геометрию поверхности детали с помощью имитационного моделирования динамики процесса резания.

## Методика исследований

### Определение формообразующей траектории движения инструмента

Рассмотрим динамическую систему продольного точения недеформируемой заготовки. Модель системы представляется в виде пространственной конечномерной модели движения вершины инструмента, взаимодействующего с заготовкой. Взаимодействие описывается силами резания, являющимися функциями деформационных смещений инструмента  $\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)}$ , а также технологических режимов резания (рис. 1, а).

Таким образом, с учетом  $\mathbf{F}_y(\mathbf{X})$  в модели системы формируется обратная связь между динамикой процесса резания и подсистемой инструмента, которая может как оказывать эффект стабилизации процесса резания, так и приводить к потере устойчивости:

$$\begin{aligned} & \mathbf{m} \frac{d^2 \mathbf{X}}{dt^2} + \mathbf{h} \frac{d\mathbf{X}}{dt} + \mathbf{c}\mathbf{X} = \\ & = \mathbf{F}_\Sigma \left( X, t_P^{(0)}, S_P^{(0)}, V_P^{(0)} \right), \end{aligned} \quad (1)$$

где  $\mathbf{m}$  (кгс /мм),  $\mathbf{h}$  (кгс/мм) и  $\mathbf{c}$  (кг/мм) – симметричные, диагональные, положительно определенные матрицы инерционности, диссипации и жесткости размерностью [3×3];

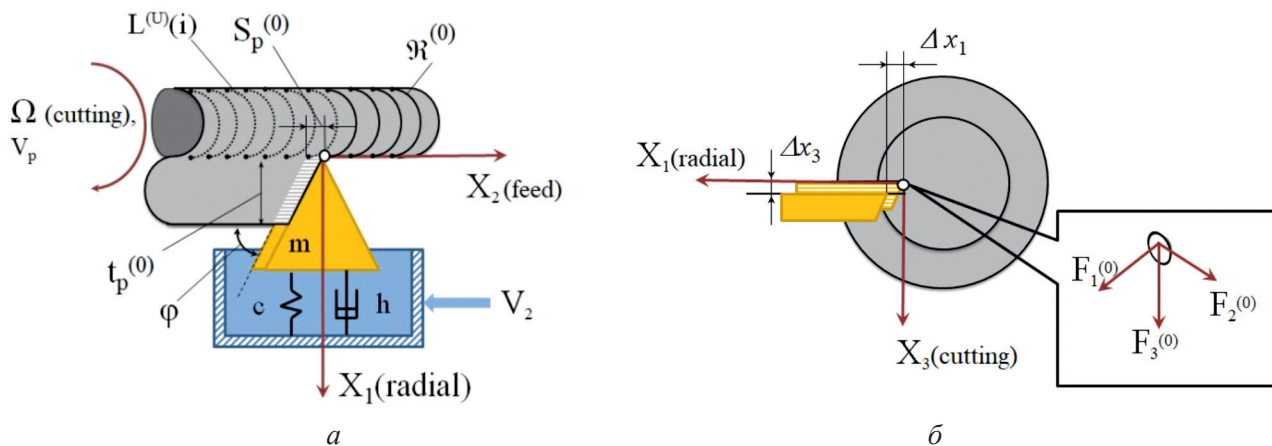


Рис. 1. Ориентация осей деформаций и сил резания:

*a* – схема осей деформаций в плоскости  $X_1$ – $X_2$ ; *б* – схема осей сил и отклонений движения инструмента в плоскости  $X_1$ – $X_3$

Fig. 1. Orientation of the deformation axes and cutting forces:

*a* – diagram of deformation axes in the plane  $X_1$ – $X_2$ ; *б* – diagram of force axes and deviations of tool movement in the plane  $X_1$ – $X_3$

$\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathfrak{R}^{(3)}$  – вектор упругих где

деформационных смещений инструмента относительно несущей системы станка в пространстве  $\mathfrak{R}^{(3)}$ , координаты состояния системы;

$F_{\Sigma}(X, t_p^{(0)}, S_p^{(0)}, V_p^{(0)})$  – суммарные силы резания, действующие в пространстве на режущий инструмент  $\mathbf{F}_y = F^{(0)}\{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}^T$ , где  $\chi_i$  – коэффициенты ориентации сил резания в пространстве, удовлетворяющие условиям нормировки;  $t_p^{(0)}, S_p^{(0)}, V_p^{(0)}$  – номинальные технологические режимы резания, заданные системой управления станка с ЧПУ (глубина резания, подача и скорость резания соответственно).

Следуя работам [27, 30], пространственные формообразующие движения инструмента

$\Phi(t) = \{\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3\}^T$  определяются как совокупность движений, заданных системой управления станка  $\mathbf{U}(t)$ , т. е. технологическими режимами  $t_p^{(0)}, S_p^{(0)}, V_p^{(0)}$ , и движениями  $\mathbf{R}(t)$ ,

обусловленными упруго-деформационными свойствами подсистемы инструмента, а также возмущающими воздействиями, т. е. отклонениями от заданной управлением траектории реза:

$$\Phi(t) = \mathbf{U}(t) + \mathbf{R}(t) = \mathbf{U}(t) - \mathbf{X}(t) + \Delta\mathbf{x}(t), \quad (2)$$

$$\Delta\mathbf{x}(t) = \{\Delta x_1, \Delta x_2, \Delta x_3\},$$

$$\Delta x_i(t) = \sum_{k=1}^n A_k \sin(\omega_k t)$$

– колебания инструмента в зоне резания;  $A_k, \omega_k$  – параметры частотных составляющих в сигнале вибраций инструмента, рассматриваемые в виде гармонических функций с неизменной ориентацией вдоль осей  $X_1, X_2, X_3$  с набором частотных составляющих  $\omega_k$ , Гц, и соответствующих им амплитуд  $A_k, k = 1, 2, 3 \dots$  С учетом  $\mathbf{R}(t)$  уравнение (1) преобразуется в вид

$$\mathbf{m} \frac{d^2 \mathbf{X}}{dt^2} + \mathbf{h} \frac{d\mathbf{X}}{dt} + \mathbf{c}\mathbf{X} = \mathbf{F}_{\Sigma}(X, t_p, S_p, V_p), \quad (3)$$

где

$$t_p(t) = t_p^{(0)} - X_1(t) + \sum_{i=1}^n A_i \sin(\omega_i t), \text{ мм};$$

$$S_p(t) = \sum_{i=1}^n A_i \cos(\omega_i t) \omega_i t +$$

$$+ \int_{t-T}^t (V_2^{(0)} - dX_2 / dt) dt, \text{ мм/об};$$

$T = \Omega^{-1}$  – время оборота детали, с;

$$V_p(t) = V_3^{(0)} - dX_3 / dt + \sum_{i=1}^n A_i \cos(\omega_i t) \cdot \omega_i t, \text{ м/с.}$$

В уравнении (3) представлена модель возмущенной динамической системы. Технологические режимы зависят от деформационных смещений инструмента и вынужденных колебаний. Силы резания, формирующие связь между подсистемами инструмента и заготовки, представляются в виде

$$T^{(0)} dF^{(0)} / dt + F^{(0)} = \rho \left( 1 + \mu \exp[-\zeta V_p(t)] \right) t_p(t) S_p(t), \quad (4)$$

где  $\rho$  – давление стружки на переднюю грань инструмента, кг/мм<sup>2</sup>;  $\mu$  – безразмерный параметр;  $\zeta$  – коэффициент крутизны нелинейного изменения сил от  $V_p(t)$ , с · м<sup>-1</sup>;  $T^{(0)}$  – постоянная времени стружкообразования, учитывающая переходные процессы в зоне резания, с.

Система уравнений (3), (4) аналитически задает связь между силами, деформациями, вибрационным возмущением и параметрами управления динамической системы резания.

Рассмотрим идеальный случай продольного точения детали, т. е. при отсутствии деформационных смещений инструмента и возмущающих колебаний  $\mathbf{R}(t) = 0$ . Тогда траектория формирующих движений инструмента  $\Phi(t)$  в каждый момент времени  $t_i$  определяется лишь значениями параметров технологических режимов резания и образует совокупность отрезков пути инструмента относительно детали за каждый ее оборот  $L^{(U)} = \sum_{i=1}^{i=n} V_{\Sigma} i T$ , где  $L^{(U)}$  – это путь инструмента

относительно детали при постоянных значениях скорости резания, глубины и подачи. В этом случае следы от вершины инструмента на поверхности детали будут образовывать эталонную геометрическую топологию ее поверхности  $L^{(U)} \subset \mathfrak{R}^{(0)}$  (рис. 1, а). Однако с учетом вибраций и деформаций путь инструмента будет отличаться от заданного программой управления станка, и геометрическая топология поверхности детали будет определяться характеристиками и свойствами процесса резания  $L^{(\Phi)} \subset \mathfrak{R}^{(D)}$  (рис. 2).

Согласно уравнению (2)  $L^{(\Phi)}$  является точечным отображением траектории движения

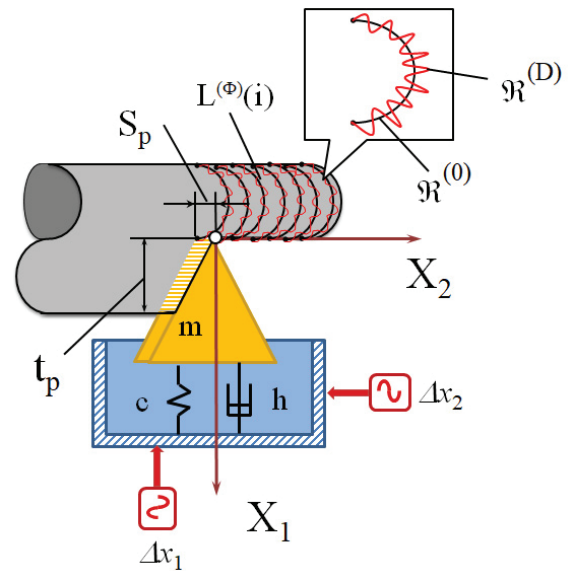


Рис. 2. Пример формирования формирующей траектории движения инструмента  $L^{(\Phi)}$  с учетом вибраций инструмента и соответствующей ей геометрической топологии поверхности детали  $\mathfrak{R}^{(D)}$

Fig. 2. Example of the tool trajectories of the forming motions  $L^{(\Phi)}$  taking into account tool vibrations and the corresponding geometrical topology of the workpiece surface  $\mathfrak{R}^{(D)}$

инструмента относительно детали в каждом направлении его подвижности и представима в виде  $\mathbf{L}^{(\Phi)} = \{L_1^{(\Phi)}, L_2^{(\Phi)}, L_3^{(\Phi)}\}^T \in \mathfrak{R}^{(D)}$ . Функция учитывает высотные  $L_1^{(\Phi)}$  и шаговые  $L_2^{(\Phi)}$ ,  $L_3^{(\Phi)}$  неровности, оставляемые инструментом в процессе резания, т. е. отклонения геометрической поверхности инструмента от ее эталонного вида  $L^{(U)} \subset \mathfrak{R}^{(0)}$ . Тогда уравнения (2–4) являются базовой математической моделью для имитационного моделирования динамики процесса резания, оценки неровностей и волнистости полученной поверхности. Благодаря полученным моделям становится возможным всестороннее исследование динамики процесса резания с учетом различных вынужденных колебаний инструмента относительно заготовки и предсказания выходных характеристик процесса резания при изменении технологических режимов.

Базовая модель будет справедлива в случае малых отклонений траектории движения исполнительных элементов станка от точки равно-



весия в системе. Для практиков адекватность имитационного моделирования соответствует обработке заготовки в период нормального износа инструмента или квазипостоянной скорости размерного износа.

Имитационное моделирование динамики процесса резания осуществляется в несколько этапов. На первом этапе необходимо выяснить параметры вибрационных характеристик станка со стороны шпинделя и приводной подсистемы инструмента, так как они оказывают влияние на след, оставленный инструментом на поверхности заготовки. Наиболее информативными будут данные вибрационных характеристик, снятых в процессе резания, так как распределение потерь энергии вибраций зависит от материалов пары «резец – заготовка». Снятие вибрационных данных возможно при первой технологической операции в процессе обработки детали, в результате которой устраняются вариации геометрической формы заготовки и физико-механические свойства поверхностного слоя материала, возникающие в процессе заготовительных операций. Обработка данных основывается на методах спектрального анализа. В модель вибрационных возмущений также необходимо добавить источник случайной шумовой составляющей, всегда существующей в реальных технических системах, – например, генерируемой процессами стружкообразования.

На втором этапе проводится цифровое моделирование динамики процесса резания с реальными данными о вибрационных характеристиках процесса для пары материалов при различных

режимах резания. В результате моделирования на основе анализа силовых характеристик выбираются режимы, обеспечивающие наиболее высокую производительность точения из условия минимизации составляющих сил резания  $F_1^{(0)}$ ,  $F_2^{(0)}$ ,  $F_3^{(0)}$ .

На третьем этапе происходит построение геометрической топологии поверхности детали на основе вычисленного сигнала деформационных смещений инструмента, а также вычисляются оценки качества поверхности – например, по параметру шероховатости  $R_a$ . Итоговым результатом имитационного моделирования становятся режимы резания, обеспечивающие наиболее высокую производительность точения и требуемое качество обработанной поверхности.

### *Моделирование динамики процесса резания и ее отображение в геометрической топологии поверхности детали*

В качестве примера для симуляции будет рассмотрено продольное точение детали диаметром  $D = 114$  мм из нержавеющей стали 10ГН2МФА твёрдосплавными пластинами Т15К6 с покрытием. На первом этапе для уточнения частотных составляющих вибраций инструмента экспериментально снимались вибрационные последовательности в направлениях  $X_1$ ,  $X_2$ ,  $X_3$  с помощью виброакселерометров, установленных на инструменте, и затем строились их спектральные характеристики (рис. 3).

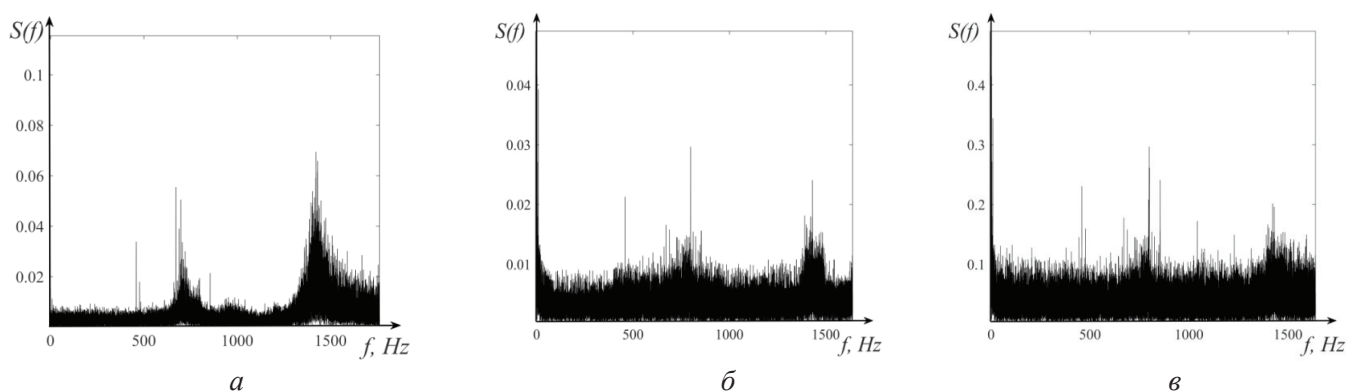


Рис. 3. Спектры мощностей последовательностей виброускорений в относительных единицах к дисперсии по направлениям:

$a - X_1$ ;  $b - X_2$ ;  $v - X_3$  для режимов  $S_p^{(0)} = 0,15$  мм / об,  $t_p^{(0)} = 0,5$  мм,  $V_3^{(0)} = 190$  м / мин

Fig. 3. Power spectra of vibration acceleration sequences in relative units to dispersion along the directions:

$a - X_1$ ;  $b - X_2$ ;  $v - X_3$  for modes  $S_p^{(0)} = 0.15$  mm / rev,  $t_p^{(0)} = 0.5$  mm,  $V_3^{(0)} = 190$  m / min

На рис. 3 хорошо заметны три всплеска частот в каждом направлении вибрационной активности инструмента:  $\omega_1 = 460$  Гц,  $\omega_2 = 790$  Гц,  $\omega_3 = 1,42$  кГц. Измеренные частотные составляющие являются параметрами гармонических функций, используемых в имитационной модели процесса резания в качестве возмущений (уравнение (4)). Согласно методике исследования при моделировании возмущений для качественного результата симуляции в имитационную модель был введен сигнал «белого» шума по каналам возмущения. Параметры подсистемы инструмента: коэффициенты матрицы жесткости и диссипации приведены в табл. 1 с учетом, что  $m = 0,27 \cdot 10^{-3}$ , кгс<sup>2</sup>/мм, передний угол  $\gamma = 10^\circ$ , задний угол  $\alpha = 10^\circ$  и угол в плане  $\varphi = 90^\circ$ . Параметры динамической связи представлены в табл. 2.

Результаты симуляции процесса резания при различных технологических режимах представлены на рис. 4, глубина резания является постоянной величиной  $t_p^{(0)} = 0,5$  мм.

На рис. 4 приведены примеры временной реализации сил резания для заданной динамической системы (3–4) при варьировании параметра скорости  $V_3^{(0)}$  с учетом характеристик реального вибрационного возмущения процесса реза-

ния. Отметим, что при изменении скорости резания наблюдается не только уменьшение средних значений силы резания, но и изменение амплитуды вибрационного возмущения, которое связано с нелинейными свойствами системы, проявляющимися в перераспределении резонансной частоты модели при изменении управляющих параметров. В соответствии с периодическими изменениями амплитуды вибраций силовых характеристик можно выделить оптимальные значения скорости резания  $V_3^{(0)} = 190$  м/мин, обеспечивающие высокую производительность точения с условием минимизации составляющих сил резания и вибраций, так как они негативно влияют на геометрию поверхности обрабатываемой детали. Итоговая амплитуда возмущающего сигнала ограничена по максимальной амплитуде возмущений, измеренных непосредственно в процессе точения детали (рис. 5, б).

На втором этапе рассмотрим симуляцию динамики процесса резания для двух вариантов режимов обработки детали – с  $S_p^{(0)} = 0,15$  мм/об и  $S_p^{(0)} = 0,25$  мм/об, а также с выбранной оптимальной скоростью резания  $V_3^{(0)} = 190$  м/мин (рис. 5, а).

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
1,3	1,15	0,85	0,36	0,2	0,1
$c_{1,1}$ , 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
1051	955	725	372	113	195

Таблица 2

Table 2

**Параметры динамической связи**
**Dynamic link options**

$\rho$ , кг/мм <sup>2</sup>	$\zeta$ , (мм/с) <sup>-1</sup>	$T^{(0)}$ , с	$\mu$	$\chi_1$	$\chi_2$	$\chi_3$
350	0,1	0,0005	0,5	0,7	0,5	0,5

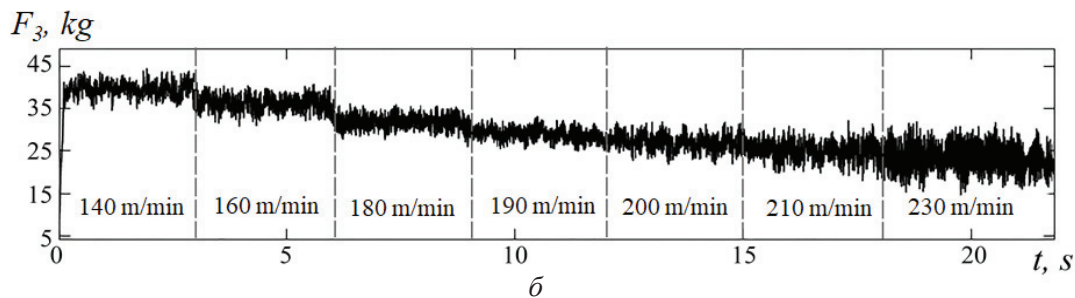
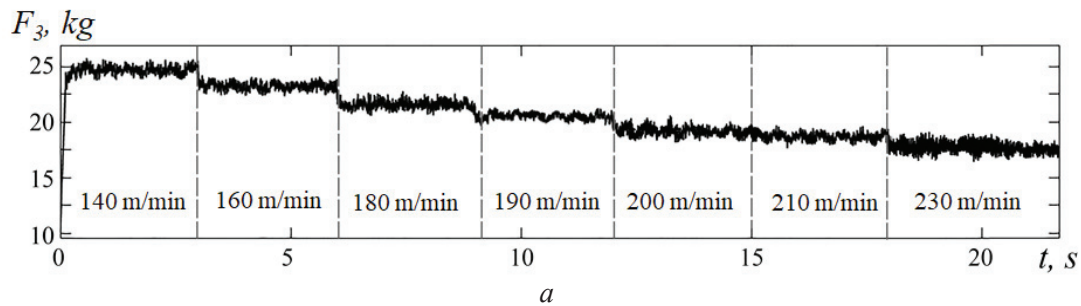


Рис. 4. Моделирование сил резания в тангенциальном направлении при варьировании скорости резания:

$a$  – подача  $S_p^{(0)} = 0,15$  мм/об;  $b$  – подача  $S_p^{(0)} = 0,25$  мм/об

Fig. 4. Simulation of cutting forces in tangential direction at varying cutting speed:

$a$  – feed rate  $S_p^{(0)} = 0.15$  mm / rev;  $b$  – feed rate  $S_p^{(0)} = 0.25$  mm / rev

На рис. 5,  $a$  для качественной оценки достоверности модельных характеристик представлено их сравнение с результатами, которые были получены в ходе итоговых реальных экспериментов, направленных на проверку адекватности предложенного метода. Можно отметить значительное влияние изменения подачи на характер вибраций и стабильность процесса резания (рис. 5,  $b$ ), что, в свою очередь, приведет к снижению качества поверхности заготовки [32]. Это естественно образом следует из уравнения (4), раскрытие которого демонстрирует, что вариации подачи в направлении  $X_2$  непосредственно оказывают влияние на движение инструмента в направлении  $X_1$ , учитывающее неровности поверхности, оставляемые инструментом. Кроме этого, в экспериментальных характеристиках вибраций инструмента обнаружено, что в направлении  $X_2$  при увеличении подачи появляются новые частотные составляющие в области 165 Гц. Это связано с увеличением сил резания по задней грани инструмента, которые также могут приводить к волнистости поверх-

ности заготовки. Оценка данного эффекта имеет самостоятельное значение.

На третьем этапе рассмотрим «скелетную» геометрию поверхности детали, смоделированную цифровой моделью в радиальном направлении, т. е. для высотных характеристик качества поверхности (рис. 6), и реконструированные геометрические топологии поверхности детали для итогового эксперимента. Под «скелетной» топологией поверхности понимается совокупность отклонений наблюдаемой топологии, т. е. обусловленных вибрационными смещениями инструмента, от эталонного вида топологии, формируемой геометрическим следом инструмента на поверхности резания без учета возмущений и деформационных смещений инструмента  $L^{(U)} \subset \mathfrak{R}^{(0)}$ .

Как видно, поверхности, восстановленные на основе экспериментальных данных о деформационных смещениях инструмента в процессе резания 1 и 3 (рис. 6), отображают не только последовательные проходы режущего инструмента вдоль заготовки, но и неровности, вызванные случайной составляющей колебаний резца. Расстояние между пиками вдоль поверхности по на-



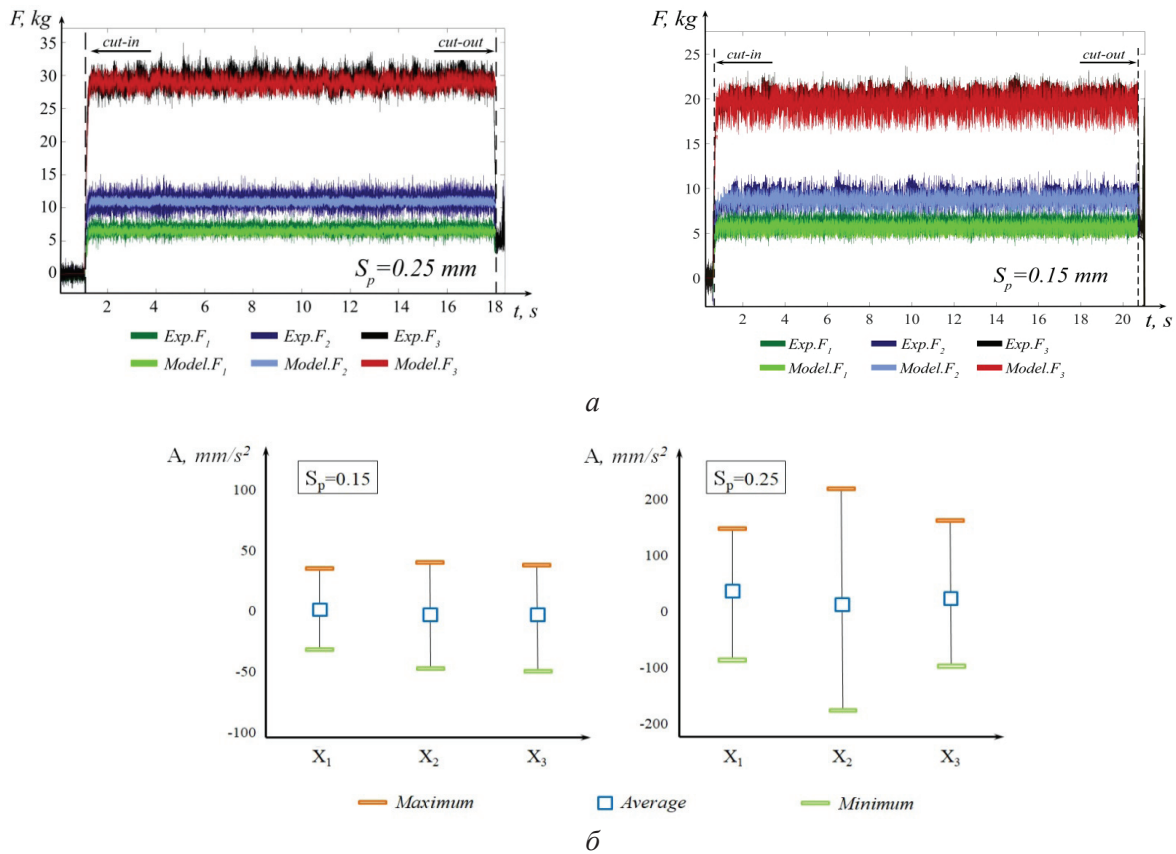


Рис. 5. Пример изменения характеристик резания при  $t_p^{(0)} = 0,5$  мм,  $V_3^{(0)} = 190$  м / мин :  
 а – данные, полученные в ходе эксперимента  $Exp.F_i$  и на основе имитационного моделирования  $Model.F_i$ ,  $i = 1, 2, 3$ ; б – значения амплитуды виброускорений в процессе резания для направлений  $X_1, X_2, X_3$

Fig. 5. Example of changes in cutting characteristics at  $t_p^{(0)} = 0.5$  mm,  $V_3^{(0)} = 190$  m / min :  
 а – data obtained during the experiment  $Exp.F_i$  and on the basis of simulation modelling  $Model.F_i$ ,  $i = 1, 2, 3$ ;  
 б – values of vibration acceleration amplitude during cutting for directions  $X_1, X_2, X_3$ .

правлению  $L$  соответствует скорости подачи при точении заготовки диаметром  $D = 114$  мм на расстояние  $L = 15$  мм. Приведенные «скелетные» топологии 2 и 4 (рис. 6) получены путем имитационного моделирования без учета случайной компоненты в колебаниях инструмента, являющейся следствием непрерывно изменяющейся геометрии инструмента, пластического деформирования металла и других многочисленных факторов, случайным образом проявляющихся в процессе резания. Однако реконструированные геометрические поверхности получают качественно схожими между собой, а оценки шероховатости реальной поверхности  $R_{ai}$ , полученной при обработке с постоянными режимами резания, варьируются относительно шероховатости поверхности, предсказанной имитационным моделирова-

нием  $R_a^{(Model)}$ , в пределах не более 0,066 мкм (табл. 3) для разных режимов подачи.

Итоговая экспериментальная проверка выбранных комбинаций режимов резания проводилась на универсальном модернизированном токарном станке 16К20 с системой бесступенчатого регулирования оборотов Mitsubishi. Шероховатость поверхности измерялась с помощью профилометра SurfTest SJ-210 фирмы Mitutoyo с разрешением измерений 0,0064 мкм (рис. 7).

На основании полученных данных экспериментальной и имитационной реализации поверхности заготовки можно заключить, что предложенная методика имитационного моделирования позволяет прогнозировать качество формируемой поверхности в зависимости от выбранных технологических режимов и вибрационного портрета станка. Однако стоит отметить,

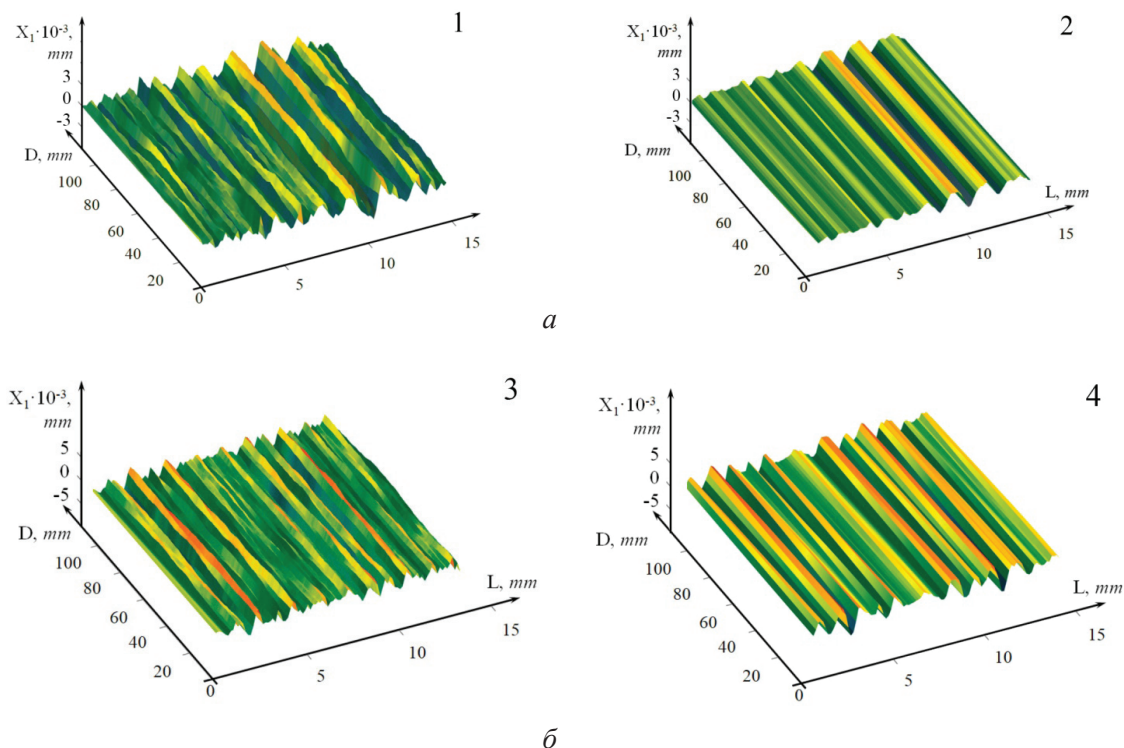


Рис. 6. Сравнение реальной (1, 3) и модельной (2, 4) геометрических топологий поверхности заготовки для  $S_p^{(0)} = 0,15$  мм / об (а) и  $S_p^{(0)} = 0,25$  мм / об (б)

Fig. 6. Comparison of real (1, 3) and modeled (2, 4) geometrical topologies of the workpiece surface for  $S_p^{(0)} = 0,15$  mm / rev (a) and  $S_p^{(0)} = 0,25$  mm / rev (b)

Таблица 3

Table 3

**Величина шероховатости для модели и реальных данных**  
**Roughness for model and real data**

$S_p^{(0)}$ , мм / об	$V_3^{(0)}$ , м / мин	$t_p^{(0)}$ , мм	$R_a^{(Model)}$ , мкм	Результат измерения шероховатости поверхности для разных экспериментов, мкм									
				$R_{a1}$	$R_{a2}$	$R_{a3}$	$R_{a4}$	$R_{a5}$	$R_{a6}$	$R_{a7}$	$R_{a8}$	$R_{a9}$	$R_{a10}$
0,15	190	0,5	0,94	0,934	0,937	0,960	0,967	0,964	0,964	0,966	0,985	0,985	1,001
0,25	190	0,5	1,25	1,184	1,200	1,237	1,243	1,214	1,217	1,279	1,240	1,305	1,304

что на данном этапе апробирования модели ее результаты справедливы для случая износа инструмента по главной режущей поверхности не более 0,1 мм. В случае превышения указанного порога износа в системе начинают преобладать собственные эволюционные процессы, прежде всего связанные с пластической деформацией материала в зоне контакта инструмента и детали. Тогда рассогласование оценок экспериментальных и моделируемых поверхностей относительно шероховатости поверхности заготовки варьируется в пределах 0,61...1,36 мкм по мере развития износа.

### Результаты и их обсуждение

Оценка выходных характеристик процесса резания на основе информации о динамике вибраций инструмента показала, что существует наблюдаемая зависимость между высокими амплитудами частотных составляющих в сигнале виброускорений собственных движений системы и погрешностью контура заготовки относительно ее параметра шероховатости (рис. 8).

На рис. 8 показано, что увеличение подачи приводит к повышению амплитуд оборотной частоты детали, к появлению большого количе-

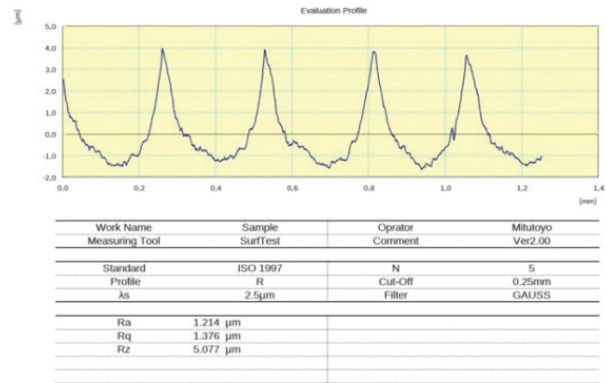
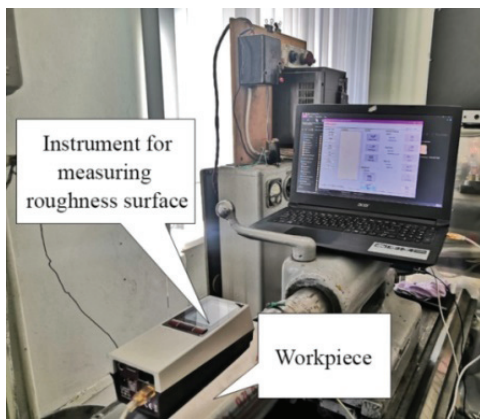


Рис. 7. Прибор для измерения шероховатости поверхности SurfTest SJ-210 и пример регистрируемых данных из программного обеспечения обмена данными между прибором и ЭВМ

Fig. 7. Surface roughness measuring device SurfTest SJ-210 and an example of recorded data from the software of data exchange between the device and the computer

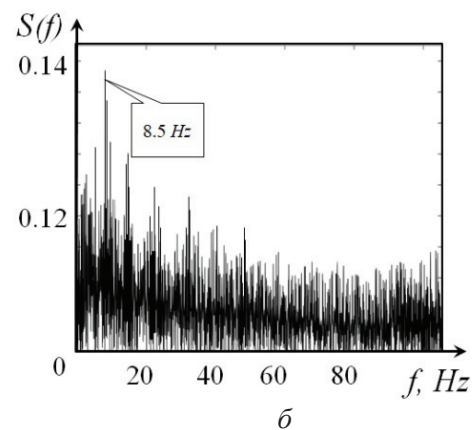
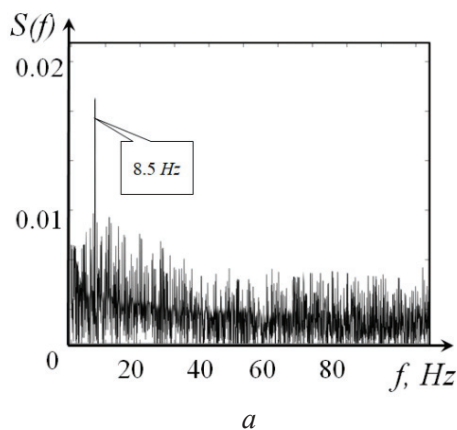


Рис. 8. Спектральная характеристика сигнала виброускорений для радиального направления:

$$a - S_p^{(0)} = 0,15 \text{ мм / об} ; \quad б - S_p^{(0)} = 0,25 \text{ мм / об}$$

Fig. 8. Spectral characteristic of the vibration acceleration signal for radial direction:

$$S_p^{(0)} = 0.15 \text{ mm / rev (a)} ; \quad S_p^{(0)} = 0.25 \text{ mm / rev (б)}$$

ства частотных составляющих в спектре виброускорения в районе частоты вращения заготовки и возрастанию их амплитуд. Такое поведение может характеризоваться интенсивным повышением температуры в зоне резания, вырывами металла по траектории движения режущего инструмента или усилением влияния кинематических возмущений на динамику процесса резания. Нивелирование подобных эффектов до момента интенсификации износа инструмента обеспечивает правильный подбор режимов резания, что для рассмотренной задачи можно осуществить с помощью созданной цифровой имитационной модели. В данной статье в качестве диагностического признака предлагается выбрать величину дисперсии автоспектра коле-

баний инструмента в радиальном направлении и продольном, так как они в большей степени оказывают влияние на формирование неровностей в поверхности детали. Таким образом, использование имитационной модели сокращает количество проводимых реальных экспериментов при поисковом исследовании оптимальных режимов резания по критериям максимальной износоустойчивости инструмента и сохранения качества обрабатываемой поверхности.

## Заклучение

В рамках экспериментов и цифрового моделирования было показано, что на качество формируемой резанием поверхности заготовки





наряду с глубиной резания оказывает влияние и подача инструмента. Свойства вибрационных последовательностей, измеряемых в процессе резания, изменяются по мере увеличения подачи инструмента, повышается энергия вибраций в продольном направлении, что согласно уравнению (4) также затрагивает движение инструмента в радиальном направлении. Наконец, анализ адекватности вычисленной шероховатости поверхности детали на основе цифрового моделирования и экспериментально измеренной позволяет сделать заключение о возможности использования рассматриваемой методики в качестве основы оценки влияния динамических характеристик процесса резания на шероховатость поверхности детали при токарной обработке.

Выявленные параметры силовой модели пригодны для моделирования процессов обработки заготовки из нержавеющей стали 10ГН2МФА твёрдосплавными пластинами T15K6 с покрытием для случая износа инструмента по главной режущей поверхности не более 0,1 мм. Представленные параметры силовой модели справедливы для возмущенного движения инструмента с амплитудой виброускорений не более, чем указанной на рис. 5, б. В случае отклонения от этого диапазона или изменения исходных данных моделирования следует провести все этапы изложенной методики для коррекции параметров модели. Таким образом, прикладная эффективность использования имитационного моделирования будет повышаться в случае формирования базы вибрационных данных определенного типа станка предприятия, задаваемых номенклатурой деталей, материалами заготовки и инструмента, а также его геометрией.

Приведенный пример имитационного моделирования позволяет определить оптимальные режимы резания по критерию максимальной производительности с учетом требуемого качества поверхности детали, а также дает представление о том, как предлагаемая аналитическая модель динамики процесса резания, уточненная экспериментальными данными, может прогнозировать шероховатости поверхности в зависимости от режимов резания, сокращая трудозатраты производства на проведение поисковых экспериментов. Таким образом, представленные результаты обуславливают на-

чало более глубокого экспериментально-теоретического исследования механизмов отображения деформационных смещений инструмента в геометрию детали.

### Список литературы

1. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.
2. Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen / J. Tlustý, A. Poláček, C. Danek, J. Spacek. – Berlin: Verlag Technik, 1962. – 340 p.
3. Табенкин А.Н. Шероховатость, волнистость, профиль. Международный опыт / А.Н. Табенкин, С.Б. Тарасов, С.Н. Степанов. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2007. – 133 с.
4. Al-Ahmari A.M.A. Mathematical model for determining machining parameters in multipass turning operations with constraints // International Journal of Production Research. – 2001. – Vol. 39 (15). – P. 3367–3376. – DOI: 10.1080/00207540110052562.
5. Сулов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. – М.: Машиностроение, 2000. – 320 с.
6. Сулов А.Г. Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. – М.: Машиностроение, 1987. – 320 с.
7. Демкин Н.Б. Качество поверхности и контакт деталей машин. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.
8. Benga G.C., Abrao A.M. Turning of hardened 100Cr6 bearing steel with ceramic and PCBN cutting tools // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 143. – P. 237–241. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00346-7.
9. Choudhury I.A., El-Baradie M.A. Surface roughness prediction in the turning of high-strength steel by factorial design of experiments // Journal of Materials Processing Technology. – 1997. – Vol. 67. – P. 55–61. – DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02818-X.
10. Upadhyay V., Jain P.K., Mehta N.K. In-process prediction of surface roughness in turning of Ti–6Al–4V alloy using cutting parameters and vibration signals // Measurement. – 2013. – Vol. 46 (1). – P. 154–160. – DOI: 10.1016/j.measurement.2012.06.002.
11. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation // Transactions of American Society of Mechanical Engineers. – 1954. – Vol. 76. – P. 356–260.
12. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research // Journal of Engineering for Industry. – 1965. – Vol. 87. – P. 447–454. – DOI: 10.1115/1.3670861.
13. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter // The Engineer. – 1958. – Vol. 205 (7). – P. 199–203.

14. *Litak G.* Chaotic vibrations in a regenerative cutting process // *Chaos Solitons & Fractals*. – 2002. – Vol. 13. – P. 1531–1535. – DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.
15. *Zakovorotny V., Gvindjiliya V.* Correlation of attracting sets of tool deformations with spatial orientation of tool elasticity and regeneration of cutting forces in turning // *Izvestiya VUZ. Applied Nonlinear Dynamics*. – 2022. – Vol. 30 (1). – P. 37–56. – DOI: 10.18500/0869-6632-2022-30-1-37-56.
16. Experimental and numerical investigation of burr formation in intermittent turning of AISI 4140 / H. Persson, M. Agmell, V. Bushlya, J. Stahl // *Procedia CIRP*. – 2017. – Vol. 58. – P. 37–42. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.165.
17. *Patel K.A., Brahmabhatt P.K.* A comparative study of the RSM and ANN models for predicting surface roughness in roller burnishing // *Procedia Technology*. – 2016. – Vol. 23. – P. 391–397. – DOI: 10.1016/j.protec.2016.03.042.
18. *Alam S.T., Tomal A.N.M., Nayeem M.K.* High-speed machining of Ti–6Al–4V: RSM-GA based optimization of surface roughness and MRR // *Results in Engineering*. – 2023. – Vol. 17. – P. 100873. – DOI: 10.1016/j.rineng.2022.100873.
19. *Abu-Mahfouz I., Rahman A.H.M.E., Banerjee A.* Surface roughness prediction in turning using three artificial intelligence techniques: A comparative study // *Procedia Computer Science*. – 2018. – Vol. 140. – P. 258–267. – DOI: 10.1016/j.procs.2018.10.322.
20. *Laghari R.A., Samir M.* Comprehensive approach toward IIoT based condition monitoring of machining processes // *Measurement*. – 2023. – Vol. 217. – P. 113004. – DOI: 10.1016/j.measurement.2023.113004.
21. Virtual process systems for part machining operations / Y. Altintas, P. Kersting, D. Biermann, E. Budak, B. Denkena, I. Lazoglu // *CIRP Annals*. – 2014. – Vol. 63 (2). – P. 585–605. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.
22. *Altintas Y., Eynian M., Onozuka H.* Identification of dynamic cutting force coefficients and chatter stability with process damping // *CIRP Annals*. – 2008. – Vol. 57 (1). – P. 371–374. – DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.048.
23. Virtual compensation of deflection errors in ball end milling of flexible blades / Y. Altintas, O. Tuysuz, M. Habibi, Z.L. Li // *CIRP Annals*. – 2008. – Vol. 57 (1). – P. 371–374. – DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.048.
24. *Kabaldin Y.G., Shatagin D.A., Kuzmishina A.M.* The development of a digital twin of a cutting tool for mechanical production // *Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*. – 2019. – Vol. 4. – P. 11–17. – DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
25. *Воронов С.А., Киселев И.А.* Нелинейные задачи динамики процессов резания // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2017. – № 2. – С. 9–23.
26. *Заковоротный В.Л., Бордачев Е.В.* Прогнозирование и диагностика качества обрабатываемой детали на токарных станках с ЧПУ // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. – 1996. – № 1. – С. 95–104.
27. *Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E.* Influence of spindle wobble in turning on the workpiece's surface topology // *Russian Engineering Research*. – 2018. – Vol. 38. – P. 818–823. – DOI: 10.3103/S1068798X18100192.
28. 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. Gubanova, V.V. Hristoforova // *Journal of Sound and Vibration*. – 2016. – Vol. 368. – P. 174–190. – DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
29. *Санкин Ю.Н., Санкин Н.Ю.* Устойчивость токарных станков при нелинейной характеристике процесса резания. – Ульяновск: УлГТУ, 2008. – 137 с.
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: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-31-46.
31. Моделирование динамической связи, формируемой процессом точения, в задачах динамики процесса резания (позиционная связь) / В.Л. Заковоротный, Д.Т. Фам, С.Т. Нгуен, М.Н. Рьжкин // *Вестник Донского государственного технического университета*. – 2011. – Т. 11, № 3 (54). – С. 301–311.
32. FEM to predict the effect of feed rate on surface roughness with cutting force during face milling of titanium alloy / M.H. Ali, B.A. Khidhir, M.N.M. Ansari, B. Mohamed // *Housing and Building National Research Center Journal*. – 2013. – Vol. 9 (3). – P. 263–269. – DOI: 10.1016/j.hbrcj.2013.05.003.

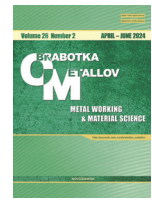
## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science





Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)







## Influence of dynamic characteristics of the turning process on the workpiece surface roughness

Valery Gvindjiliya<sup>a, \*</sup>, Evgeniy Fominov<sup>b</sup>, Denis Moiseev<sup>c</sup>, Ekaterina Gamaleeva<sup>d</sup>

Don State Technical University, 1 Gagarin square, Rostov-on-Don, 344000, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  [vvgvindjiliya@donstu.ru](mailto:vvgvindjiliya@donstu.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0165-7536>,  [fominoff83@mail.ru](mailto:fominoff83@mail.ru);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7186-7758>,  [denisey2003@mail.ru](mailto:denisey2003@mail.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-5829-4695>,  [belan\\_kate80@mail.ru](mailto:belan_kate80@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 18 December 2023

Revised: 22 February 2024

Accepted: 15 April 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Dynamics of the cutting process

Vibrations

Simulation model

Surface roughness

#### Funding

The study was supported by a grant within the framework of the «Nauka-2030».

### ABSTRACT

**Introduction.** The formation of the surface of a part when processing it on a metal-cutting machine is based on properly selected cutting modes. Complex methods of ensuring the specified quality of the part surface also take into account the tool geometry, its condition, and include corrections for tool deviation from the trajectory set by the CNC system under the influence of kinematic disturbances and spindle wavering. **Subject.** The paper analyzes the relationship between cutting modes and dynamic characteristics of the turning process, and its mapping into surface roughness. **The aim of the work** is to evaluate the influence of technological cutting modes taking into account the vibration activity of the tool on the roughness of the machined surface by means of simulation modeling. **Method and methodology.** Mathematical simulation of the dynamics of the cutting process is given, on the basis of which a digital simulation model is built. A methodology of using the simulation model for determining optimal cutting modes and predicting surface roughness taking into account tool vibrations is proposed. By means of experiments and analysis of the frequency characteristics of tool vibrations, the created model is validated, parameters of the cutting forces model subsystem and dynamic tool subsystem are specified, and geometrical topologies of the part surface are constructed. The calculated cutting forces are compared with experimental forces, and similar patterns and levels of characteristics are observed. An assessment of the optimality of the selected cutting modes is proposed based on the analysis of the tool vibration spectrum relative to the workpiece and the results of the numerical model simulation. **Results and Discussion.** A comparison of the results of digital modeling of the geometrical surface of the workpiece and the real surface obtained during the field experiment is given. It is shown that the roughness of the real surface obtained by machining with constant cutting modes varies relative to the surface roughness of the simulation model within the limits of not more than 0.066 μm.

**For citation:** Gvindjiliya V.E., Fominov E.V., Moiseev D.V., Gamaleeva E.I. Influence of dynamic characteristics of the turning process on the workpiece surface roughness. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 143–157. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-143-157. (In Russian).

### References

1. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
2. Tlustý J., Poláček A., Danek C., Spacek J. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen*. Berlin, Verlag Technik, 1962. 340 p.
3. Tabenkin A.N., Tarasov S.B., Stepanov S.N. *Sherokhovatost', volnistost', profil'. Mezhdunarodnyi opyt* [Roughness, waviness, profile. International experience]. St. Petersburg, Politekhnikeskii universitet Publ., 2007. 133 p.
4. Al-Ahmari A.M.A. Mathematical model for determining machining parameters in multipass turning operations with constraints. *International Journal of Production Research*, 2001, vol. 39 (15), pp. 3367–3376. DOI: 10.1080/00207540110052562.

#### \* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Ph.D. (Engineering), Senior Lecturer  
 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. Suslov A.G. *Kachestvo poverkhnostnogo sloya detalei mashin* [The quality of the surface layer of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2000. 320 p.
6. Suslov A.G. *Tekhnologicheskoe obespechenie parametrov sostoyaniya poverkhnostnogo sloya detalei* [Technological support of the parameters of the state of the surface layer of the part]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987. 206 p.
7. Demkin N.B. *Kachestvo poverkhnosti i kontakt detalei mashin* [Surface quality and contact of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 244 p.
8. Benga G.C., Abrao A.M. Turning of hardened 100Cr6 bearing steel with ceramic and PCBN cutting tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 143, pp. 237–241. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00346-7.
9. Choudhury I.A., El-Baradie M.A. Surface roughness prediction in the turning of high-strength steel by factorial design of experiments. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, vol. 67, pp. 55–61. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02818-X.
10. Upadhyay V., Jain P.K., Mehta N.K. In-process prediction of surface roughness in turning of Ti–6Al–4V alloy using cutting parameters and vibration signals. *Measurement*, 2013, vol. 46 (1), pp. 154–160. DOI: 10.1016/j.measurement.2012.06.002.
11. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation. *Transactions of American Society of Mechanical Engineers*, 1954, vol. 76, pp. 356–260.
12. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research. *Journal of Engineering for Industry*, 1965, vol. 87, pp. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.
13. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter. *The Engineer*, 1958, vol. 205 (7), pp. 199–203.
14. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process. *Chaos Solitons & Fractals*, 2002, vol. 13, pp. 1531–1535. DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.
15. Zakovorotny V., Gvindjiliya V. Correlation of attracting sets of tool deformations with spatial orientation of tool elasticity and regeneration of cutting forces in turning. *Izvestiya VUZ. Applied Nonlinear Dynamics*, 2022, vol. 30 (1), pp. 37–56. DOI: 10.18500/0869-6632-2022-30-1-37-56.
16. Persson H., Agmell M., Bushlya V., Stahl J. Experimental and numerical investigation of burr formation in intermittent turning of AISI 4140. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 58, pp. 37–42. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.165.
17. Patel K.A., Brahmabhatt P.K. A comparative study of the RSM and ANN models for predicting surface roughness in roller burnishing. *Procedia Technology*, 2016, vol. 23, pp. 391–397. DOI: 10.1016/j.protcy.2016.03.042.
18. Alam S.T., Tomal A.N.M., Nayeem M.K. High-speed machining of Ti–6Al–4V: RSM-GA based optimization of surface roughness and MRR. *Results in Engineering*, 2023, vol. 17, p. 100873. DOI: 10.1016/j.rineng.2022.100873.
19. Abu-Mahfouz I., Rahman A.H.M.E., Banerjee A. Surface roughness prediction in turning using three artificial intelligence techniques: A comparative study. *Procedia Computer Science*, 2018, vol. 140, pp. 258–267. DOI: 10.1016/j.procs.2018.10.322.
20. Laghari R.A., Samir M. Comprehensive approach toward IIoT based condition monitoring of machining processes. *Measurement*, 2023, vol. 217, p. 113004. DOI: 10.1016/j.measurement.2023.113004.
21. Altintas Y., Kersting P., Biermann D., Budak E., Denkena B. Virtual technological systems for parts processing operations. *CIRP Annals*, 2014, vol. 63 (2), pp. 585–605. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.
22. Altintas Y., Eynian M., Onozuka H. Identification of dynamic cutting force coefficients and chatter stability with process damping. *CIRP Annals*, 2008, vol. 57 (1), pp. 371–374. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.048.
23. Altintas Y., Tuysuz O., Habibi M., Li Z.L. Virtual compensation of deflection errors in ball end milling of flexible blades. *CIRP Annals*, 2008, vol. 57 (1), pp. 371–374. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.048.
24. Kabaldin Y.G., Shatagin D.A., Kuzmishina A.M. The development of a digital twin of a cutting tool for mechanical production. *Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2019, vol. 4, pp. 11–17. DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
25. 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.
26. Zakovorotny V.L., Bordachev E.V. Prognozirovanie i diagnostika kachestva obrabatyvaemoi detali na tokarnykh stankakh s ChPU [Prediction and diagnostics of the quality of the workpiece on CNC lathes]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 1996, no. 1, pp. 95–104.
27. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Influence of spindle wobble in turning on the workpiece's surface topology. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, pp. 818–823. DOI: 10.3103/S1068798X18100192.



28. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D., Gubanova A.A., Hristoforova 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.

29. Sankin Yu.N., Sankin N.Yu. *Ustoichivost' tokarnykh stankov pri nelineinoi kharakteristike protsessa rezaniya* [Stability of lathes with nonlinear characteristics of the cutting process]. Ulyanovsk, UISTU Publ., 2008. 137 p.

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: 10.17212/1994-6309-201921.4-31-46.

31. Zakovorotny V.L., Pham D.T., Nguyen X.Ch., Ryzhkin M.N. Modelirovanie dinamicheskoi svyazi, formiruemoi protsessom tocheniya, v zadachakh dinamiki protsessa rezaniya (pozitsionnaya svyaz') [Dynamic coupling modeling formed by turning in cutting dynamics problems (positional coupling)]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2011, vol. 11 (3), pp. 301–311.

32. Ali M.H., Khidhir B.A., Ansari M.N.M., Mohamed B. FEM to predict the effect of feed rate on surface roughness with cutting force during face milling of titanium alloy. *Housing and Building National Research Center Journal*, 2013, vol. 9 (3), pp. 263–269. DOI: 10.1016/j.hbrej.2013.05.003.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Моделирование конструкций сборного абразивного инструмента

Дмитрий Лобанов<sup>1, a, \*</sup>, Вадим Скиба<sup>2, b</sup>, Иван Голушов<sup>1, c</sup>, Валентин Смирнов<sup>1, d</sup>,  
 Егор Зверев<sup>2, e</sup>

<sup>1</sup> Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, г. Чебоксары, 428015, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4273-5107>, [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8242-2295>, [skeeba\\_vadim@mail.ru](mailto:skeeba_vadim@mail.ru);

<sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9757-1368>, [ivan.golyushov.97@mail.ru](mailto:ivan.golyushov.97@mail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2721-9849>, [vms53@inbox.ru](mailto:vms53@inbox.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4405-6623>, [zverev@corp.nstu.ru](mailto:zverev@corp.nstu.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.047

#### История статьи:

Поступила: 07 марта 2024

Рецензирование: 21 марта 2024

Принята к печати: 27 апреля 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Абразивный инструмент  
 Сборный шлифовальный круг  
 Конструкция инструмента  
 Моделирование

#### Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00945, <https://rscf.ru/project/23-29-00945/>

#### Благодарности

Исследования выполнены на оборудовании ИЦ «Проектирование и производство высокотехнологичного оборудования» и ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Одним из самых распространенных видов финишной обработки является шлифование. Шлифование позволяет получать поверхности с требуемыми качественными параметрами, это один из доступных и производительных способов при обработке высокопрочных и труднообрабатываемых материалов. Наиболее широкое применение в машиностроении для обработки изделий находят шлифовальные круги. Использование данного абразивного инструмента способствует увеличению производительности обработки за счет обеспечения съема значительного слоя материала. Кроме того, шлифовальные круги имеют более продолжительный срок службы и находят широкое применение при реализации гибридных технологий, основанных на совмещении механического (абразивного), электрического, химического и теплового воздействий в различном их сочетании. Разнообразие форм корпуса инструмента и видов абразива позволяет использовать круги в самых разнообразных сферах производства. Одним из способов анализа и проектирования нового инструмента является численное моделирование. В рамках данной научной работы было выбрано графовое моделирование, поскольку оно более наглядно и понятно отображает будущую конструкцию инструмента, что позволяет упростить процесс концептуального проектирования объекта по сравнению с другими видами моделирования. **Целью работы** является разработка методики графового моделирования сборного абразивного инструмента, позволяющей повысить эффективность инструментального обеспечения производства. **Методика исследований.** Теоретические исследования выполнены с использованием основных положений системного анализа, геометрической теории формирования поверхностей, проектирования режущего инструмента, теории графов, математического и компьютерного моделирования. Для решения вышеописанной задачи нами были изучены имеющиеся конструкции сборных шлифовальных кругов. Производился анализ видов абразивной части, методов закрепления абразивной режущей части на корпусе круга, применяемых материалов для изготовления корпуса, характеристик корпуса круга и схем крепления. **Результаты и обсуждения.** Разработана методика моделирования, основанная на теории графов. В результате анализа известных конструкций сборных абразивных инструментов выявлены их основные особенности, позволяющие описать конструкцию кругов. На основании полученных данных представлена обобщенная графовая модель сборного абразивного инструмента, интегрирующая в себе все составляющие компоненты и отображающая условную конструктивную связь между ними. Произведена апробация разработанной методики на примере двух конструкций сборных шлифовальных кругов. В процессе теоретических исследований было установлено, что эффективность проектирования сборного абразивного инструмента может быть повышена в 2–4 раза за счет применения разработанной методики моделирования.

**Для цитирования:** Моделирование конструкций сборного абразивного инструмента / Д.В. Лобанов, В.Ю. Скиба, И.С. Голушов, В.М. Смирнов, Е.А. Зверев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 158–173. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-158-173.

## Введение

С каждым годом повышаются требования к качеству продукции, выпускаемой машиностроительными предприятиями. Это, в свою очередь, приводит к внедрению в производство большего количества традиционных и гибридных технологий чистовой и доводочной обра-

#### \*Адрес для переписки

Лобанов Дмитрий Владимирович, д.т.н., профессор  
 Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова,  
 пр. Московский, 15,  
 428015, г. Чебоксары, Россия  
 Тел.: +7 908 303-47-45, e-mail: [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru)



ботки. Одним из самых распространенных видов финишной обработки является шлифование, которое в процессе формообразования обеспечивает получение поверхности с требуемыми качественными параметрами и представляет собой доступный и производительный способ обработки высокопрочных и труднообрабатываемых материалов [1–6].

Основу номенклатуры абразивных инструментов, которые изготавливаются и применяются в производственных процессах, составляют шлифовальные и отрезные круги, головки, бруски, а также другие, более редкие типы конструкций инструментов [7].

В машиностроении шлифовальные круги являются одними из наиболее востребованных инструментов для обработки деталей благодаря их высокой эффективности. Использование такого инструмента обеспечивает возможность съема значительного слоя материала. Кроме того, шлифовальные круги имеют более продолжительный срок службы и находят широкое применение в современных гибридных технологиях [8–17], совмещающих в себе механическое (абразивное), электрическое, химическое и тепловое воздействие в различном их сочетании [18–31], что позволяет достигать уникальных результатов в обработке. Благодаря разнообразию форм и типов абразивных материалов шлифовальные круги могут быть адаптированы под широкий спектр производственных задач и использоваться в самых различных сферах производства.

Выбор сборных шлифовальных кругов в качестве объекта исследований обусловлен рядом стратегических преимуществ, которые делают их применение выгодным и эффективным решением в различных областях промышленности.

**1. Экономия абразивного материала.** В сборных шлифовальных кругах основная часть состоит из корпуса, который может быть изготовлен из стали или алюминиевых сплавов. Это означает, что абразивный материал используется лишь в той части, которая непосредственно участвует в процессе шлифовки. Следовательно, более дорогие и качественные абразивные материалы применяются там, где это действительно необходимо, что способствует снижению расходов на абразивы.

**2. Возможность повторного использования корпуса.** Благодаря тому, что корпус сборного шлифовального круга не изнашивается в процессе эксплуатации (не находится непосредственно в контакте с обрабатываемой поверхностью), его можно использовать повторно, т. е. после износа абразивной части корпус можно оснастить новой, что снижает необходимость в полной замене круга и способствует экономии конструкционных материалов корпуса.

**3. Гибкость замены абразивной части.** Ещё одним значимым преимуществом является возможность варьирования абразива или его зернистости в зависимости от текущих задач с сохранением того же корпуса круга. Это делает сборные круги чрезвычайно гибкими и универсальными, а также поддерживает высокую эффективность их применения для выполнения разнообразных операций обработки, минимизируя необходимость использования специализированных инструментов [32–35].

Учитывая вышесказанное, сборные шлифовальные круги являются предпочтительным выбором для многих производственных задач. Их экономическая и технологическая эффективность делает эти инструменты приоритетными в условиях постоянно растущих требований к качеству обработки для сокращения производственных издержек и увеличения долговечности инструментов.

Одним из перспективных путей совершенствования сборных шлифовальных кругов является разработка конструкций, которые позволяют снизить выделение тепла в зоне обработки при шлифовании. Конструкции кругов с прерывистой рабочей частью способны снизить температуру в зоне обработки до приемлемых значений, при которых не происходит структурных и фазовых изменений в обрабатываемом материале [36–41].

Выбор абразивного круга играет немаловажную роль в процессе обработки детали [42–44], так как от его правильного выбора зависят производительность, качество обработанной поверхности, стоимость инструмента и, как следствие, изготавливаемой детали.

Однако в последнее время номенклатура сборных шлифовальных кругов стала настолько большой, что подобрать подходящий инструмент под конкретную задачу становится доста-

точно сложно. Для устранения данной проблемы требуется скрупулёзный анализ и верификация большого объема собранной информации. Иногда единственно возможным решением становится разработка новой уникальной конструкции инструмента, обеспечивающего требуемый результат.

Численное моделирование играет ключевую роль в анализе и разработке новых инструментов, оно включает в себя различные методы [45], каждый из которых имеет свои преимущества и области применения. В нашем исследовании в качестве предпочтительного метода мы выбрали графовое моделирование [46], поскольку созданная обобщенная модель позволяет не только эффективно анализировать и визуализировать взаимосвязи и зависимости между различными частями проектируемого абразивного инструмента, но и упрощает процесс идентификации ключевых элементов и их функционального назначения.

*Целью работы* является разработка методики графового моделирования сборного абразивного инструмента, позволяющей повысить эффективность инструментального обеспечения производства.

### Методика исследований

Теоретические исследования выполнены с использованием основных положений системного анализа, геометрической теории формирования поверхностей, конструирования режущего инструмента, теории графов, математического и компьютерного моделирования.

При укомплектовании производственного процесса шлифовальными кругами выбор конструктивных особенностей абразивного инструмента осуществляется на разных этапах:

- 1) выбор абразивного материала в зависимости от поставленной задачи;
- 2) поиск необходимого типа профиля круга с учетом его промышленного назначения;
- 3) разработка новой конструкции сборного шлифовального круга.

Достижение требуемых показателей качества обрабатываемой поверхности и производительности в процессе шлифования в большинстве своем зависит от применяемого круга и его характеристик: сочетания обрабатываемого

и абразивного материалов, размеров, особенностей конструкции круга, а также условий и режимов обработки. Каждая из вышеописанных характеристик оказывает определенное влияние на процесс обработки изделия.

Особое влияние на процесс шлифования и достижение требуемых качественных показателей изделия оказывают выбор абразивного материала и определение оптимальной зернистости. При этом важно сохранить высокую производительность процесса шлифования [47–49].

Использование моделирования конструктивного решения обеспечивает возможность проведения выбора и анализа инструмента на различных этапах конструкторской, технологической и инструментальной подготовки производства. Нами была разработана методика моделирования, основанная на теории графов, с целью эффективного решения поставленных задач.

Для решения вышеописанной задачи нами были изучены существующие конструкции сборных шлифовальных кругов. Осуществлен анализ видов абразивной части, методов закрепления абразивной режущей части на корпусе круга, применяемых материалов для изготовления корпуса, характеристик корпуса круга и схем крепления [50]. В результате проведенного анализа выявлены основные элементы, которые позволяют описать конструктивные особенности сборного шлифовального круга.

Абразивная часть шлифовального круга описывается следующими элементами: конструкция исполнения абразивной части – цельная или сегментная; размерные характеристики абразивной части, позволяющие определить размеры и точность изготовления шлифовальных абразивных элементов; абразивный материал; твердость круга; зернистость; связка; форма элементов и их количество.

Корпусную часть характеризуют тип профиля, размерные параметры корпуса, материал корпуса (стальные и алюминиевые сплавы), наличие или отсутствие покрытия.

Крепежная часть характеризуется способом крепления: вид соединения абразивной части с корпусной частью; наличие либо отсутствие регулировочных и крепежных винтов, их количество (при наличии); размерные параметры крепежной части.

Помимо этого, в модели имеется информация о назначении круга, классе неуравновешенности, классе точности, максимальной скорости, а также об изготовителе.

Исходя из изученных данных нами построена обобщенная графовая модель конструкций сборного шлифовального инструмента, содержащая все составляющие компоненты, которые входят в конструкции различных сборных шлифовальных кругов, и отображающая условную конструктивную связь.

Конструкция шлифовального круга представляет собой систему отдельных частей конструкции круга, взаимосвязанных между собой компонентов, и представлена в виде ориентированного графа

$$\Gamma = (X, E),$$

где  $X$  – вершины,  $E$  – иллюстрация множества  $X$  в  $X$  или взаимосвязи между вершинами графа (представленная линиями соединения).

Связь между элементами круга и их характеристиками показана вершинно-реберными связями  $\{X_1, l_{x1}\}$ ,  $\{X_2, l_{x2}\}$ , ... и т. д. Каждое ребро связанного графа представляет собой множество вершин, которое описано подмножеством вершин и подмножеством ребер.

Ребро графа  $l_i$  является набором вершин графа  $l_i X_i$  и одновременно состоит из элементов  $X_1, X_2, \dots, X_n$ , которые также могут быть множествами (рис. 1). Таким образом,  $l_i = \bigcup_{i=1}^n X_i$ .

Рассмотрим ориентацию ребер и вершин графа  $\Gamma = (X, E)$ .

Шлифовальный круг в нашем случае показан в виде следующих частей и характеристик: абразивной части (вершина  $X_1$ ), корпуса (вершина  $X_2$ ), крепления (вершина  $X_3$ ), класса неуравновешенности (вершина  $X_4$ ), класса точности (вершина  $X_5$ ), максимальной скорости (вершина  $X_6$ ), изготовителя круга (вершина  $X_7$ ), прочих параметров (дополнения, примечания – вершина  $X_8$ ) и иных элементов (вершины  $X_9 \dots X_n$ ). Эта совокупность представлена множеством  $l_X$ :

$$l_X = \bigcup_{i=1}^n X_i.$$

Абразивная часть (вершина  $X_1$ ) описана параметрами  $l_{X_1}$ , которые являются вершинами ребра:  $X_{11}$  – конструкция исполнения абразивной части;  $X_{12}$  – геометрические размеры;  $X_{13}$  – абразивный материал;  $X_{14}$  – зернистость;  $X_{15}$  – дру-

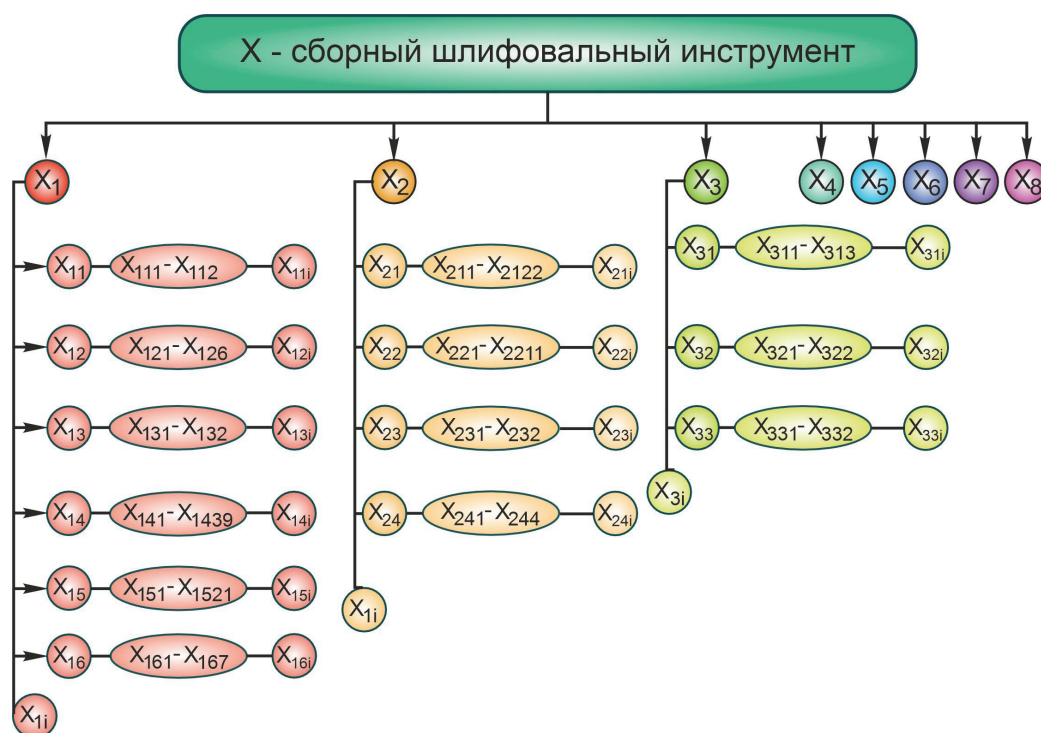


Рис. 1. Графовая модель сборного круга

Fig. 1. Graph-based model of a modular wheel



гие параметры. Эта часть представлена множеством  $l_{X_1}$ :

$$l_{X_1} = \bigcup_{i=1}^n X_{1i}.$$

Конструкция исполнения абразивной части (вершина  $X_{11}$ ) описана параметрами, которые являются вершинами ребра  $l_{X_{11}}$ :  $X_{111}$  – цельная режущая часть;  $X_{112}$  – прерывистая (сегментная);  $X_{nt}X_{11}$  – иные варианты исполнения. Эта часть представлена в виде множества  $l_{X_{11}}$ :

$$l_{X_{11}} = \bigcup_{i=1}^n X_{11i}.$$

Размеры абразивной части (вершина  $X_{12}$ ) описаны параметрами, которые являются вершинами графа  $l_{X_{12}}$ :  $X_{121}$  – форма вставки;  $X_{122}$  – размеры вставки;  $X_{123}$  – высота абразивного слоя;  $X_{124}$  – ширина абразивного слоя;  $X_{125}$  – форма абразивного слоя;  $X_{126}$  – конструкция вставки;  $X_{nt}X_{12}$  – другие параметры. Эта совокупность представлена в виде множества  $l_{X_{12}}$ :

$$l_{X_{12}} = \bigcup_{i=1}^n X_{12i}.$$

Абразивный материал (вершина  $X_{13}$ ) целесообразно представить в виде следующих вариантов, являющихся вершинами графа  $l_{X_{13}}$ :  $X_{131}$  – природные (естественные);  $X_{1311}$  – алмаз;  $X_{1312}$  – корунд;  $X_{1313}$  – наждак;  $X_{1314}$  – пемза;  $X_{1315}$  – кварц;  $X_{132}$  – искусственные (синтетические);  $X_{1321}$  – синтетический алмаз;  $X_{1322}$  – карбид кремния (карборунд);  $X_{1323}$  – карбид бора;  $X_{1324}$  – эльбор;  $X_{1325}$  – кубический нитрид бора;  $X_{1326}$  – электрокорунд;  $X_{1327}$  – нормальный электрокорунд;  $X_{1328}$  – белый электрокорунд;  $X_{1329}$  – монокорунд;  $X_{13210}$  – циркониевый электрокорунд;  $X_{13211}$  – легированный электрокорунд. Эта совокупность представлена в виде множества  $l_{X_{13}}$ :

$$l_{X_{13}} = \bigcup_{i=1}^n X_{13i}.$$

Зернистость (вершина  $X_{14}$ ) представлена различными вариантами исполнения, являющимися вершинами графа  $l_{X_{14}}$ :  $X_{141}$  – F4;  $X_{142}$  – F5;  $X_{143}$  – F6;  $X_{144}$  – F7;  $X_{145}$  – F8;  $X_{146}$  – F10;  $X_{147}$  –

F12;  $X_{148}$  – F14;  $X_{149}$  – F16;  $X_{1410}$  – F20;  $X_{1411}$  – F22;  $X_{1412}$  – F24;  $X_{1413}$  – F30;  $X_{1414}$  – F36;  $X_{1415}$  – F40;  $X_{1416}$  – F46;  $X_{1417}$  – F54;  $X_{1418}$  – F60;  $X_{1419}$  – F70;  $X_{1420}$  – F80;  $X_{1421}$  – F90;  $X_{1422}$  – F100;  $X_{1423}$  – F120;  $X_{1424}$  – F150;  $X_{1425}$  – F180;  $X_{1426}$  – F220;  $X_{1427}$  – F230;  $X_{1428}$  – F240;  $X_{1429}$  – F280;  $X_{1430}$  – F320;  $X_{1431}$  – F360;  $X_{1432}$  – F400;  $X_{1433}$  – F500;  $X_{1434}$  – F600;  $X_{1435}$  – F800;  $X_{1436}$  – F1000;  $X_{1437}$  – F1200;  $X_{1438}$  – F1500;  $X_{1439}$  – F2000;  $X_{nt}X_{14}$  – другие варианты. Эта совокупность представлена в виде множества  $l_{X_{14}}$ :

$$l_{X_{14}} = \bigcup_{i=1}^n X_{14i}.$$

Твердость круга (вершина  $X_{15}$ ) со стандартом DIN ISO 525 описывается следующими параметрами, служащими вершинами ребра  $l_{X_{15}}$ :  $X_{151}$  – F;  $X_{152}$  – G;  $X_{153}$  – H;  $X_{154}$  – I;  $X_{155}$  – J;  $X_{156}$  – K;  $X_{157}$  – L;  $X_{158}$  – M;  $X_{159}$  – N;  $X_{1510}$  – O;  $X_{1511}$  – P;  $X_{1512}$  – Q;  $X_{1513}$  – R;  $X_{1514}$  – S;  $X_{1515}$  – T;  $X_{1516}$  – U;  $X_{1517}$  – X;  $X_{1518}$  – Y;  $X_{1519}$  – Z;  $X_{1520}$  – V;  $X_{1521}$  – W;  $X_{nt}X_{15}$  – другие варианты. Эта совокупность представлена в виде множества  $l_{X_{15}}$ :

$$l_{X_{15}} = \bigcup_{i=1}^n X_{15i}.$$

Вид связки (вершина  $X_{16}$ ):  $X_{161}$  – металлические,  $X_{1611} \dots X_{161n}$  – маркировка;  $X_{162}$  – керамические,  $X_{1621} \dots X_{162n}$  – маркировка;  $X_{163}$  – силикатные,  $X_{1631} \dots X_{163n}$  – маркировка;  $X_{164}$  – магнезиальные,  $X_{1641} \dots X_{164n}$  – маркировка;  $X_{165}$  – бакелитовая,  $X_{1651} \dots X_{165n}$  – маркировка;  $X_{166}$  – вулканитовая,  $X_{1661} \dots X_{166n}$  – маркировка;  $X_{167}$  – грифталева,  $X_{1671} \dots X_{167n}$  – маркировка. Эта совокупность параметров представлена в виде множества  $l_{X_{16}}$ :

$$l_{X_{16}} = \bigcup_{i=1}^n X_{16i}.$$

Для кругов с абразивным материалом алмазом (синтетическим или природным) учитываются также концентрация алмаза (вершины  $X_{13111}$  и  $X_{13211}$ ) и параметры, образующие вершину графа  $l_{X_{13111}}$ :  $X_{131111}$  – 25 %;  $X_{131112}$  – 50 %;  $X_{131113}$  – 75 %;  $X_{131114}$  – 100 %;  $X_{131115}$  – 150 %;  $X_{nt}X_{13111}$  – другие варианты.

Корпус сборных кругов (ГОСТ Р 52781–2007) (вершина  $X_2$ ) описывается следующими параметрами, образующими вершины ребра  $l_{X_2}$ :  $X_{21}$  –



тип профиля;  $X_{22}$  – размерные параметры корпуса;  $X_{23}$  – материал корпуса;  $X_{24}$  – износостойкое покрытие и упрочнение;  $X_{nl}X_{21}$  – другие параметры. Эта совокупность описывается множеством  $I_{X_2}$ :

$$I_{X_2} = \bigcup_{i=1}^n X_i.$$

$X_{21}$  – тип профиля, где  $X_{211}$  – тип 1;  $X_{212}$  – тип 2;  $X_{213}$  – тип 3;  $X_{214}$  – тип 4;  $X_{215}$  – тип 5;  $X_{216}$  – тип 6;  $X_{217}$  – тип 7;  $X_{218}$  – тип 10;  $X_{219}$  – тип 11;  $X_{21101}$  – тип 12;  $X_{21102}$  – тип 14;  $X_{2111}$  – тип 20;  $X_{2112}$  – тип 21;  $X_{2113}$  – тип 22;  $X_{2114}$  – тип 23;  $X_{2115}$  – тип 24;  $X_{2116}$  – тип 25;  $X_{2117}$  – тип 26;  $X_{2118}$  – тип 35;  $X_{2119}$  – тип 36;  $X_{2120}$  – тип 37;  $X_{2121}$  – тип 38;  $X_{2122}$  – тип 39. Типы профиля описываются множеством  $I_{X_{21}}$ :

$$I_{X_{21}} = \bigcup_{i=1}^n X_{21i}.$$

$X_{22}$  – размерные параметры корпуса:  $X_{221}$  – наружный диаметр круга;  $X_{222}$  – диаметр посадочного отверстия;  $X_{223}$  – диаметр опорного торца;  $X_{224}$  – толщина базовой части корпуса;  $X_{225}$  – диаметр внутренней выточки;  $X_{226}$  – радиус;  $X_{227}$  – внешний угол корпусного конуса;  $X_{228}$  – высота круга;  $X_{229}$  – высота рабочей части;  $X_{2210}$  – ширина рабочей части;  $X_{2211}$  – рабочий угол. Эта совокупность параметров представлена в виде множества  $I_{X_{22}}$ :

$$I_{X_{22}} = \bigcup_{i=1}^n X_{22i}.$$

$X_{23}$  – материал корпуса:  $X_{231}$  – стали конструкционные;  $X_{2311}$  – сталь 3;  $X_{2312}$  – Ст-20;  $X_{2313}$  – Ст-25;  $X_{2314}$  – Ст-30;  $X_{2315}$  – Ст-35;  $X_{2316}$  – Ст-45;  $X_{2317}$  – У8А;  $X_{2318}$  – 9ХФ;  $X_{232}$  – алюминиевые сплавы;  $X_{2321}$  – АК6;  $X_{2322}$  – Д16. Перечисленные параметры описываются множеством  $I_{X_{23}}$ :

$$I_{X_{23}} = \bigcup_{i=1}^n X_{23i}.$$

$X_{24}$  – износостойкое покрытие и упрочнение:  $X_{241}$  – вид упрочнения;  $X_{242}$  – глубина упрочнения;  $X_{243}$  – материал покрытия;  $X_{244}$  – толщина покрытия;  $X_{nl}X_{24}$  – другие варианты. Эта совокупность параметров представлена в виде множества  $I_{X_{24}}$ :

$$I_{X_{24}} = \bigcup_{i=1}^n X_{24i}.$$

Крепление абразивной части сборных шлифовальных кругов (вершина  $X_3$ ) описывается параметрами, образующими вершину графа  $I_{X_3}$ :

$X_{31}$  – вид соединения абразивной части с корпусом,  $X_{32}$  – регулировочные винты,  $X_{33}$  – крепежные винты. Крепежная часть представлена в виде множества  $I_{X_3}$ :

$$I_{X_3} = \bigcup_{i=1}^n X_{3i}.$$

$X_{31}$  – вид соединения абразивной части с корпусом:  $X_{311}$  – механическое;  $X_{3111}$  – крепление радиальным винтом;  $X_{3112}$  – крепление осевой гайкой;  $X_{3113}$  – крепление осевым болтом;  $X_{3114}$  – крепление радиальной гайкой;  $X_{312}$  – паяное;  $X_{3121}$  – припой ПСр 40;  $X_{3122}$  – припой ПСр 50;  $X_{313}$  – клеевое;  $X_{3131}$  – фенолкаучуковый клей (ВК-32-20);  $X_{3132}$  – эпоксидная смола (ЭД-6). Перечисленные способы соединения представлены в виде множества  $I_{X_{31}}$ :

$$I_{X_{31}} = \bigcup_{i=1}^n X_{31i}.$$

$X_{32}$  – регулировочные винты:  $X_{321}$  – количество винтов;  $X_{322}$  – параметры резьбы. Описываются множеством  $I_{X_{32}}$ :

$$I_{X_{32}} = \bigcup_{i=1}^n X_{32i}.$$

$X_{33}$  – крепежные винты:  $X_{331}$  – количество винтов;  $X_{332}$  – параметры резьбы;  $X_{nl}X_{33}$  – другие составляющие. Описываются множеством  $I_{X_{33}}$ :

$$I_{X_{33}} = \bigcup_{i=1}^n X_{33i}.$$

Класс неуравновешенности (1, 2, 3, 4) обозначен вершиной  $X_4$ .

Класс точности (АА, А, Б) обозначен вершиной  $X_5$ .

Максимально разрешенная скорость обработки обозначена вершиной  $X_6$ .

Завод-изготовитель обозначен вершиной  $X_7$ .

Дополнительные параметры (примечания, дополнения) представлены вершиной  $X_8$ .

Графовая структура, предложенная для описания вариантов конструкций шлифовальных кругов, позволяет разбить любую конструкцию на составляющие компоненты для получения полного представления о круге.

Как было отмечено ранее, при точном определении вершин графа любую конструкцию круга можно представить в виде матрицы **B**, которая соответствует графовой модели:

$$B = \begin{pmatrix} b_{11} & b_{12} & \dots & b_{1j} \\ b_{21} & b_{22} & \dots & b_{2j} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ b_{i1} & b_{i2} & \dots & b_{ij} \end{pmatrix},$$

где  $b_{ij} = \begin{cases} 1, & \text{если } v_{ij} \in v_n; \\ 0, & \text{если } v_{ij} \notin v_n. \end{cases}$

Чтобы показать связь между процессом проектирования шлифовального круга и задачами, для решения которых подбираются оптимальные параметры, и служит в данном случае матрица **B**.

Преобразование графовой модели в матричную форму позволит создать единую базу данных конструкций шлифовальных кругов, что, в свою очередь, будет способствовать систематизации имеющихся в наличии у предприятий шлифовальных кругов. Кроме того, данная модель может быть расширена при разработке конструкций с новыми компонентами.

### Результаты и их обсуждение

С использованием вышеописанной методики проведено моделирование двух конструкций сборных шлифовальных кругов с различными размерами, способами крепления абразивной части и другими особенностями конструкции.

$$B_1 = \begin{matrix} X_1 \\ X_2 \\ X_3 \end{matrix} \begin{vmatrix} X_{111} & X_{121} & X_{122} & X_{123} & X_{124} & X_{126} & X_{1321} & X_{13214} & X_{1423} & X_{152} & X_{1652} \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{vmatrix}$$

$$\begin{vmatrix} X_{216} & X_{221} & X_{222} & X_{223} & X_{224} & X_{225} & X_{228} & X_{229} & X_{2210} & X_{2322} & X_{3131} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{vmatrix}.$$

Далее по аналогии проанализируем другую конструкцию сборного абразивного инструмента.

Первая конструкция сборного шлифовального круга представлена кругом алмазным типа 6A2 (рис. 2).

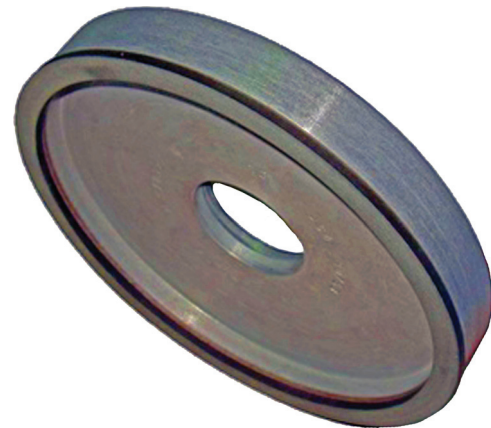


Рис. 2. Круг алмазный плоскошлифовальный типа 6A2

Fig. 2. Surface diamond grinding wheel type 6A2

Этот круг имеет цельную абразивную часть в виде кольца, закрепленную на корпусе при помощи фенолкаучукового клея. Абразивная часть состоит из бакелитовой В2-01 связки и синтетического алмаза. Корпусная часть изготовлена из алюминиевого сплава Д16 и имеет тип 6 с размерами корпуса 200×20×4×29×76 мм. Круг имеет максимальную разрешенную скорость обработки 50 м/с.

Модель данного круга показана на рис. 3.

Теперь представим эту модель в виде упрощенной матрицы **B<sub>1</sub>**. Матрица имеет только те элементы, которые присутствуют в данной конкретной модели круга, а компоненты, которые не входят в конструкцию, не учитываем. За счет этого матрица сокращается:

Следующий круг предназначен для алмазно-абразивной обработки [8, 51–52] и представлен на рис. 4.



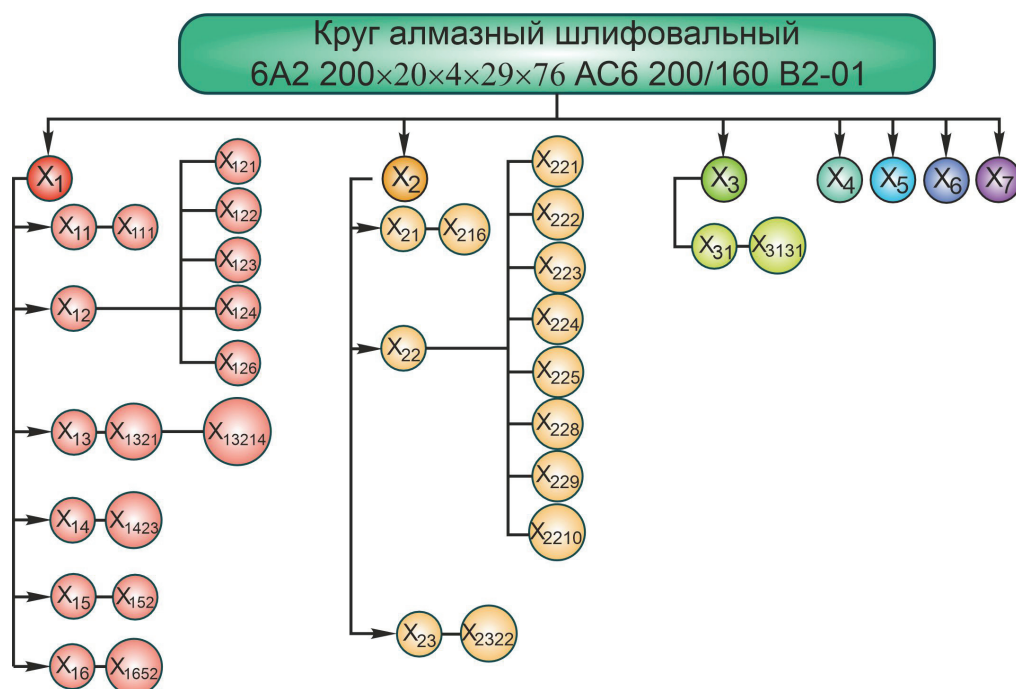


Рис. 3. Графовая модель круга 6A2 200×20×4×29×76 AC6 200/160 B2-01

Fig. 3. Graph-based model of the wheel type 6A2 200×20×4×29×76 AC6 200/160 B2-01

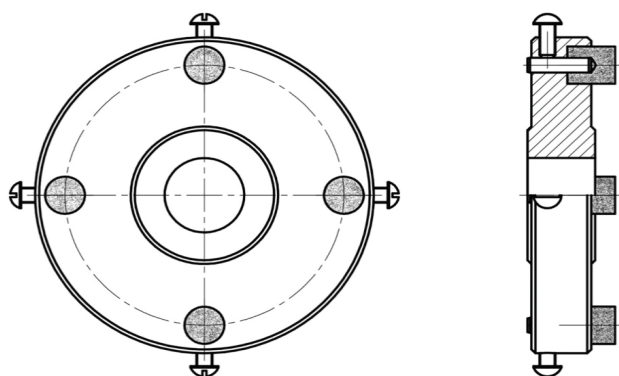


Рис. 4. Шлифовальный круг для алмазно-абразивной обработки

Fig. 4. Grinding wheel for diamond abrasive machining

Этот круг имеет прерывистую (сегментную) абразивную часть в виде цилиндрических головок, закрепленных в корпусе при помощи радиальных винтов. Абразивная часть состоит из бакелитовой B2-01 связки и синтетического алмаза. Корпусная часть изготовлена из стали и имеет тип 36 с размерами корпуса 250×10×7×34×51 мм. Круг имеет максимальную разрешенную скорость обработки 270 м/с.

Графовая модель данного круга показана на рис. 5.

Теперь по аналогии строим матрицу  $B_2$ , описывающую данную конструкцию круга:

$$B_2 = \begin{matrix} X_1 \\ X_2 \\ X_3 \end{matrix} \left| \begin{array}{cccccccccccc} X_{112} & X_{121} & X_{122} & X_{123} & X_{124} & X_{126} & X_{1321} & X_{13214} & X_{1423} & X_{152} & X_{1652} \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{array} \right.$$

$$\begin{matrix} X_{216} & X_{221} & X_{222} & X_{223} & X_{224} & X_{225} & X_{228} & X_{229} & X_{2210} & X_{2322} & X_{3111} & X_{321} & X_{322} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 1 & 1 \end{matrix} \left| \right.$$

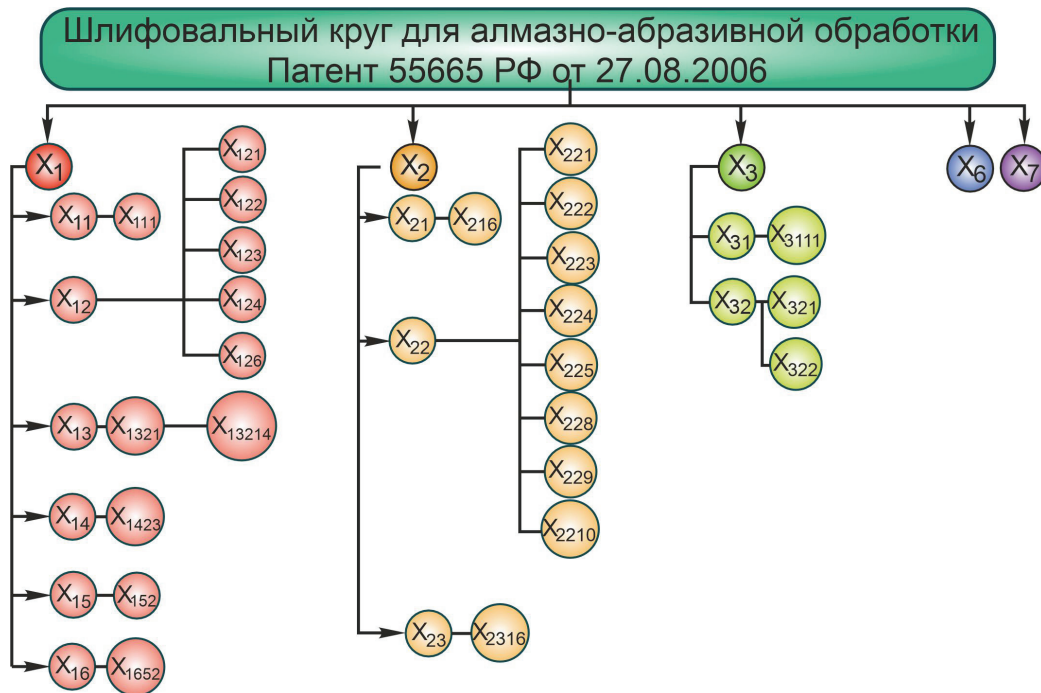


Рис. 5. Графовая модель шлифовального круга для алмазно-абразивной обработки

Fig. 5. Graph-based model of the wheel for diamond abrasive machining

При сравнении этих моделей можно наглядно увидеть конструктивную разницу. В рассматриваемом случае на модели отличаются ветви  $X_3$  (рис. 3 и 5), которые описывают крепежную часть, поскольку крепление абразивной части кардинально отличается. Это видно как на графах, так и на матрицах  $\mathbf{B}_1$  и  $\mathbf{B}_2$ , которые описывают данные модели. Таким образом, показано, что каждая конструкция круга индивидуальна и при смене хотя бы одного конструктивного элемента модель круга также меняется.

### Заклучение

Предложена методика моделирования сборного абразивного инструмента, основанная на теории графов и матричного анализа, позволяющая проводить анализ, синтез конструктивных решений и повышать эффективность инструментального обеспечения производства изделий из высокопрочных и труднообрабатываемых материалов традиционными или гибридными технологиями обработки.

Обобщенная графовая модель представляет собой инновационный подход к проектированию и анализу сборного абразивного инструмента. Она включает в себя все ключевые конструктивные элементы и характеристики, ко-

торые могут применяться в таких инструментах. Основное преимущество модели – ее гибкость и расширяемость, благодаря чему она может быть легко обновлена или дополнена новыми компонентами, соответствующими текущим или будущим требованиям к сборному абразивному инструменту. Эта модель позволяет не только визуализировать существующие конструкции абразивного инструмента, но и экспериментировать с созданием новых вариантов конструкций путем добавления, изменения или удаления определенных элементов. Подобный графический подход облегчает понимание взаимодействия между различными компонентами инструмента и их влияния на общие характеристики и эффективность инструмента. Одной из наиболее важных характеристик обобщенной графовой модели является ее способность к представлению конечной информации о конструктивном решении в матричном виде. Это не только позволяет систематизировать и структурировать информацию об абразивных инструментах, но и облегчает процесс анализа, синтеза и выбора оптимального инструментария. Матричная форма представления информации обеспечивает возможность учета специфических характеристик каждого инструмента, она является эффективным средством для управления ассор-

тиментом инструментального обеспечения на предприятии. Это играет ключевую роль в оптимизации производственных процессов и повышении их эффективности за счет максимально обоснованного подбора инструментов.

Произведена апробация разработанной методики проектирования на примере реализации модели для двух конструкций сборных шлифовальных кругов. В результате проведенных теоретических исследований было установлено, что применение разработанной методики моделирования может повысить эффективность проектирования сборного абразивного инструмента в 2–4 раза (в зависимости от сложности конструкции инструмента).

### Список литературы

1. *Старков В.К.* Шлифование высокопористыми кругами. – М.: Машиностроение, 2007. – 688 с. – ISBN 978-5-217-03386-7.
2. Влияние на вероятность удаления материала относительных вибраций абразивного инструмента и заготовки при чистовом шлифовании / С.М. Братан, С.И. Рощупкин, А.С. Часовитина, К. Гупта // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 33–47. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-33-47.
3. Керамические нанокompозиты на основе диборида циркония / Е.Г. Скрипняк, Д.В. Лобанов, В.В. Скрипняк, А.С. Янющкин, В.А. Скрипняк, Д.А. Рычков // *Системы. Методы. Технологии*. – 2011. – № 2 (10). – С. 95–98.
4. *Саютин Г.И., Носенко В.А., Богомолов Н.И.* Выбор инструмента и СОЖ при шлифовании титановых сплавов // *Станки и инструмент*. – 1981. – № 11. – С. 15–17.
5. Шлифовальный инструмент на основе силикокарбида титана / Г.И. Смагин, В.Н. Филимоненко, Н.Д. Яковлев, М.А. Корчагин, В.Ю. Скиба // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2011. – № 1 (50). – С. 27–30.
6. *Новоселов Ю.К., Братан С.М., Богуцкий В.Б.* Влияние случайной составляющей отклонений профиля инструмента на динамику процесса круглого наружного шлифования // *Наукоёмкие технологии в машиностроении*. – 2016. – № 5 (59). – С. 10–17.
7. Повышение эффективности концевой алмазного абразивного инструмента на металлической связке за счет совершенствования технологии изготовления / В.М. Смирнов, Д.В. Лобанов, В.Ю. Скиба, И.С. Голюшов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 66–80. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-66-80.
8. Высокоскоростное шлифование жаропрочного никелевого сплава ЖС6-К / А.Ю. Попов, Д.С. Реченко, К.В. Аверков, В.А. Сергеев // *СТИН*. – 2012. – № 2. – С. 32–34.
9. *Макаров В.М.* Комплексированные технологические системы: перспективы и проблемы внедрения // *Ритм: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация*. – 2011. – № 6 (64). – С. 20–23.
10. *Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V.* Research of influence of electric conditions of the combined electro-diamond machining on quality of grinding of hard alloys // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2015. – Vol. 91. – P. 012051. – DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012051.
11. *Mitsuishi M., Ueda K., Kimura F.* Manufacturing systems and technologies for the new frontier: the 41st CIRP Conference on Manufacturing Systems, May 26–28, Tokyo. – London: Springer-Verlag, 2008. – 556 p. – ISBN 978-1-84800-267-8. – DOI: 10.1007/978-1-84800-267-8.
12. Hybrid processes in manufacturing / В. Lauwers, F. Klocke, A. Klink, A.E. Tekkaya, R. Neugebauer, D. Mcintosh // *CIRP Annals*. – 2014. – Vol. 63 (2). – P. 561–583. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.003.
13. *Garro O., Martin P., Veron M.* Shiva a multiarms machine tool // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 1993. – Vol. 42 (1). – P. 433–436. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62479-2.
14. *Скиба В.Ю.* Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 62–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.
15. *Brecher C., Özdemir D.* Integrative production technology: theory and applications. – Cham: Springer International, 2017. – 1100 p. – ISBN 978-3-319-47451-9. – ISBN 978-3-319-47452-6. – DOI: 10.1007/978-3-319-47452-6.
16. *Moriwaki T.* Multi-functional machine tool // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 2008. – Vol. 57 (2). – P. 736–749. – DOI: 10.1016/j.cirp.2008.09.004.
17. *Иванцовский В.В., Скиба В.Ю.* Гибридное металлообрабатывающее оборудование. Технологические аспекты интеграции операций поверхностной закалки и абразивного шлифования. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2019. – 348 с. – ISBN 978-5-7782-3988-3.
18. *Yamazaki T.* Development of a hybrid multi-tasking machine tool: integration of additive manufacturing technology with CNC machining // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 42. – P. 81–86. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.193.

19. Sun S., Brandt M., Dargusch M.S. Thermally enhanced machining of hard-to-machine materials – A review // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2010. – Vol. 50 (8). – P. 663–680. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2010.04.008.
20. Advances in laser assisted machining of hard and brittle materials / K. You, G. Yan, X. Luo, M.D. Gilchrist, F. Fang // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 58. – P. 677–692. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.034.
21. Скиба В.Ю., Иванцовский В.В. Повышение эффективности поверхностно-термического упрочнения деталей машин в условиях совмещения обрабатываемых технологий, интегрируемых на единой станочной базе // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 45–71. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-45-71.
22. Борисов М.А., Лобанов Д.В., Яньюшкин А.С. Гибридная технология электрохимической обработки сложнопрофильных изделий // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 25–34. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.1-25-34.
23. Макаров В.М., Лукина С.В. Уникальная синергия гибридных станков // *Ритм: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация*. – 2016. – № 8. – С. 18–25.
24. Madhavulu G., Ahmed B. Hot machining process for improved metal removal rates in turning operations // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1994. – Vol. 44. – P. 199–206. – DOI: 10.1016/0924-0136(94)90432-4.
25. Laser-assisted grinding of silicon nitride ceramics: Micro-groove preparation and removal mechanism / C. Wu, T. Zhang, W. Guo, X. Meng, Z. Ding, S.Y. Liang // *Ceramics International*. – 2022. – Vol. 48 (21). – P. 32366–32379. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.07.180.
26. Rao T.B. Reliability analysis of the cutting tool in plasma-assisted turning and prediction of machining characteristics // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. – 2020. – Vol. 20. – P. 1020–1034. – DOI: 10.1080/14484846.2020.1769458.
27. Cryogenic and hybrid induction-assisted machining strategies as alternatives for conventional machining of refractory tungsten and niobium / M. Olsson, V. Akujärvi, J.-E. Ståhl, V. Bushlya // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2021. – Vol. 97. – P. 105520. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105520.
28. Boivie K., Karlsen R., Ystgaard P. The concept of hybrid manufacturing for high performance parts // *South African Journal of Industrial Engineering*. – 2012. – Vol. 23, iss. 2. – P. 106–115.
29. Патент на полезную модель №145108 U1 Российская Федерация, МПК В23Н 5/10. Абразивный круг для электрохимического шлифования с параллельным расположением токопроводящих вставок: № 2014105639/02: заявл. 14.02.2014: опубл. 10.09.2014 / А.С. Яньюшкин, Д.А. Рычков, Д.В. Лобанов, В.Ю. Попов, А.А. Сурьев, П.В. Архипов, А.М. Кузнецов, О.И. Медведева; заявитель Братский государственный университет.
30. The research into the effect of conditions of combined electric powered diamond processing on cutting power / D.V. Lobanov, P.V. Arkhipov, A.S. Yanyushkin, V.Yu. Skeebe // *Key Engineering Materials*. – 2017. – Vol. 736. – P. 81–85. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.736.81.
31. Патент № 2489236 С2 Российская Федерация, МПК В23Н 5/06. Способ электроабразивной обработки токопроводящим кругом: № 2011122895/02: заявл. 06.06.2011: опубл. 10.08.2013 / В.А. Мишин, М.А. Борисов, Д.В. Александров.
32. Албагачиев А.Ю., Яиков В.А. Внутреннее шлифование на основе сборных абразивных кругов // *РИТМ: Ремонт. Инновации. Технологии. Модернизация*. – 2014. – № 5 (93). – С. 102–104.
33. Козлов А.М., Долгих П.П., Косых А.Е. Влияние несимметричности хвостовика на работу сборного прерывистого шлифовального круга // *Современные фундаментальные и прикладные исследования*. – 2011. – № 3. – С. 72–76.
34. Косых А.Е. Влияние угла поворота сегмента сборного круга с упруго-демпфирующим элементом на производительность шлифования // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2011. – № 2-3 (286). – С. 3–6.
35. Худобин Л.В., Муслина Г.Р., Правиков Ю.М. Сборные шлифовальные круги и их технологические возможности // *Справочник. Инженерный журнал*. – 2019. – № 6 (267). – С. 21–29. – DOI: 10.14489/hb.2019.06.pp.021-029.
36. Богущкий В.Б. Оценка применения абразивного инструмента с прерывистой поверхностью для заточки инструментов из быстрорежущих сталей // *Журнал технических исследований*. – 2019. – Т. 5, № 4. – С. 3–8.
37. Roshchupkin S., Kharchenko A. Method of building dynamic relations, estimating product and grinding circle shape deviations // *MATEC Web of Conferences*. – 2018. – Vol. 224. – P. 01001. – DOI: 10.1051/matecconf/201822401001.
38. Козлов А.М., Косых А.Е. Определение критической ширины сегмента сборных прерывистых шлифовальных кругов // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. – 2011. – № 4-3 (288). – С. 19–23.
39. Домбрачев А.Н. Разработка автоматизированной системы определения сложности и прогнозной





трудоемкости изготовления деталей инструментального производства: дис. ... канд. техн. наук. – Ижевск, 2005. – 128 с.

40. Голобурдин Д.А., Козлов А.М. Анализ абразивного инструмента прерывистого резания // За нами будущее: взгляд молодых ученых на инновационное развитие общества : сборник научных статей Всероссийской молодежной научной конференции: в 4 т., Курск, 5 июня 2020 года. – Курск, 2020. – Т. 3. – С. 227–231.

41. Реченко Д.С. Повышение качества высокоскоростного затачивания твердосплавных инструментов алмазными кругами с прерывистой поверхностью: дис. ... канд. техн. наук. – Омск, 2009. – 162 с.

42. Лукина С.В. Повышение эффективности проектирования сборного режущего инструмента на базе установленных взаимосвязей конструкторско-технологических и экономических решений: дис. ... д-ра техн. наук. – М., 1999. – 448 с.

43. Лялин В.Е. Математические модели и интеллектуальные информационные технологии для повышения эффективности организации производства: автореф. дис. ... д-ра экон. наук. – М., 2006. – 48 с.

44. Рычков Д.А. Совершенствование процесса подготовки режущего инструмента при фрезеровании стеклотекстолита: дисс. ... канд. техн. наук. – Иркутск, 2011. – 190 с.

45. Чемборисов Н.А. Профилирование дисковых режущих инструментов для обработки винтовых поверхностей цилиндрических и конических деталей: дис. ... д-ра техн. наук. – Казань, 2003. – 399 с.

46. Емельянов С.Г., Куц В.В. Графовые модели конструирования и изготовления сборных дисковых фрез // СТИН. – 1999. – № 5. – С. 20–22.

47. Патент № 2644225 С1 Российская Федерация, МПК В24Д 3/06, В24Д 3/34. Связка на основе меди для изготовления алмазного инструмента: № 2017114103: заявл. 24.04.2017: опубл. 08.02.2018 / В.М. Смирнов, Е.П. Шалунов, Д.А. Тимофеев; заявитель Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова.

48. ГОСТ Р 52381–2005 (ИСО 8486-1:1996, ИСО 6344-2:1998, ИСО 9138:1993, ИСО 9284:1992). Материалы абразивные. Зернистость и зерновой состав шлифовальных порошков. Контроль зернового состава. – М.: Стандартинформ, 2005. – 15 с.

49. ГОСТ 21445–84 (СТ СЭВ 4403–83). Материалы и инструменты абразивные. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 1984. – 26 с.

50. ГОСТ Р 52781–2007. Круги шлифовальные и заточные. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2020. – 32 с.

51. Патент на полезную модель № 55665 U1 Российская Федерация, МПК В24Д 17/00. Шлифовальный круг для алмазно-абразивной обработки: № 2006111080/22: заявл. 05.04.2006: опубл. 27.08.2006 / Д.С. Реченко, Ю.Р. Нуртдинов, А.Ю. Попов; заявитель Омский государственный технический университет.

52. Патент на полезную модель № 101666 U1 Российская Федерация, МПК В24Д 7/06. Шлифовальный круг для высокоскоростной обработки: № 2010139548/02: заявл. 24.09.2010: опубл. 27.01.2011 / А.Ю. Попов, Д.С. Реченко, К.В. Аверков; заявитель Омский государственный технический университет.

## Конфликт интересов

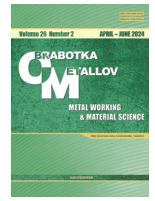
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Design simulation of modular abrasive tool

Dmitry Lobanov<sup>1,a</sup>, Vadim Skeebe<sup>2,b</sup>, Ivan Golyushov<sup>1,c</sup>, Valentin Smirnov<sup>1,d</sup>, Egor Zverev<sup>2,e</sup>

<sup>1</sup> I. N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

<sup>2</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4273-5107>, [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8242-2295>, [skeebe\\_vadim@mail.ru](mailto:skeebe_vadim@mail.ru);

<sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9757-1368>, [ivan.golyushov.97@mail.ru](mailto:ivan.golyushov.97@mail.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2721-9849>, [vms53@inbox.ru](mailto:vms53@inbox.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4405-6623>, [zverev@corp.nstu.ru](mailto:zverev@corp.nstu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 07 March 2024

Revised: 21 March 2024

Accepted: 27 April 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Abrasive tools

Modular grinding wheel

Tool design

Simulation

#### Funding

This research was funded by Russian Science Foundation project N 23-29-00945, <https://rscf.ru/en/project/23-29-00945/>

#### Acknowledgements

The research was carried out at the equipment of the Engineering Center “Design and Production of High-Tech Equipment” and the shared research facility” Structure, mechanical and physical properties of materials”.

### ABSTRACT

**Introduction.** Grinding is one of the most common types of finishing. It allows the production of surfaces with the required quality parameters and is one of the most available and productive methods for machining high-strength and difficult-to-machine materials. Grinding wheels represent the most prevalent application of grinding technology in mechanical engineering. The use of this abrasive tool helps to increase processing productivity by ensuring the removal of a significant layer of material. In addition, grinding wheels have a longer service life and are widely used in the implementation of hybrid technologies based on the combination of mechanical (abrasive), electrical, chemical, and thermal effects in various combinations. A variety of tool body shapes and types of abrasives allow the use of wheels in a wide variety of production areas. One of the ways to analyze and design a new tool is numerical simulation. In this research, graphic modeling was selected as the most appropriate method for representing the future design of the tool. This approach allows for a more straightforward conceptualization process compared to other modeling techniques. **The purpose of the work** is to simulate a modular abrasive tool in order to analyze and synthesize structures to increase the efficiency of tool support for the manufacture of products made of high-strength and difficult-to-process materials using traditional or hybrid processing technologies. **Research methodology.** Theoretical studies are carried out using the basic principles of system analysis, geometric theory of surface formation, cutting tool design, graph theory, mathematical and computer simulation. To solve the problem, we have studied the available designs of modular grinding wheels. There has also been the analysis of the types of abrasive parts, methods of fastening of the abrasive cutting part on the wheel’s body, the materials used for the manufacture of the body, the characteristics of the body of the wheel, and fastening schemes. **Results and discussions.** A simulation technique based on graphic modelling theory has been developed. A comprehensive investigation of the existing design of the grinding wheel has enabled the identification of the key structural elements that define its design. The data obtained has been used to create a generalized graphic simulation of a modular abrasive tool. This simulation integrates all the components and displays a conditional constructive relationship between them. The developed design methodology was tested on an example of two designs of modular grinding wheels. The theoretical studies established that the design efficiency of modular abrasive tools can be increased by 2–4 times by using the developed simulation technique.

**For citation:** Lobanov D.V., Skeebe V.Yu., Golyushov I.S., Smirnov V.M., Zverev E.A. Design simulation of modular abrasive tool. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 158–173. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-158-173. (In Russian).

### References

1. Starkov V.K. *Shlifovanie vysokoporistymi krugami* [Grinding of high-porous wheels]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2007. 688 p. ISBN 978-5-217-03386-7.
2. Bratan S.M., Roshchupkin S.I., Chasovitina A.S., Gupta K. Vliyanie na veroyatnost’ udaleniya materiala otnositel’nykh vibratsii abrazivnogo instrumenta i zagotovki pri chistovom shlifovanii [The effect of the relative vibrations of the abrasive tool and the workpiece on the probability of material removing during finishing grinding].

#### \* Corresponding author

Lobanov Dmitry V., D.Sc. (Engineering), Professor  
I.N. Ulianov Chuvash State University,  
15 Moskovsky Prospekt,  
428015, Cheboksary, Russian Federation  
Tel.: + 7 908 303-47-45, e-mail: [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru)



*Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 33–47. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-33-47.

3. Skripnyak E.G., Lobanov D.V., Skripnyak V.V., Yanyushkin A.S., Skripnyak V.A., Rychkov D.A. Keramicheskie nanokompozity na osnove diborida tsirkoniya [Ceramic nanocomposites on the basis of zirconium diboride]. *Sistemy. Metody. Tekhnologii = Systems. Methods. Technologies*, 2011, no. 2, pp. 95–98.

4. Sayutin G.I., Nosenko V.A., Bogomolov N.I. Vybór instrumenta i SOZh pri shlifovanii titanovykh splavov [Choice of tools and coolant for grinding titanium alloys]. *Stanki i instrument = Machines and Tooling*, 1981, no. 11, pp. 15–17. (In Russian).

5. Smagin G.I., Filimonenko V.N., Yakovlev N.D., Korchagin M.A., Skeebe V.Y. Shlifoval'nyi instrument na osnove silikokarbida titana [The grinding tool on a basis titan silicon karbid]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2011, no. 1 (50), pp. 27–30.

6. Novoselov Yu.K., Bratan S.M., Bogutskii V.B. Vliyanie sluchainoi sostavlyayushchei otklonenii profilya instrumenta na dinamiku protsessa kruglogo naruzhnogo shlifovaniya [Effect of random component in tool profile deviations upon dynamics of external circular grinding]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2016, no. 5 (59), pp. 10–17.

7. Smirnov V.M., Lobanov D.V., Skeebe V.Yu., Golyushov I.S. Povyshenie effektivnosti kontsevoogo almaznogo abrazivnogo instrumenta na metallicheskoj svyazke za schet sovershenstvovaniya tekhnologii izgotovleniya [Improving the efficiency of metal-bonded diamond abrasive end tools by improving manufacturing technology]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 66–80. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-66-80.

8. Popov A.Yu., Rechenko D.S., Averkov K.V., Sergeev V.A. Vysokoskorostnoe shlifovanie zharoprochnogo nikelovogo splava ZhS6-K [High-speed grinding of ZhS6-K high-temperature nickel alloy]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2012, no. 2, pp. 32–34. (In Russian).

9. Makarov V.M. Kompleksirovannyye tekhnologicheskie sistemy: perspektivy i problemy vnedreniya [Well integrated technological systems: prospects and problems of implementation]. *Ritm: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya = RITM: Repair. Innovation. Technologies. Modernization*, 2011, no. 6 (64), pp. 20–23.

10. Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V. Research of influence of electric conditions of the combined electro-diamond machining on quality of grinding of hard alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 91, p. 012051. DOI: 10.1088/1757-899X/91/1/012051.

11. Mitsuishi M., Ueda K., Kimura F. *Manufacturing systems and technologies for the new frontier: the 41st CIRP Conference on Manufacturing Systems*, May 26–28, Tokyo. London, Springer-Verlag, 2008. 556 p. ISBN 978-1-84800-267-8. DOI: 10.1007/978-1-84800-267-8.

12. Lauwers B., Klocke F., Klink A., Tekkaya A.E., Neugebauer R., McIntosh D. Hybrid processes in manufacturing. *CIRP Annals*, 2014, vol. 63 (2), pp. 561–583. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.003.

13. Garro O., Martin P., Veron M. Shiva a multiarms machine tool. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1993, vol. 42 (1), pp. 433–436. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62479-2.

14. Skeebe V.Yu. Gibridnoe tekhnologicheskoe oborudovanie: povyshenie effektivnosti rannikh stadii proektirovaniya kompleksirovannykh metallobrabatyvayushchikh stankov [Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.

15. Brecher C., Özdemir D. *Integrative production technology: theory and applications*. Cham, Springer International, 2017. 1100 p. ISBN 978-3-319-47451-9. ISBN 978-3-319-47452-6. DOI: 10.1007/978-3-319-47452-6.

16. Moriwaki T. Multi-functional machine tool. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2008, vol. 57 (2), pp. 736–749. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.09.004.

17. Ivantsivsky V.V., Skeebe V.Yu. *Gibridnoe metallobrabatyvayushchee oborudovanie. Tekhnologicheskie aspekty integratsii operatsii poverkhnostnoi zakalki i abrazivnogo shlifovaniya* [Hybrid metal working equipment. Technological aspects of integrating the operations of surface hardening and abrasive grinding]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2019. 348 p. ISBN 978-5-7782-3988-3.

18. Yamazaki T. Development of a hybrid multi-tasking machine tool: integration of additive manufacturing technology with CNC machining. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 42, pp. 81–86. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.193.

19. Sun S., Brandt M., Dargusch M.S. Thermally enhanced machining of hard-to-machine materials – A review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2010, vol. 50 (8), pp. 663–680. DOI: 10.1016/j.ijmactools.2010.04.008.

20. You K., Yan G., Luo X., Gilchrist M.D., Fang F. Advances in laser assisted machining of hard and brittle materials. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 677–692. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.034.
21. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Povyshenie effektivnosti poverkhnostno-termicheskogo uprochneniya detalei mashin v usloviyakh sovmeshcheniya obrabatyvayushchikh tekhnologii, integriruemykh na edinoi stanochnoi baze [Improving the efficiency of surface-thermal hardening of machine parts in conditions of combination of processing technologies, integrated on a single machine tool base]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 45–71. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-45-71.
22. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S. Gibrinaya tekhnologiya elektrokhimicheskoi obrabotki slozhnopofil'nykh izdelii [Hybrid technology of electrochemical processing of complex profiles]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 25–34. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.1-25-34.
23. Makarov V.M., Lukina S.V. Unikal'naya sinergiya gibrinnykh stankov [Unique synergy of hybrid machines]. *Ritm: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya = RITM: Repair. Innovation. Technologies. Modernization*, 2016, no. 8, pp. 18–25.
24. Madhavulu G., Ahmed B. Hot machining process for improved metal removal rates in turning operations. *Journal of Materials Processing Technology*, 1994, vol. 44, pp. 199–206. DOI: 10.1016/0924-0136(94)90432-4.
25. Wu C., Zhang T., Guo W., Meng X., Ding Z., Liang S.Y. Laser-assisted grinding of silicon nitride ceramics: Micro-groove preparation and removal mechanism. *Ceramics International*, 2022, vol. 48 (21), pp. 32366–32379. DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.07.180.
26. Rao T.B. Reliability analysis of the cutting tool in plasma-assisted turning and prediction of machining characteristics. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2020, vol. 20, pp. 1020–1034. DOI: 10.1080/14484846.2020.1769458.
27. Olsson M., Akujärvi V., Ståhl J.-E., Bushlya V. Cryogenic and hybrid induction-assisted machining strategies as alternatives for conventional machining of refractory tungsten and niobium. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, vol. 97, p. 105520. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105520.
28. Boivie K., Karlsen R., Ystgaard P. The concept of hybrid manufacturing for high performance parts. *South African Journal of Industrial Engineering*, 2012, vol. 23, iss. 2, pp. 106–115.
29. Yanyushkin A.S., Rychkov D.A., Lobanov D.V., Popov V.Yu., Sur'ev A.A., Arkhipov P.V., Kuznetsov A.M., Medvedeva O.I. *Abrazivnyi krug dlya elektrokhimicheskogo shlifovaniya s parallel'nym raspolozheniem tokoprovodyashchikh vstavok* [Abrasive wheel for electrochemical grinding with parallel arrangement of conductive inserts]. Patent RF, no. 145108 U1, 2014.
30. Lobanov D.V., Arkhipov P.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. The research into the effect of conditions of combined electric powered diamond processing on cutting power. *Key Engineering Materials*, 2017, vol. 736, pp. 81–85. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.736.81.
31. Mishin V.A., Borisov M.A., Aleksandrov D.V. *Sposob elektroabrazivnoi obrabotki tokoprovodyashchim krugom* [Method of electroabrasive processing with a conductive wheel]. Patent RF, no. 2489236 C2, 2013.
32. Albagachiev A.Yu., Yashkov V.A. Vnutrennee shlifovanie na osnove sbornyykh abrazivnykh krugov [Internal grinding based on prefabricated abrasive wheels]. *Ritm: Remont. Innovatsii. Tekhnologii. Modernizatsiya = RITM: Repair. Innovation. Technologies. Modernization*, 2014, no. 5 (93), pp. 102–104.
33. Kozlov A.M., Dolgikh P.P., Kosykh A.E. Vliyanie nesimmetrichnosti khvostovika na rabotu sbornogo preryvistogo shlifoval'nogo kruga [Effect nonsymmetric shank for work team flash grinding wheels]. *Sovremennye fundamental'nye i prikladnye issledovaniya = Modern Fundamental and Applied Researches*, 2011, no. 3, pp. 72–76.
34. Kosykh A.E. Vliyanie ugla povorota segmenta sbornogo kruga s uprugo-dempfiruyushchim elementom na proizvoditel'nost' shlifovaniya [Effect of the angle of rotation of segment with elastic damping elements on grinding performance]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii = Fundamental and Applied Problems of Engineering and Technology*, 2011, no. 2-3 (286), pp. 3–6.
35. Khudobin L.V., Muslina G.R., Pravikov Yu.M. Sbornye shlifoval'nye krugi i ikh tekhnologicheskie vozmozhnosti [Builld-up combined abrasive wheels and their the technology possibilities]. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal = Handbook. An Engineering Journal*, 2019, no. 6, pp. 21–29. DOI: 10.14489/hb.2019.06.pp.021-029.
36. Bogutsky V.B. Otsenka primeneniya abrazivnogo instrumenta s preryvистой poverkhnost'yu dlya zatochki instrumentov iz bystrorezhushchikh staley [Evaluation of the application abrasive tool with a discontinuous surface for sharpening tools from high-speed steels]. *Zhurnal tekhnicheskikh issledovaniy = Journal of Technical Research*, 2019, vol. 5, no. 4, pp. 3–8.
37. Roshchupkin S., Kharchenko A. Method of building dynamic relations, estimating product and grinding circle shape deviations. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 224, p. 01001. DOI: 10.1051/mateconf/201822401001.





38. Kozlov A.M., Kosykh A.E. Opredelenie kriticheskoi shiriny segmenta sbornykh preryvistykh shlifoval'nykh krugov [Definition of critical width in segment of collection intermittent grinding disks]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii = Fundamental and Applied Problems of Engineering and Technology*, 2011, no. 4-3, pp. 19–23.

39. Dombrachev A.N. *Razrabotka avtomatizirovannoi sistemy opredeleniya slozhnosti i prognoznoi trudoemkosti izgotovleniya detalei instrumental'nogo proizvodstva*. Diss. kand. tekhn. nauk [Development of an automated system for determining the complexity and predictive labor intensity of manufacturing parts for tool production. PhD eng. sci. diss.]. Izhevsk, 2005. 128 p.

40. Goloburdin D.A., Kozlov A.M. [Analysis of abrasive intermittent cutting tools]. *Za nami budushchee: vzglyad molodykh uchenykh na innovatsionnoe razvitie obshchestva* [Proceedings of the All-Russian youth scientific conference “The future is ours: the view of young scientists on the innovative development of society”]. Kursk, 2020, vol. 3, pp. 227–231. (In Russian).

41. Rechenko D.S. *Povyshenie kachestva vysokoskorostnogo zatachivaniya tverdospilnykh instrumentov almaznymi krugami s preryvистой poverkhnost'yu*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improving the quality of high-speed sharpening of carbide tools with diamond wheels with an intermittent surface. PhD eng. sci. diss.]. Omsk, 2009. 162 p.

42. Lukina S.V. *Povyshenie effektivnosti proektirovaniya sbornogo rezhushchego instrumenta na baze ustanovlennykh vzaimosvyazei konstruktorsko-tekhnologicheskikh i ekonomicheskikh reshenii*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Increasing the efficiency of designing prefabricated cutting tools on the basis of established relationships between design, technological and economic solutions. Dr. eng. sci. diss.]. Moscow, 1999. 448 p.

43. Lyalin V.E. *Matematicheskie modeli i intellektual'nye informatsionnye tekhnologii dlya povysheniya effektivnosti organizatsii proizvodstva*. Avtoref. diss. dokt. ekon. nauk [Mathematical models and intelligent information technologies for increasing the efficiency of production organization. Author's abstract of Dr. of econ. Sci. diss.]. Moscow, 2006. 48 p.

44. Rychkov D.A. *Sovershenstvovanie protsessa podgotovki rezhushchego instrumenta pri frezerovanii steklotekstolita*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improving the process of preparing cutting tools when milling fiberglass. PhD eng. sci. diss.]. Irkutsk, 2011. 190 c.

45. Chemborisov N.A. *Profilirovaniye diskovykh rezhushchikh instrumentov dlya obrabotki vintovykh poverkhnostei tsilindricheskikh i konicheskikh detalei*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Profiling of disk cutting tools for processing screw surfaces of cylindrical and conical parts: Dr. tech. sci. diss.]. Kazan, 2003. 399 p.

46. Emel'yanov S.G., Kuts V.V. Grafovye modeli konstruirovaniya i izgotovleniya sbornykh diskovykh frez [Graph models for the design and manufacture of prefabricated disk cutters]. *STIN = Russian Engineering Research*, 1999, no. 5, pp. 20–22. (In Russian).

47. Smirnov V.M., Shalunov E.P., Timofeev D.A. *Svyazka na osnove medi dlya izgotovleniya almaznogo instrumenta* [Copper-based bond for making diamond tools]. Patent RF, no. 2644225 C1, 2018.

48. GOST R 52381–2005 (ISO 8486-1:1996, ISO 6344-2:1998, ISO 9138:1993, ISO 9284:1992). *Materialy abrazivnye. Zernistost' i zernovoi sostav shlifoval'nykh poroshkov. Kontrol' zernovogo sostava* [State standard 52381–2005. Abrasive materials. Grain and grain size distribution of grinding powders. Test of grain size distribution]. Moscow, Standartinform Publ., 2005. 15 p.

49. GOST 21445–84. *Materialy i instrumenty abrazivnye. Terminy i opredeleniya* [State standard 21445–84. Abrasive materials and tools. Terms and definitions]. Moscow, Standartinform Publ., 1984. 26 p.

50. GOST R 52781–2007. *Krugi shlifoval'nye i zatochnye. Tekhnicheskie usloviya* [Grinding and tool-grinding wheels. Specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 2020. 32 p.

51. Rechenko D.S., Nurdinov Yu.R., Popov A.Yu. *Shlifoval'nyi krug dlya almazno-abrazivnoi obrabotki* [Grinding wheel for diamond abrasive machining]. Patent RF, no. 55665 U1, 2006.

52. Popov A.Yu., Rechenko D.S., Averkov K.V. *Shlifoval'nyi krug dlya vysokoskorostnoi obrabotki* [Grinding wheel for high speed machining]. Patent RF, no. 101666 U1, 2011.

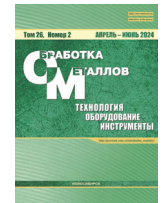
## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



# Обработка металлов

## (технология • оборудование • инструменты)

 Сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Термическая стабильность микроструктуры сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии

Анна Ерошенко<sup>1, a, \*</sup>, Елена Легостаева<sup>1, b</sup>, Иван Глухов<sup>1, c</sup>, Павел Уваркин<sup>1, d</sup>, Алексей Толмачев<sup>1, e</sup>, Юрий Шаркеев<sup>1, 2, f</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, [eroshenko@ispms.ru](mailto:eroshenko@ispms.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3684-9930>, [lego@ispms.ru](mailto:lego@ispms.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, [gia@ispms.ru](mailto:gia@ispms.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, [uvarkin@ispms.ru](mailto:uvarkin@ispms.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, [tolmach@ispms.ru](mailto:tolmach@ispms.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, [sharkeev@ispms.ru](mailto:sharkeev@ispms.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.4; 539.25

#### История статьи:

Поступила: 19 октября 2023

Рецензирование: 16 ноября 2023

Принята к печати: 20 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Сплав Mg-Y-Nd

Экструдированное состояние

Микроструктура

Фазовый состав

Термостабильность

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований СО РАН, проект FWRW-2021-0004. Исследования выполнены на экспериментальном оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

#### Благодарности

Авторы выражают благодарность инженеру Juergen Schmid (Department of Electrochemistry, Innovent Technology Development, Germany) и н.с. Чебодевой В.В. (ИФПМ СО РАН) за помощь в проведении ряда экспериментальных работ.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** На сегодняшний день биорезорбируемые магниевые сплавы, обладающие необходимым комплексом физико-механических, коррозионных и биологических характеристик, являются перспективными материалами в ортопедии и сердечно-сосудистой хирургии. Добавление в состав магниевых сплавов редкоземельных элементов (РЗМ), таких как иттрий, неодим и церий, приводит к улучшению характеристик сплавов. В сравнении с широко используемыми титановыми сплавами магниевые сплавы имеют ряд преимуществ: они способны резорбировать в организме, что исключает необходимость повторных хирургических операций по извлечению имплантата. Биосовместимые сплавы на основе магния характеризуются достаточно низким модулем упругости (10–40 ГПа), близким к модулю упругости кортикальной кости, что снижает контактное напряжение в системе кость-имплантат. В то же время уровень прочностных свойств магниевых сплавов, легированных РЗМ, не всегда соответствует требованиям, предъявляемым для медицинских применений. Перспективными являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), например равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка (abc-прессование), экструзия и другие, позволяющие за счет измельчения зеренной структуры достигать высокого уровня механических свойств в металлах и сплавах. Применение методов ИПД существенно повышает конструктивную прочность магниевых сплавов в результате получения ультрамелкозернистого (УМЗ) и (или) мелкозернистого (МЗ) состояния. Актуальными являются вопросы, связанные с исследованием термической стабильности и структурно-фазового состояния сплавов на основе магния с необходимым уровнем механических свойств. **Целью работы** являлось установление влияния термического воздействия на микроструктуру экструдированного сплава Mg-Y-Nd. **Методы исследования.** В качестве объекта исследования был выбран сплав Mg-2,9Y-1,3Nd (масс. %): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe ≤ 0,2; Al ≤ 0 в экструдированном состоянии. С целью исследования термостабильности микроструктуры образцы сплава отжигали в течение одного часа в аргоне при температурах 100, 300, 350, 450, 525 °С. Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической микроскопии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. **Результаты и обсуждение.** Показано, что в деформированном экструзией магниевом сплаве Mg-2,9Y-1,3Nd формируется бимодальная мелкозернистая микроструктура. Установлено, что помимо стабильной основной α-фазы магния в структуре образуются также интерметаллидные частицы Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> и выделения β-, β'- и β1-фаз. Термическое воздействие в интервале температур 100...450 °С в течение одного часа не оказывает влияния на общий характер структуры в сплаве Mg-2,9Y-1,3Nd, но способствует увеличению линейных размеров выделений β-, β'- и β1-фаз. В диапазоне температур отжига 300...450 °С наблюдается изменение морфологии β-, β'- и β1-фаз при сохранении среднего размера зерна основной α-фазы. Отжиг при 525 °С приводит к заметной трансформации бимодальной микроструктуры, связанной с активным ростом зерна основной фазы и размеров частиц Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>, а также выделений β-, β'- и β1-фаз. Отжиги в интервале температур 100...450 °С приводят к увеличению линейных размеров частиц Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub>, выделений β-, β'- и β1-фаз и сохранению бимодальной структуры в сплаве Mg-2,9Y-1,3Nd.

**Для цитирования:** Термическая стабильность микроструктуры сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии / А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева, И.А. Глухов, П.В. Уваркин, А.И. Толмачев, Ю.П. Шаркеев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 174–185. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-174-185.

#### \*Адрес для переписки

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., старший научный сотрудник

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Академический проспект, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 28-69-11, e-mail: eroshenko@ispms.ru

## Введение

На сегодняшний день биорезорбируемые магниевые сплавы, обладающие необходимым комплексом физико-механических, коррозионных и биологических характеристик, являются перспективными материалами в ортопедии и сердечно-сосудистой хирургии [1–8]. Введение в состав магниевых сплавов редкоземельных элементов (РЗМ), таких как иттрий, неодим и церий, приводит к улучшению их характеристик [9]. Например, иттрий способен образовывать стабильные фазы с магнием, что приводит к улучшению прочности и пластичности сплава. Неодим и церий способствуют улучшению коррозионной стойкости и повышению термической стабильности магниевых сплавов.

В сравнении с широко используемыми титановыми сплавами магниевые сплавы имеют ряд преимуществ. Во-первых, магниевые сплавы способны резорбировать в организме, что исключает необходимость проведения хирургических операций по извлечению имплантата [2–4]. Во-вторых, магниевые сплавы обладают хорошей биосовместимостью, не вызывают негативных реакций со стороны организма, воспалительных процессов или реакций отторжения имплантата. В-третьих, они имеют достаточно низкий модуль упругости (10–40 ГПа), близкий к модулю упругости кортикальной кости [3, 4]. С этой точки зрения перспективными являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), например равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка (abc-прессование), экструзия и другие, позволяющие за счет измельчения зеренной структуры достигать высокого уровня механических свойств в металлах и сплавах [10–16]. Применение методов ИПД в магниевых сплавах повышает в 2,5 раза конструктивную прочность в результате получения объемного ультрамелкозернистого (УМЗ) и (или) мелкозернистого (МЗ) состояния.

Кроме того, деформируемые магниевые сплавы Mg-Y-Nd (промышленные сплавы WE43, WE54), содержащие редкоземельные металлы иттрий и неодим, также успешно используются в конструкциях деталей систем управления современных летательных аппаратов. Легированные редкоземельными металлами сплавы системы

Mg-РЗМ (неодим, иттрий, кадмий, лантан и др.) используются в основном в авиации и космонавтике, так как они при относительно высоких температурах в диапазоне 250...300 °С являются жаропрочными материалами [17–19].

При получении сплавов на основе магния с необходимым уровнем прочностных свойств важными являются вопросы, связанные с исследованием термической стабильности и структурно-фазового состояния рассматриваемых сплавов. Это обусловлено многообразием формирующихся структур в магниевых сплавах как в литом состоянии, так и в состоянии после деформационного воздействия, которые в значительной степени влияют на физико-механические и функциональные свойства. Все это определяет актуальность исследований, направленных на получение высокопрочного состояния в магниевых сплавах и на решение задач, связанных с анализом их термостабильности и структурно-фазового состояния.

**Цель исследования** – установление влияния термического воздействия на микроструктуру и фазовый состав экструдированного магниевого сплава Mg-Y-Nd.

## Методика исследований

В качестве объекта исследования был выбран сплав Mg-2.9Y-1.3Nd (промышленный WE43). Сплав имел следующий состав (масс. %): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe ≤ 0,2; Al ≤ 0. Сплав был получен методом непрерывного литья в кокиль [20]. С целью измельчения зерна и повышения механических свойств заготовки магниевого сплава подвергались ИПД-экструзии при температуре 350 °С. Диаметр исходных прутков составил 60 мм, а после экструзии – 14 мм. Величину истинной деформации определяли как логарифм отношения начальной и конечной толщины образца. Накопленная величина логарифмической деформации в результате обработки для образцов составила 1,46.

Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической микроскопии (микроскоп Carl Zeiss Axio Observe, Germany), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (микроскоп JEOL JEM 210 0, Akishima, Japan) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) (микроскоп LEO EVO 50 Carl Zeiss,



Germany). Рентгеноструктурные исследования проводили в СоК $\alpha$ -излучении (прибор ДРОН 7, НПП «Буревестник», Россия). Средний размер элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) определяли методом секущей [21].

Образцы сплава Mg-2.9Y-1.3Nd отжигали в течение одного часа в аргоне при температурах 100, 300, 350, 450, 525 °С. Как показано в работах [22–24], в результате термической обработки для сплавов системы Mg-Y-Nd при тем-

пературах в диапазоне 100...525 °С наблюдают различные структурно-фазовые перестройки, а также сложный характер температурной зависимости теплоемкости.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены оптическое и ПЭМ-изображения микроstructures сплава Mg-2.9Y-1.3Nd в экструдированном состоянии. Микро-

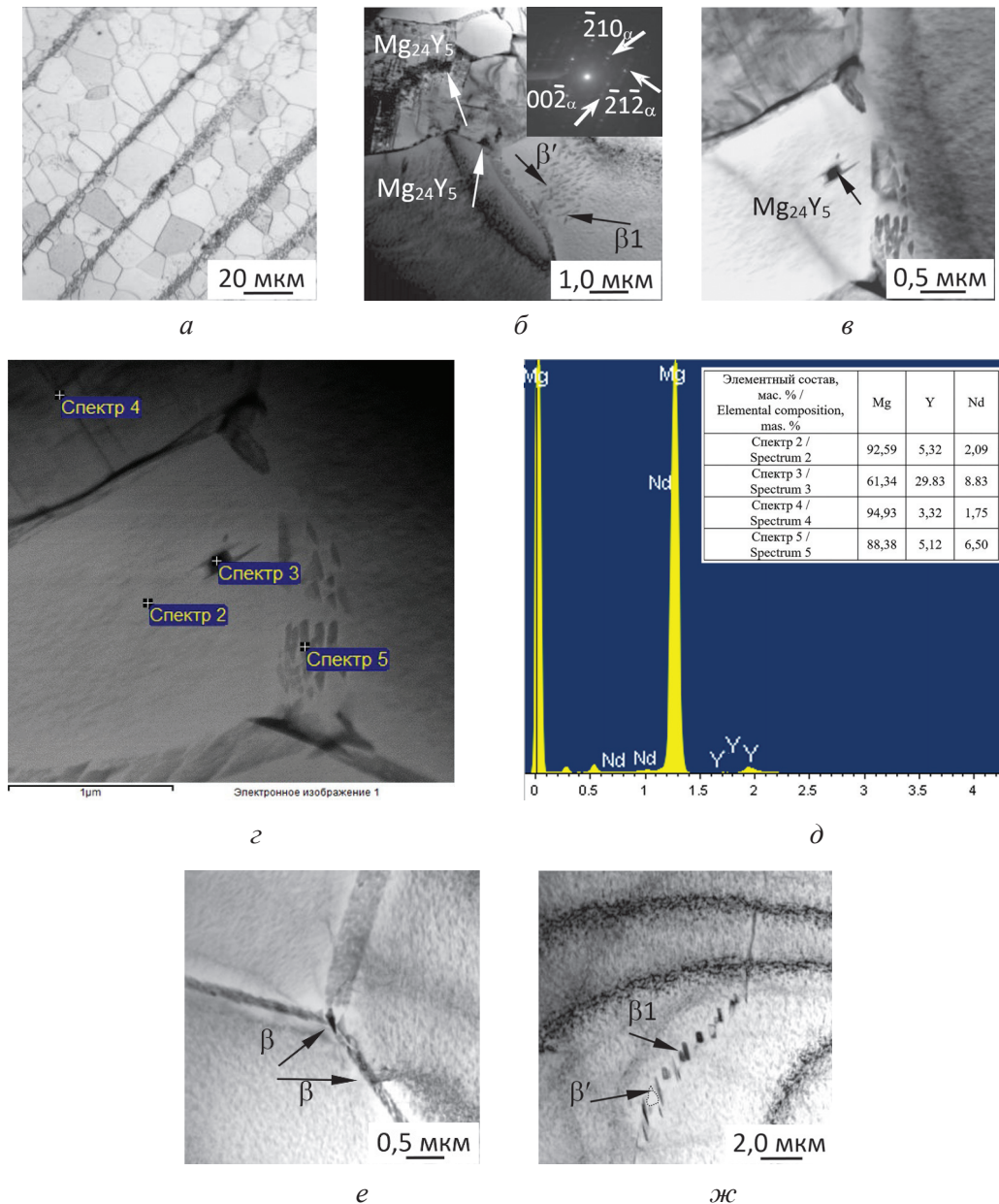


Рис. 1. Оптическое (а) и светлопольные ПЭМ-изображения (б, в, г, е, ж) с соответствующей микродифракционной картиной микроstructures; энергодисперсионные спектры и элементный состав (з, д) экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd  
 Fig. 1. Optical (a) and bright field TEM images (б, в, г, е, ж), energy dispersive spectra and elemental composition (з, д) of extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy. Insert: selected area diffraction pattern



структура магниевого сплава имеет бимодальный характер (рис. 1, *a*). Согласно данным ПЭМ, микроструктура экструдированного сплава представлена зернами на основе твердого раствора  $\alpha$ -Mg (ГПУ-решетка, рис. 1, *b*) и выделениями вторичных фаз на основе Mg, Nd, Y различной морфологии, которые визуализируются внутри и по границам зерен (рис. 1, *b*, *в*, *г*, *e*, *ж*). Указанные фазы в сплавах системы Mg-Y-Nd в работах [25–30] идентифицируются как частицы интерметаллида  $Mg_{24}Y_5$  (ОЦК-решетка) и выделения метастабильных фаз трех типов:  $\beta$ -фаза ( $Mg_{14}Nd_2Y$ , ГЦК-решетка) в виде сетки выделений, выделения глобулярной морфологии  $\beta'$ -фазы  $Mg_{12}YNd$  (орторомбическая решетка) и пластинчатые выделения  $\beta_1$ -фазы  $Mg_3NdY$  (ГЦК-решетка). Выделения  $\beta$ - и  $\beta_1$ -фаз считаются основными упрочнителями и, как правило, они являются метастабильными фазами в термически обработанном сплаве WE43 [25–29]. Как показано в работе [28], в деформируемом магневом сплаве WE43 при длительном старении имеет место трансформация метастабильной  $\beta_1$ -фазы в равновесную  $\beta$ -фазу.

На оптических изображениях наблюдаются два различных типа структуры: крупные зерна (средний размер 17 мкм) и более мелкие зерна (средний размер 1 мкм). Более мелкие зерна образуют текстурированные полосы. Объемная доля зерен со средним размером 1 мкм составляет 50 %.

Интерметаллидные частицы и выделения идентифицировали при микрорентгеноспектральном анализе элементного состава. На

рис. 1, *г*, *д* приведены энергодисперсионные спектры, снятые с участка фольги. Частицы  $Mg_{24}Y_5$  имеют повышенное содержание иттрия (до 30 масс. %) и располагаются в основном в теле зерен (рис. 1, *д*). В экструдированном сплаве частицы  $Mg_{24}Y_5$  в основном представлены в форме неправильных многогранников со средним размером 0,6 мкм. Согласно данным ПЭМ объемная доля частиц фазы  $Mg_{24}Y_5$  не превышает 2 %. В сплаве  $\beta$ -фаза локализуется преимущественно по границам зерен в виде сетки выделений толщиной до 0,3...0,4 мкм.  $\beta$ -фаза представлена в основном многогранниками неправильной формы и в меньшей степени правильными четырехгранниками (рис. 1, *e*). Средний размер глобулов  $\beta'$ -фазы равен 0,2 мкм. Длина и ширина пластин  $\beta_1$ -фазы меняется в пределах 0,06...0,30 мкм и 0,03...0,04 мкм соответственно (рис. 1, *ж*). Отметим, что пластины  $\beta_1$ -фазы ориентированы в одном направлении. Содержание иттрия в  $\beta$ -фазе составляет 3,54–7,18 масс. %, а неодима – 2,26–9,59 масс. %.  $\beta'$ -фаза содержит итрий, концентрация которого меняется в пределах 3,21–5,39 масс. %, а неодима – 1,83–2,07 масс. %. В выделениях  $\beta_1$ -фазы концентрация иттрия и неодима находится в пределах 3,32–5,27 и 1,75–8,46 масс. % соответственно. Выделения  $\beta'$ -фазы в магниевых сплавах системы Mg-Y-Nd в наибольшей степени способствуют увеличению механических свойств за счет дисперсионного упрочнения [24].

На рис. 2 приведены оптические изображения микроструктуры сплава после отжига в интервале температур 100...450 °C. После отжига в диапазоне температур 100...450 °C об-

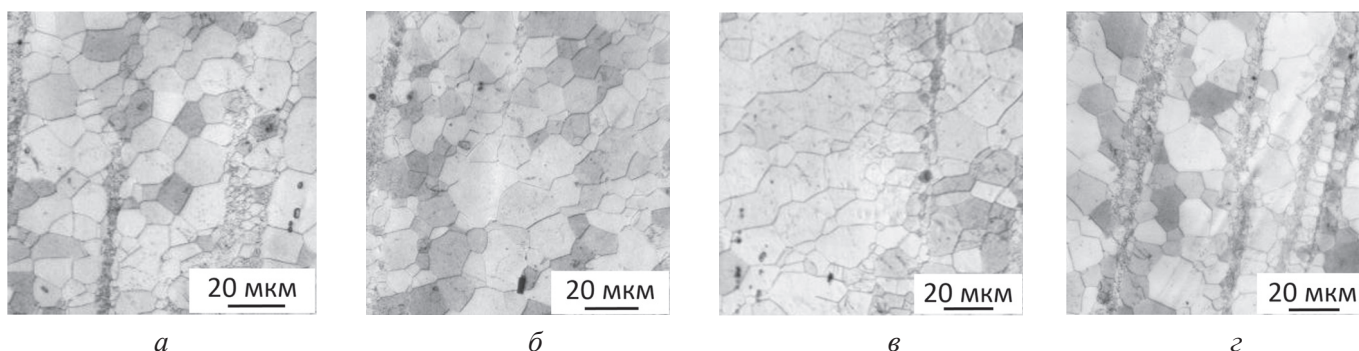


Рис. 2. Оптические изображения микроструктуры экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd после отжига: *a* – 100 °C; *б* – 300 °C; *в* – 350 °C; *г* – 450 °C

Fig. 2. Optical images of extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy microstructure after annealing at different temperatures: *a* – 100 °C, *б* – 300 °C, *в* – 350 °C, *г* – 450 °C

щий характер микроструктуры сплава практически не меняется (рис. 2, *а–г*). На оптических изображениях после отжига сформированная в результате экструзии бимодальная структура сплава сохраняется. Средний размер более крупных  $\alpha$ -зерен для всех образцов, подвергнутых отжигам, составляет 17 мкм. Более мелкие  $\alpha$ -зерна имеют размеры в диапазоне 0,2...5,0 мкм. При этом их средний размер после отжига не меняется и составляет 1 мкм.

УМЗ-состояние в сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd после экструзии приводит к значительному повышению пределов текучести до  $\sigma_{02} = 150$  МПа и прочности до  $\sigma_b = 230$  МПа. Согласно данным работы [22] для крупнокристаллического рекристаллизованного состояния, которое получали отжигом экструдированного сплава при температуре 525 °С в течение 6 часов, предел текучести  $\sigma_{02}$  и предел прочности  $\sigma_b$  составили 220 и 340 МПа соответственно. Величина пластичности уменьшилась с 21 до 12 % при переходе от крупнокристаллического к УМЗ-состоянию.

На рис. 3 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры магниевого сплава после отжига при различной температуре. В результате отжига сплава при температуре 100 °С на светлопольных изображениях выделяются четыре типа интерметаллидных включений: частицы  $Mg_{24}Y_5$  (рис. 3, *а*) и выделения  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз (рис. 3, *б*), как и в состоянии после экструзии. При этом в отличие от экструдированного сплава средний размер частиц  $Mg_{24}Y_5$  увеличивается до 0,9 мкм и отмечается некоторое увеличение ширины субзеренной  $\beta$ -границы, которая варьируется в пределах 0,4...0,5 мкм (рис. 3, *а, б*). Линейные размеры интерметаллидных выделений  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз не изменялись.

Рост температуры до 300 °С приводит к дальнейшему увеличению среднего размера частиц  $Mg_{24}Y_5$ , от 0,9 до 1,2 мкм, а также к трансформации морфологии некоторых частиц из неправильных многоугольников в правильные четырехгранники (рис. 3, *в*), что свидетельствует о протекании рекристаллизации. В микроструктуре присутствуют все типы вторичных фаз, перечисленные выше (рис. 3, *г–е*). Происходит увеличение ширины сетки зеренной границы до 1,2–1,7 мкм, содержащей выделения  $\beta$ -фазы (рис. 3, *г*). На светлопольном ПЭМ-изображении (рис. 3 *д, е*) визуализируются глобулярные вы-

деления  $\beta'$ -фазы и  $\beta 1$ -пластины. Одновременно с укрупнением частиц  $Mg_{24}Y_5$  отмечается также значительное увеличение линейных размеров пластин  $\beta 1$ -фазы: длины от 0,3 до 0,8 мкм и ширины от 0,04 до 0,07 мкм (рис. 3, *д*). Выделения  $\beta'$ -фазы имеют средний размер в поперечном сечении, равный 0,2 мкм (рис. 3, *е*). Отметим, что рядом с границами зерен были локализованы более мелкие  $\beta 1$ -пластины (рис. 3, *е*), длина которых менялась в диапазоне 0,3...0,8 мкм, а ширина – 0,02...0,08 мкм. Согласно исследованиям авторов в работе [24], формирование пластинчатых  $\beta 1$ -выделений связано с присутствием глобулярной  $\beta'$ -фазы.

В работе [23] с помощью ПЭМ-исследований было установлено выделение  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз в сплаве на основе системы Mg-Y-Nd при температуре 250 °С. Термическая обработка при указанной температуре приводит к формированию метастабильных  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз, предшествующих образованию равновесной  $\beta$ -фазы. Показано, что  $\beta 1$ -фаза представляет собой зародыши в  $\beta'$ -фазе и способна генерировать значительную энергию деформации сдвига.

При отжиге 350 °С происходит значительное увеличение ширины непрерывной субзеренной границы до диапазона 0,8...1,7 мкм (рис. 3, *ж*). Средний размер длины пластин  $\beta 1$ -фазы составил 0,6 мкм, ширины – 0,03 мкм, а выделений  $\beta'$ -фазы – 0,2 мкм (рис. 3, *з*). При температуре 350 °С происходит дальнейшее укрупнение интерметаллидных частиц  $Mg_{24}Y_5$ .

Отжиг при 450 °С приводит к увеличению ширины сетки выделений  $\beta$ -фазы до 2 мкм. В данном случае большинство частиц  $Mg_{24}Y_5$  имеют форму четырехгранников со средним размером 1,3 мкм. В локальных областях также присутствуют типичные области, состоящие из глобулярных выделений  $\beta'$ -фазы со средним поперечным размером ~ 0,2 мкм и  $\beta 1$ -фазы, длина и ширина которых находились в диапазонах 0,6...0,7 и 0,02...0,05 мкм соответственно (рис. 3, *и*). Сами выделения  $\beta$ -фазы приобретали более выраженную форму ромбов (рис. 3, *к*). Отжиг при 450 °С способствует дальнейшему росту размеров частиц интерметаллидов  $Mg_{24}Y_5$ . Отметим, что при более высоких температурах термообработки эти выделения  $\beta 1$ - и  $\beta'$ -фаз укрупняются или заменяются стабильной  $\beta$ -фазой согласно превращениям  $\beta' \rightarrow \beta$  или  $\beta 1 \rightarrow \beta$  [24, 27–30].

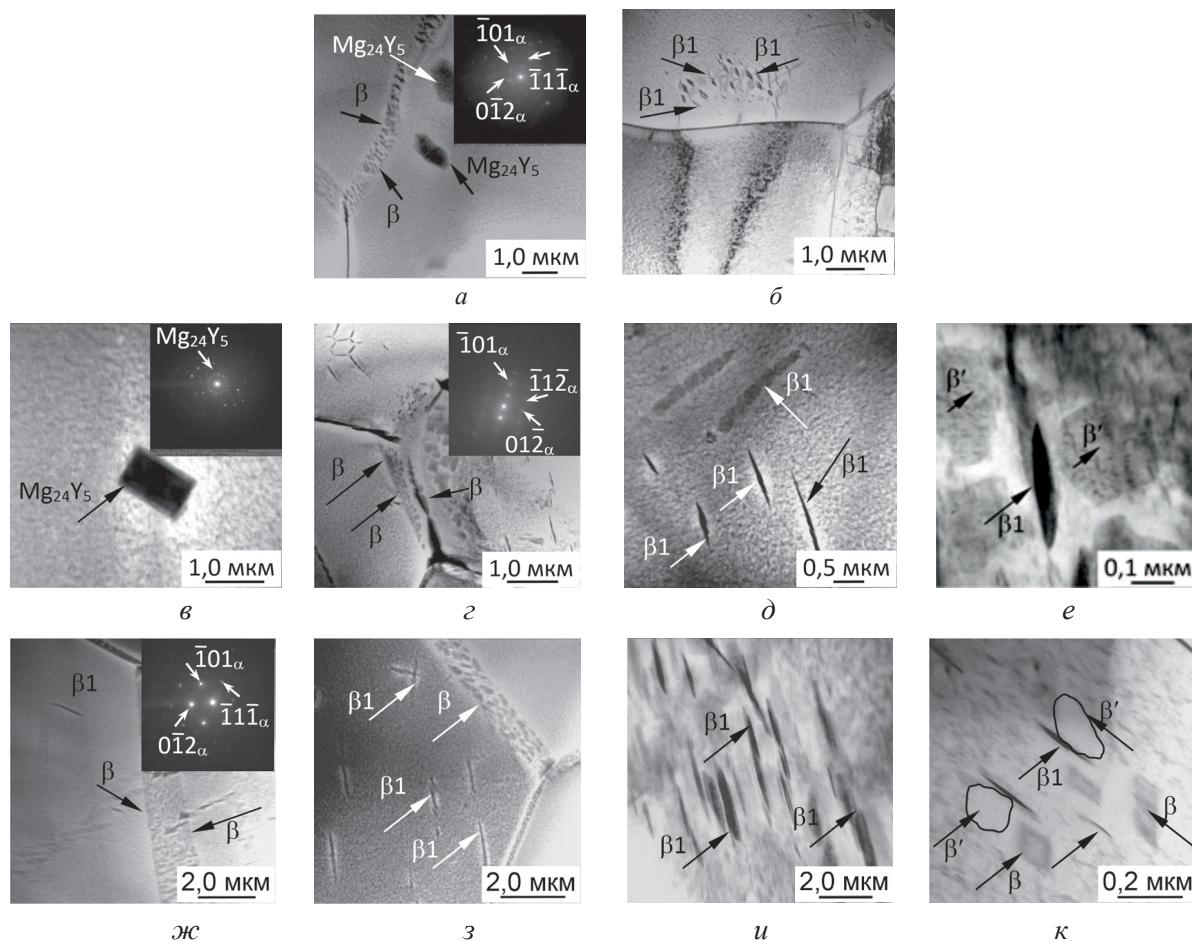


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры с соответствующими микродифракциями экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd после отжигов:

*a, б* – 100 °C; *в–е* – 300 °C; *ж, з* – 350 °C; *и, к* – 450 °C

Fig. 3. Bright field TEM images with corresponding microdiffraction patterns of extruded Mg-2.9Nd-1.3Y alloy microstructure after annealing at:

*a, б* – 100 °C; *в–е* – 300 °C; *ж, з* – 350 °C; *и, к* – 450 °C

После отжига при температуре 525 °C в сплаве наблюдается значительная трансформация микроструктуры. Согласно данным оптической и растровой микроскопии структура становится более однородной (рис. 4, *a, б*).

Наблюдается заметный рост среднего размера структуры основной  $\alpha$ -фазы магния до 32 мкм, что соответствует крупнокристаллическому состоянию. Текстурированные полосы, состоящие из более мелких зерен фазы магния, отсутствуют, что свидетельствует о протекании интенсивных процессов рекристаллизации. На РЭМ-изображениях отчетливо визуализируются частицы  $Mg_{24}Y_5$  и пластины  $\beta_1$ -фазы. На светлопольных ПЭМ-изображениях присутствуют четыре типа включений: частицы  $Mg_{24}Y_5$  (рис. 4, *в*) и выделения  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta_1$ -фаз (рис. 4, *з, д*), как и при отжиге 450 °C. Сред-

ний размер частиц  $Mg_{24}Y_5$  составляет 1,4 мкм, частицы имеют форму правильных четырехгранников. Происходит дальнейшее увеличение ширины сетки субзеренной  $\beta$ -границы, которая варьируется в пределах 0,6...1,2 мкм. Длина и ширина пластин  $\beta_1$ -фазы изменяются в диапазонах 1,1...6,2 и 0,4...1,0 мкм соответственно. Средний размер выделений  $\beta'$ -фазы составил 0,3 мкм.

На рис. 5 представлены зависимости среднего размера структурных элементов различных фаз от температуры отжига.

При отжиге в интервале температур 100...450 °C средний размер зерна  $\alpha$ -фазы не меняется, но при этом происходит некоторое увеличение размеров частиц  $Mg_{24}Y_5$  и выделений  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta_1$ -фаз, что говорит об их термической нестабильности при вышеуказанных



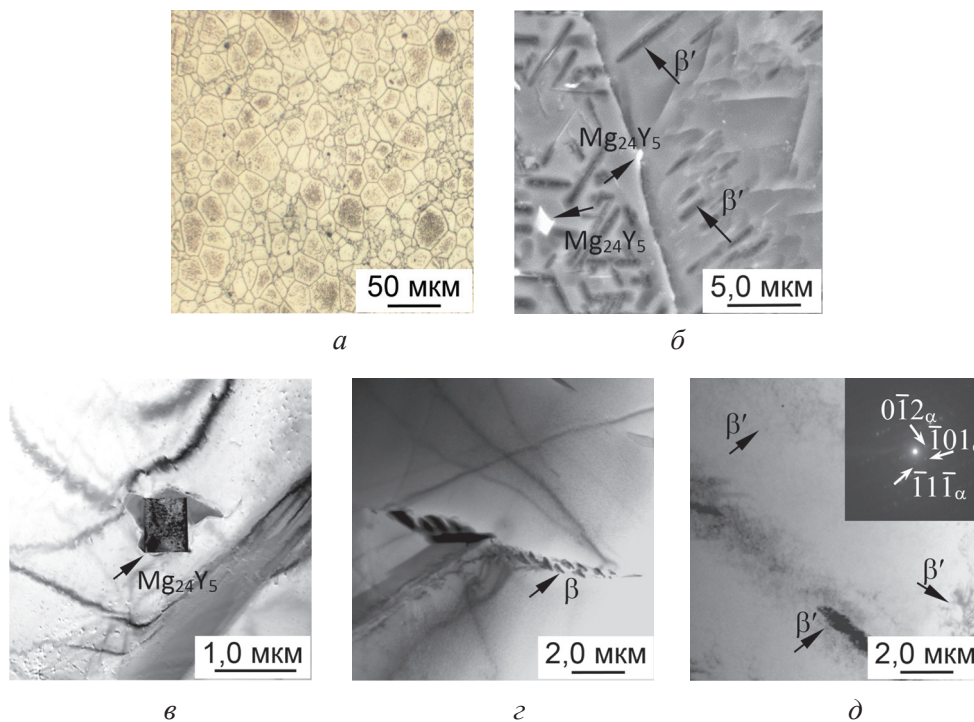


Рис. 4. Оптическое, РЭМ- и ПЭМ-изображения микроструктуры сплава Mg-2.9Y-1.3Nd после отжига при 525 °C:

*a* – оптическое изображение; *б* – РЭМ-изображение; *в*–*д* – светлопольные ПЭМ-изображения с соответствующей микродифракцией

Fig. 4. Optical, SEM and TEM images of Mg-2.9Y-1.3Nd alloy microstructure after annealing at 525 °C:

*a*, *б* – optical and SEM images; *в*–*д* – bright field TEM images with corresponding microdiffraction pattern

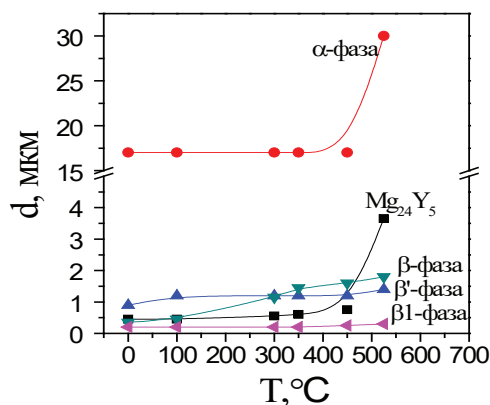


Рис. 5. Зависимости среднего размера структурных элементов фаз от температуры отжига

Fig. 5. The dependences of the average size of structural elements of phases on the annealing temperature

температурах. При температуре 525 °C происходит заметное увеличение как размеров зерна матричной  $\alpha$ -фазы магния, так и частиц  $Mg_{24}Y_5$  и выделений  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta_1$ -фаз. Отметим, что в сплаве частицы  $Mg_{24}Y_5$  и выделения  $\beta$ -,  $\beta'$ -

и  $\beta_1$ -фаз присутствуют при достаточно высоких температурах вплоть до 525 °C.

На рис. 6 приведены фрагменты рентгенограмм в экструдированном состоянии сплава Mg-2.9Y-1.3Nd и после отжигов в диапазоне 100...525 °C.

Согласно данным РСА, экструдированный сплав Mg-2.9Y-1.3Nd содержит высокой интенсивности рефлексы от  $\alpha$ -фазы (твердый раствор, ГПУ-решетка) магния. После отжига в диапазоне 100...450 °C вид рентгенограмм практически не меняется. Для случая отжига сплава при 525 °C наблюдается заметное уменьшение ширины рентгеновских линий  $\alpha$ -фазы и перераспределение интенсивности рефлексов в направлении (100), (101) и (101), что свидетельствует об активных кристаллизационных процессах, сопровождающихся ростом зерна. Результаты ПЭМ-исследований показали, что помимо указанной основной  $\alpha$ -фазы магния сплав Mg-2.9Y-1.3Nd содержит мелкодисперсные интерметаллидные частицы  $Mg_{24}Y_5$ , а также выделения  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta_1$ -фаз, которые не идентифицировались методом РСА из-за малого размера.



### Список литературы

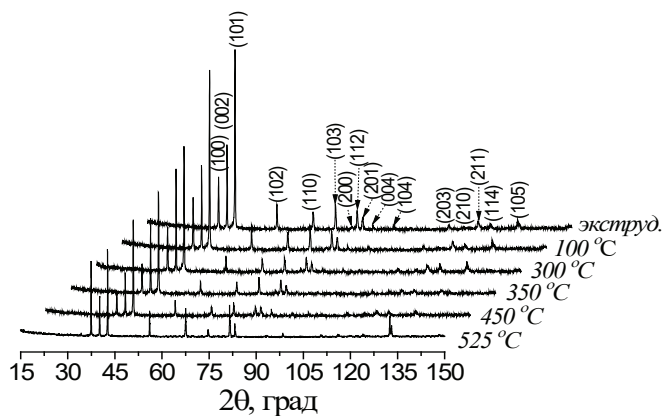


Рис. 6. Фрагменты рентгенограмм экструдированного сплава Mg-2.9Y-1.3Nd и после отжига

Fig. 6. Fragments of XRD patterns of extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy and after annealing

Таким образом, при термическом воздействии в интервале температур 100...450 °C в течение одного часа в сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd бимодальная структура сохраняется при некотором росте мелкодисперсных частиц  $Mg_{24}Y_5$ , а также выделений  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз и трансформации их морфологии.

### Заключение

Показано, что в деформированном экструзией магниевом сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd формируется бимодальная структура, представленная  $\alpha$ -зернами со средним размером 17 мкм и текстурированными полосами со средним размером зерна 1 мкм. Установлено, что кроме стабильной основной  $\alpha$ -фазы магния в структуре формируются интерметаллидные частицы  $Mg_{24}Y_5$  и выделения трех типов  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз. Термическое воздействие в интервале температур 100...450 °C в течение одного часа не оказывает влияния на общий характер структуры в сплаве Mg-2.9Y-1.3Nd, но способствует увеличению линейных размеров  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз. Выявлено, что в диапазоне температур отжига 300...450 °C наблюдается изменение морфологии  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз при сохранении среднего размера зерна основной  $\alpha$ -фазы. Отжиг при температуре 525 °C приводит к заметной трансформации бимодальной микроструктуры, что связано с активными процессами рекристаллизации и ростом зерна основной  $\alpha$ -фазы, размеров частиц  $Mg_{24}Y_5$ , а также выделений  $\beta$ -,  $\beta'$ - и  $\beta 1$ -фаз.

1. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone / M. Niinomi, Y. Liu, M. Nakai, H. Lui, H. Li // *Regenerative Biomaterials*. – 2016. – Vol. 3. – P. 173–185. – DOI: 10.1093/rb/rbw016.

2. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration – A review / G. Uppal, A. Thakur, A. Chauhan, S. Bala // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2022. – Vol. 10 (2). – P. 356–386. – DOI: 10.1016/j.jma.2021.08.017.

3. Current status on clinical applications of magnesium-based orthopaedic implants: A review from clinical translational perspective / D. Zhao, F. Witte, F. Lu, J. Wang, J. Li, L. Qin // *Biomaterials*. – 2016. – Vol. 112. – P. 287–302. – DOI: 10.1016/j.biomaterials.2016.10.017.

4. Bioabsorbable magnesium versus standard titanium compression screws for fixation of distal metatarsal osteotomies – 3 year results of a randomized clinical trial / C. Plaass, C. Von Falck, S. Ettinger, L. Sonnow, F. Calderone, A. Weizbauer, J. Reifenrath, L. Claassen, H. Waizy, K. Daniilidis, C. Stukenborg-Colsman, H. Windhagen // *Journal of Orthopaedic Science*. – 2018. – Vol. 23 (2). – P. 321–327. – DOI: 10.1016/j.jos.2017.11.005.

5. Magnesium biomaterials for orthopedic application: A review from a biological perspective / J. Walker, S. Shadanbaz, T. Woodfield, M. Staiger, G. Dias // *Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials*. – 2014. – Vol. 102 (6). – P. 1316–1331. – DOI: 10.1002/jbm.b.33113.

6. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion / F. Witte, N. Hort, C. Vogt, S. Cohen, K. Kainer, R. Willumeit, F. Feyerabend // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2008. – Vol. 12 (5–6). – P. 63–72. – DOI: 10.1016/j.cossms.2009.04.001.

7. Zheng Y., Gu X., Witte F. Biodegradable metals // *Materials Science and Engineering: Reports*. – 2014. – Vol. 77. – P. 1–34. – DOI: 10.1016/j.mser.2014.01.001.

8. Sun H.F., Li C.J., Fang W.B. Evolution of microstructure and mechanical properties of Mg-3.0Zn-2Ca-0.5Y alloy by extrusion at various temperatures // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 229. – P. 633–640. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.021.

9. Research progress of biodegradable magnesium-based biomedical materials: A review / J. Wang, J. Dou, Z. Wang, C. Hu, H. Yu, C. Chen // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 923. – P. 66377. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.166377.

10. Effect of multiaxial forging on microstructure and mechanical properties of Mg-0.8Ca alloy / N.Yu. Yurchenko, N.D. Stepanov, G.A. Salishchev, L.L. Rokhlin, S.V. Dobatkin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 63. – P. 1–7. – DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012075.

11. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid / D.L. Merson, A.I. Brilevsky, P.N. Myagkikh, M.V. Markushev, A. Vinogradov // *Letters on Materials*. – 2020. – Vol. 10 (2). – P. 217–222. – DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
12. Super-formable pure magnesium at room temperature / Z. Zeng, J. Nie, S. Xu, C. Davies, N. Birbilis // *Nature Communications*. – 2017. – Vol. 8. – P. 972. – DOI: 10.1038/s41467-017-01330-9.
13. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion / J. Bohlen, S. Yi, D. Letzig, K. Kainer // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 7092–7098. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.081.
14. Atwell L., Barnett R. Extrusion limits of magnesium alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2007. – Vol. 38. – P. 3032–3041. – DOI: 10.1007/s11661-007-9323-2.
15. Microstructure and fatigue properties of the ultrafine-grained AM60 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing / O. Kulyasova, R. Islamgaliev, B. Mingler, M. Zehetbauer // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 503 (1–2). – P. 176–180. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.03.057.
16. Ben-Hamu G., Eliezer D., Wagner L. The relation between severe plastic deformation microstructure and corrosion behavior of AZ31 magnesium alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2009. – Vol. 468. – P. 222–229. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.01.084.
17. Kablov E.N. Innovation developments of VIAM on organization of 'Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period to 2030 year // *Aviation Materials and Technologies*. – 2015. – Vol. 1 (34). – P. 3–33. – DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
18. Rokhlin L.L. Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties. – London: Taylor and Francis Inc., 2003. – 245 p. – ISBN 9780429179228.
19. Applications of magnesium alloys for aerospace: A review / J. Bai, Y. Yang, C. Wen, J. Chen, G. Zhou, B. Jiang, X. Peng, F. Pan // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2023. – Vol. 11 (10). – P. 3609–3619. – DOI: 10.1016/j.jma.2023.09.015.
20. Microstructure and microhardness mechanism of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy / W. Wang, L. He, X. Yang, D. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 868. – P. 159107. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159107.
21. ASTM E1382-97. Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016. – 24 p.
22. Influence of severe plastic deformation by extrusion on microstructure, deformation and thermal behavior under tension of magnesium alloy Mg-2.9Y-1.3Nd / E. Legostaeva, A. Eroshenko, V. Vavilov, V.A. Skripnyak, N. Luginin, A. Chulkov, A. Kozulin, V.V. Skripnyak, J. Schmidt, A. Tolmachev, P. Uvarkin, Y. Sharkeev // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 988. – DOI: 10.3390/met13050988.
23. Nie J., Muddle B. Characterization of strengthening precipitate phases in a Mg-Y-Nd alloy // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48 (8). – P. 1691. – DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00013-6.
24. Calado L.M., Carmezim M.J., Montemor M.F. Rare earth based magnesium alloys – A review on WE Series // *Frontiers in Materials*. – 2022. – Vol. 8. – P. 808906. – DOI: 10.3389/fmats.2021.804906.
25. Magnesium permanent mold castings optimization / F.R. Elsayed, N. Hort, M.A. Salgado-Ordoric, K. Kainer // *Materials Science Forum*. – 2011. – Vol. 690. – P. 65–68. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.690.65.
26. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43. – P. 3891–3939. – DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
27. Structure evolution of a WE43 Mg alloy submitted to different thermal treatments / P. Mengucci, G. Barucca, G. Riontino, D. Lussana, M. Massazza, R. Ferragut, E. Hassan Aly // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 47. – P. 37–44. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.06.016.
28. Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of WE43 magnesium alloy II: Aging at 250 and 300 °C / Y. Kang, Z. Huang, S. Wang, H. Yan, R. Chen, J. Huang // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2020. – Vol. 8. – P. 103–110. – DOI: 10.1016/j.jma.2019.11.012.
29. WE43 magnesium alloy – material for challenging applications / J. Kubásek, D. Dvorský, M. Čavojský, M. Roudnická, D. Vojtech // *Kovove Materialy = Metallic Materials*. – 2019. – Vol. 57 (3). – P. 159–165. – DOI: 10.4149/km\_2019\_3\_159.
30. Ladd M., Palmer R. Structure determination by X-ray crystallography: Analysis by X-rays and neutrons. – New York: Springer, 2013. – 784 p. – ISBN 1461439566.

## Конфликт интересов

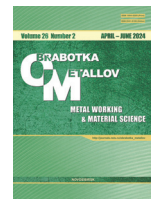
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



## Obrabotka metallov -

# Metal Working and Material Science

Journal homepage: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Thermal stability of extruded Mg-Y-Nd alloy structure

Anna Eroshenko<sup>1, a, \*</sup>, Elena Legostaeva<sup>1, b</sup>, Ivan Glukhov<sup>1, c</sup>, Pavel Uvarkin<sup>1, d</sup>,  
 Aleksei Tolmachev<sup>1, e</sup>, Yurii Sharkeev<sup>1, 2, f</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>2</sup> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, [eroshenko@ispms.ru](mailto:eroshenko@ispms.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3684-9930>, [lego@ispms.ru](mailto:lego@ispms.ru);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, [gia@ispms.ru](mailto:gia@ispms.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, [uvarkin@ispms.ru](mailto:uvarkin@ispms.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, [tolmach@ispms.ru](mailto:tolmach@ispms.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, [sharkeev@ispms.ru](mailto:sharkeev@ispms.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 19 October 2023

Revised: 16 November 2023

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Mg-Y-Nd alloy

Extruded alloy

Microstructure

Phase composition

Thermal stability

#### Funding

The work was performed according to the Government Research Assignment for the Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), project No. FWRW-2021-0004. Experimental research was conducted using the equipment of the Common Use Center “Nanotech” at the Institute of Strength, Physics, and Materials Science, SB RAS (ISPMS SB RAS, Tomsk, Russia).

#### Acknowledgements

The authors are grateful to engineer *Juergen Schmid* (Department of Electrochemistry, Innovent Technology Development, Germany) and researcher *Chebodeva V.V.* (IPPM SB RAS) for assistance in carrying out a number of experimental works.

### ABSTRACT

**Introduction.** Today, bioresorbable magnesium alloys possessing the required physical, mechanical, corrosion, and biological properties, are promising materials for orthopedic and cardiovascular surgery. The addition of rare earth elements such as yttrium, neodymium, and cerium to magnesium alloys improves its properties. Compared to widely used titanium alloys, magnesium alloys have a number of advantages. Biore-sorbable materials slowly dissolve in the body, and recurrent operation to remove the implant is not needed. Biocompatible magnesium alloys have a fairly low elastic modulus (10 to 40 GPa), approaching to that of cortical bone, that reduces the contact stress in the bone-implant system. At the same time, strength properties of magnesium alloys alloyed with rare earth elements do not always meet the requirements for medical applications. Severe plastic deformation, for example, equal channel angular pressing, torsion under quasi-hydrostatic pressure, uniaxial forging, extrusion, is therefore very promising technique to gain the high level of mechanical properties of metals and alloys. Severe plastic deformation of magnesium alloys improves its structural strength by 2.5 times due to the generation of an ultrafine-grained and/or fine-grained structure. The issues related to the study of heat resistance, structure and phase composition of magnesium alloys with appropriate strength are relevant. **Purpose of the work** is to determine the influence of thermal effects on the microstructure of the extruded Mg-Y-Nd alloy. **Methodology.** The extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy (95.0 wt. % Mg, 2.9 wt. % Y, 1.3 wt. % Nd, ≤ 0.2 wt. % Fe, ≤ 0 wt. % Al) is investigated in this paper. The thermal stability of the alloy microstructure is studied after annealing at 100, 300, 350, 450 and 525 °C in argon for one hour. The microstructure and phase composition are investigated using optical, transmission and scanning electron microscopes and analyzed on an X-ray diffractometer. **Results and discussion.** The extruded Mg-2.9Y-1.3Nd alloy has the bimodal fine-grained microstructure. It is found that along with the stable α-Mg phase, the alloy structure consists of Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> intermetallic particles and β-, β'-, and β1-phase precipitates. Annealing in the temperature range of 100–450 °C for one hour has no effect on the structure of the Mg-2.9Y-1.3Nd alloy, but promotes the growth in the linear dimensions of β-, β'-, and β1-phases precipitates. In the temperature range of 300–450 °C, the morphology of β-, β'-, and β1-phases changes, while the average grain size of the major α-phase remains unchanged. Annealing at 525 °C leads to a notable transformation of the bimodal microstructure of the alloy, which is associated with the intensive growth in the grain size of the α-phase, Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> particles, and β-, β'-, and β1-phases precipitates. Annealing in the temperature range of 100–450 °C leads to an increase in the linear dimensions of Mg<sub>24</sub>Y<sub>5</sub> particles, β-, β'-, and β1-phases precipitates and bimodal microstructure of the Mg-2.9Y-1.3Nd alloy remains unchanged.

**For citation:** Eroshenko A.Yu., Legostaeva E.V., Glukhov I.A., Uvarkin P.V., Tolmachev A.I., Sharkeev Yu.P. Thermal stability of extruded Mg-Y-Nd alloy structure. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 174–185. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-174-185. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Eroshenko Anna Yu., Ph.D. (Engineering), Senior research fellow  
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,  
 2/4, pr. Akademicheskii,  
 634055, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 3822 28-69-11, e-mail: [eroshenko@ispms.ru](mailto:eroshenko@ispms.ru)



## References

1. Niinomi M., Liu Y., Nakai M., Lui H., Li H. Biomedical titanium alloys with Young's moduli close to that of cortical bone. *Regenerative Biomaterials*, 2016, vol. 3, pp. 173–185. DOI: 10.1093/rb/rbw016.
2. Uppal G., Thakur A., Chauhan A., Bala S. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration – A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (2), pp. 356–386. DOI: 10.1016/j.jma.2021.08.017.
3. Zhao D., Witte F., Lu F., Wang J., Li J., Qin L. Current status on clinical applications of magnesium-based orthopaedic implants: A review from clinical translational perspective. *Biomaterials*, 2016, vol. 112, pp. 287–302. DOI: 10.1016/j.biomaterials.2016.10.017.
4. Plaass C., Von Falck C., Ettinger S., Sonnow L., Calderone F., Weizbauer A., Reifenrath J., Claassen L., Waizy H., Daniilidis K., Stukenborg-Colsman C., Windhagen H. Bioabsorbable magnesium versus standard titanium compression screws for fixation of distal metatarsal osteotomies – 3 year results of a randomized clinical trial. *Journal of Orthopaedic Science*, 2018, vol. 23 (2), pp. 321–327. DOI: 10.1016/j.jos.2017.11.005.
5. Walker J., Shadanbaz S., Woodfield T., Staiger M., Dias G. Magnesium biomaterials for orthopedic application: A review from a biological perspective. *Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials*, 2014, vol. 102 (6), pp. 1316–1331. DOI: 10.1002/jbm.b.33113.
6. Witte F., Hort N., Vogt C., Cohen S., Kainer K., Willumeit R., Feyerabend F. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2008, vol. 12 (5–6), pp. 63–72. DOI: 10.1016/j.cossms.2009.04.001.
7. Zheng Y., Gu X., Witte F. Biodegradable metals. *Materials Science and Engineering: Reports*, 2014, vol. 77, pp. 1–34. DOI: 10.1016/j.msere.2014.01.001.
8. Sun H.F., Li C.J., Fang W.B. Evolution of microstructure and mechanical properties of Mg–3.0Zn–0.2Ca–0.5Y alloy by extrusion at various temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 229, pp. 633–640. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.021.
9. Wang J., Dou J., Wang Z., Hu C., Yu H., Chen C. Research progress of biodegradable magnesium-based biomedical materials: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 923, p. 66377. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.166377.
10. Yurchenko N.Yu., Stepanov N.D., Salishchev G.A., Rokhlin L.L., Dobatkin S.V. Effect of multiaxial forging on microstructure and mechanical properties of Mg–0.8Ca alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2014, vol. 63, pp. 1–7. DOI: 10.1088/1757-899X/63/1/012075.
11. Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg–1Zn–0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. *Letters on Materials*, 2020, vol. 10 (2), pp. 217–222. DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
12. Zeng Z., Nie J., Xu S., Davies C., Birbilis N. Super-formable pure magnesium at room temperature. *Nature Communications*, 2017, vol. 8, p. 972. DOI: 10.1038/s41467-017-01330-9.
13. Bohlen J., Yi S., Letzig D., Kainer K. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, pp. 7092–7098. DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.081.
14. Atwell L., Barnett R. Extrusion limits of magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, vol. 38, pp. 3032–3041. DOI: 10.1007/s11661-007-9323-2.
15. Kulyasova O., Islamgaliev R., Mingler B., Zehetbauer M. Microstructure and fatigue properties of the ultrafine-grained AM60 magnesium alloy processed by equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 503 (1–2), pp. 176–180. DOI: 10.1016/j.msea.2008.03.057.
16. Ben-Hamu G., Eliezer D., Wagner L. The relation between severe plastic deformation microstructure and corrosion behavior of AZ31 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 468, pp. 222–229. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.01.084.
17. Kablov E.N. Innovation developments of VIAM on organization of 'Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period to 2030 year. *Aviation Materials and Technologies*, 2015, vol. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071–9140-2015-0-1-3-33.
18. Rokhlin L.L. *Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties*. London, Taylor and Francis Inc., 2003. 245 p. ISBN 9780429179228.
19. Bai J., Yang Y., Wen C., Chen J., Zhou G., Jiang B., Peng X., Pan F. Applications of magnesium alloys for aerospace: A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, vol. 11 (10), pp. 3609–3619. DOI: 10.1016/j.jma.2023.09.015.



20. Wang W., He L., Yang X., Wang D. Microstructure and microhardness mechanism of selective laser melting Mg-Y-Sm-Zn-Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 868, p. 159107. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159107.
21. ASTM E1382-97. *Standard test methods for determining average grain size using semiautomatic and automatic image analysis*. West Conshohocken, PA, ASTM International, 2016. 24 p.
22. Legostaeva E., Eroshenko A., Vavilov V., Skripnyak V.A., Luginin N., Chulkov A., Kozulin A., Skripnyak V.V., Schmidt J., Tolmachev A., Uvarkin P., Sharkeev Y. Influence of severe plastic deformation by extrusion on microstructure, deformation and thermal behavior under tension of magnesium alloy Mg-2.9Y-1.3Nd. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 988. DOI: 10.3390/met13050988.
23. Nie J., Muddle B. Characterization of strengthening precipitate phases in a Mg–Y–Nd alloy. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48 (8), pp. 1691–1703. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00013-6.
24. Calado L.M., Carmezim M.J., Montemor M.F. Rare earth based magnesium alloys – A review on WE series. *Frontiers in Materials*, 2022, vol. 8, p. 808906. DOI: 10.3389/fmats.2021.804906.
25. Hort N., Salgado-Ordoric M.A., Kainer K. Magnesium permanent mold castings optimization. *Materials Science Forum*, 2011, vol. 690, pp. 65–68. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.690.65.
26. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43, pp. 3891–3939. DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
27. Mengucci P., Barucca G., Riontino G., Lussana D., Massazza M., Ferragut R., Hassan Aly E. Structure evolution of a WE43 Mg alloy submitted to different thermal treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 47, pp. 37–44. DOI: 10.1016/j.msea.2007.06.016.
28. Kang Y., Huang Z., Wang S., Yan H., Chen R., Huang J. Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of WE43 magnesium alloy II: Aging at 250 and 300 °C. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, vol. 8, pp. 103–110. DOI: 10.1016/j.jma.2019.11.012.
29. Kubásek J., Dvorský D., Čavojský M., Roudnická M., Vojtech D. WE43 magnesium alloy – material for challenging applications. *Kovove Materialy = Metallic Materials*, 2019, vol. 57 (3), pp. 159–165. DOI: 10.4149/km\_2019\_3\_159.
30. Ladd M., Palmer R. *Structure determination by X-ray crystallography: Analysis by X-rays and neutrons*. New York, Springer, 2013. 784 p. ISBN 1461439566.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Влияние технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания на качество формируемого объекта из титанового сплава ВТ23

Ксения Базалеева<sup>1, a, \*</sup>, Дарья Сафарова<sup>1, b</sup>, Юлия Понкратова<sup>1, c</sup>, Максим Луговой<sup>1, d</sup>,  
 Елена Цветкова<sup>1, e</sup>, Андрей Алексеев<sup>1, f</sup>, Марк Железный<sup>1, j</sup>, Иван Логачев<sup>2, h</sup>,  
 Федор Басков<sup>2, i</sup>

<sup>1</sup> Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, ул. Миклухо-Маклая, 6, г. Москва, 117198, Россия

<sup>2</sup> Университет науки и технологий МИСИС, Ленинский пр., 4, стр. 1., г. Москва, 119049, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-6205-3154>, [bazaleeva-ko@rudn.ru](mailto:bazaleeva-ko@rudn.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>, [safarova\\_de@pfur.ru](mailto:safarova_de@pfur.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0009-0000-1094-3529>, [ponkratova\\_yuyu@rudn.ru](mailto:ponkratova_yuyu@rudn.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0009-0007-7160-7802>, [www111www6376@gmail.com](mailto:www111www6376@gmail.com);  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0002-8462-1818>, [tsvetkova-ev@rudn.ru](mailto:tsvetkova-ev@rudn.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0009-0008-7394-6370>, [alexeev-anvs@rudn.ru](mailto:alexeev-anvs@rudn.ru);  
<sup>j</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3821-6790>, [markiron@mail.ru](mailto:markiron@mail.ru); <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8216-1451>, [logachev.ia@misis.ru](mailto:logachev.ia@misis.ru);  
<sup>i</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>, [baskov\\_fa@misis.ru](mailto:baskov_fa@misis.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.18; 620.11

#### История статьи:

Поступила: 25 января 2024

Рецензирование: 19 февраля 2024

Принята к печати: 20 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Прямое лазерное выращивание

Титановые сплавы

Технологические параметры

Фазово-структурное состояние

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) рассматривается как перспективный метод формирования изделий сложной конфигурации из сплавов на основе титана, так как позволяет минимизировать применение механообработки и потери материала на отходы. В настоящее время технологический процесс ПЛВ титанового сплава ВТ23 не разработан, не исследованы особенности структуры сплава после данного метода получения, которые позволят определить область применения материала в состоянии после ПЛВ. **Цель работы.** Определение оптимальных технологических параметров процесса ПЛВ для синтеза качественных изделий из титанового сплава ВТ23. **Методы исследования.** В работе проанализированы образцы сплава, полученные в интервалах мощности лазерного излучения 700...1300 Вт с шагом 100 Вт, скорости сканирования 600...1000 мм/мин с шагом 200 мм/мин и расстояния между соседними лазерными треками 0,5...0,9L (L – ширина трека) с шагом 0,2L. Исследование элементного состава порошкового материала проводилось методами рентгенофлуоресцентного анализа и восстановительного сжигания в газоанализаторе. Структура объектов, полученных методом ПЛВ, анализировалась методами металлографического и рентгенофазового анализа, а также определялось значение их микротвердости. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что качественные объекты без трещин, с низкой пористостью могут быть синтезированы из сплава ВТ23 методом ПЛВ при использовании следующих технологических параметров: мощности лазера 700...1100 Вт, скорости сканирования 800...1000 мм/мин, расстояния между треками 0,5...0,7 от ширины отдельного трека L. Показано, что после всех исследованных режимов ПЛВ сплав ВТ23 имел дисперсную ( $\alpha+\beta$ ) структуру типа «корзиночное плетение». Выявлено, что независимо от режима ПЛВ количество  $\beta$ -фазы в структуре сплава составляет ~ 30 %. Показано, что микротвердость наплавленного материала не зависит от режима ПЛВ и составляет 460 HV.

**Для цитирования:** Влияние технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания на качество формируемого объекта из титанового сплава ВТ23 / К.О. Базалеева, Д.Э. Сафарова, Ю.Ю. Понкратова, М.Е. Луговой, Е.В. Цветкова, А.В. Алексеев, М.В. Железный, И.А. Логачев, Ф.А. Басков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 186–198. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-186-198.

## Введение

Титановые сплавы, обладающие высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью и трещиностойкостью, нашли свое приме-

нение в различных областях промышленности, в том числе в аэрокосмической отрасли [1]. Поскольку многие детали летательных аппаратов имеют сложную конфигурацию, то прямое лазерное выращивание (ПЛВ) рассматривается как перспективная технология их производства [2–5]. Дополнительным основанием для применения технологии ПЛВ при синтезе деталей из титановых сплавов является то, что эти материалы из-за высокой прочности и низкой теплопро-

#### \*Адрес для переписки

Базалеева Ксения Олеговна, к.ф.-м.н.

Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы,

ул. Миклухо-Маклая, 6,

117198, г. Москва, Россия

Тел.: +7 905 760-12-32, e-mail: bazaleeva-ko@rudn.ru



водности плохо обрабатываются механически, а ПЛВ позволяет формировать сложнопрофильные изделия при минимальном использовании механической обработки. Кроме того, минимизация мехобработки позволяет снизить долю отходов дорогостоящего сплава.

Известно, что качество синтезируемых методом ПЛВ объектов зависит от технологических параметров процесса. Под качеством в данном случае подразумевается отсутствие макродефектов, а именно трещин и пор, которые могут формироваться при лазерной перекристаллизации порошкового материала. Во многих исследованиях авторы, варьируя мощность лазерного излучения, скорость сканирования лазера, скорость подачи порошка, диаметр лазерного пятна на поверхности, расстояние между лазерными треками и даже режим работы лазера (импульсный/непрерывный) [5], проводят оптимизацию технологических параметров ПЛВ для синтеза деталей из титановых сплавов [6–13]. Однако практическое применение режимов, разработанных другими исследователями, затруднено в основном по двум причинам. Во-первых, большинство исследований проведены на титановом сплаве Ti-6Al-4V [4–9], и значительно меньше работ, в которых разрабатывается технология ПЛВ для титановых сплавов другого состава – Ti-Al-Sn-Zr-Mo [10], Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Cr [11], Ti-Al-Mo-Zr-Si [12], при этом практически отсутствуют работы по ПЛВ сплава Ti-5Al-4V-2.5Mo-1Cr-0.7Fe-0.1Si (BT23). Известно также, что изменение физических свойств сплава оказывает влияние на процессы перекристаллизации порошкового материала, и состав сплава необходимо учитывать. Во-вторых, ПЛВ является многопараметровым процессом, тогда как авторы большинства статей приводят значения только основных параметров. Термические условия перекристаллизации порошка в большой степени зависят от устройства рабочей установки и от состояния исходного порошкового материала, а незначительное изменение условий перекристаллизации может привести к сдвигу области оптимальных параметров. Таким образом, обработка режимов, позволяющих синтезировать качественный объект заданного состава, является неотъемлемой частью технологии ПЛВ.

**Целью настоящей работы** являлась разработка режимов ПЛВ на принтере InssTek MX-

Grande для формирования качественных изделий из сплава на основе Ti BT23. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие задачи:

- определение интервалов технологических параметров процесса ПЛВ (мощности лазерного излучения, скорости сканирования и расстояния между лазерными треками), которые позволяют сформировать структуру без трещин, с минимальными пористостью и шероховатостью поверхности, с проплавлением в нижний слой не более 40 %;
- металлографическое исследование характера структуры, формирующейся в сплаве при ПЛВ;
- определение фазового состава сплава после ПЛВ;
- изучение зависимости микротвердости сплава от технологических параметров процесса.

### Методика исследований

Объектами исследования являлись образцы из порошка титанового сплава BT23, полученные методом ПЛВ. С помощью рентгенофлуоресцентного спектрального анализа была проведена оценка элементного состава исходного титанового порошка; концентрации газовых примесей в порошке определялись методом восстановительного сжигания (табл. 1). Химический состав порошка BT23, включая концентрации газовых примесей, соответствует ОСТ 1-90013–81 [14]. Дисперсность порошка составляет 40...100 мкм. Фазовый состав исходного порошкового материала, определенный рентгенодифракционным методом, представлял собой твердый раствор на основе  $\alpha$ -Ti с кристаллической ГПУ-решеткой и оксид титана TiO<sub>2</sub> (рутил) с тетрагональной кристаллической решеткой,  $\beta$ -фаза на дифрактограмме не зафиксирована (рис. 1). Наличие соединения TiO<sub>2</sub> на дифрактограмме, вероятно, связано с высокой долей поверхностного оксидного слоя в облученном объеме дисперсного (менее 100 мкм) порошкового материала при рентгеновском анализе.

Процесс ПЛВ был выполнен на лазерной установке InssTek MX-Grande в защитной атмосфере Ar, технологические параметры процесса приведены в табл. 2.

Выбор режимов ПЛВ, позволяющих формировать изделия удовлетворительного качества,

**Химический состав экспериментального порошка**  
**Chemical composition of the experimental powder**

Массовая доля химических элементов, % / Mass fraction of chemical elements, %									
Ti	Al	V	Mo	Cr	Fe	O	H	N	C
Осн.	4,8	4,5	2,6	1,2	0,4	0,12	0,004	0,018	0,03

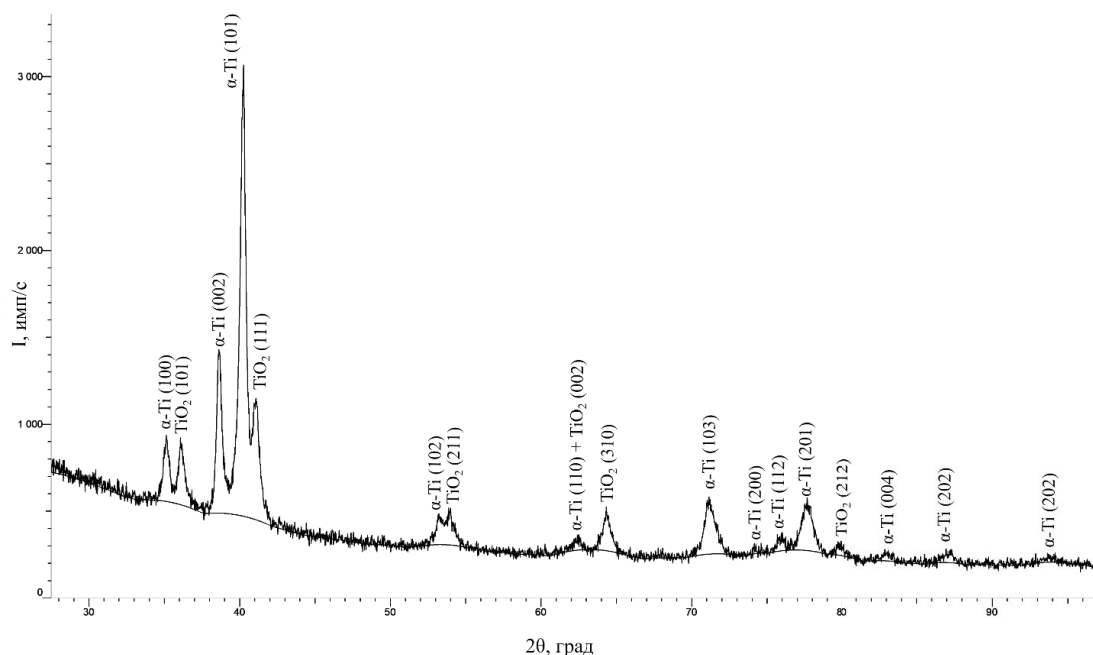


Рис. 1. Дифрактограмма исходного порошка

Fig. 1. X-ray diffraction pattern of the initial powder

**Технологические параметры процесса ПЛВ**  
**LENS modes**

Скорость подачи порошка / Powder feed rate	10 г/мин / 10 g/min
Подача газа Ar / Ar gas supply	коаксиальный – 10 л/мин транспортировочный – 3,5 л/мин защитный – 20 л/мин / coaxial – 10 l/min transporting – 3,5 l/min shielding – 20 l/min
Высота сопла над поверхностью / Nozzle height above surface	9 мм / 9 mm
Диаметр лазерного пятна / Laser spot diameter	1800 мкм / 1,800 μm
Мощность лазера / Laser power	700...1300 Вт, шаг 100 Вт / 700...1,300 W in increments of 100 W
Скорость сканирования / Scanning speed	600...1000 мм/мин, шаг 200 мм/мин / 600...1,000 mm/min in increments of 200 mm/min

проводится в несколько этапов. На первом этапе выбор осуществляется по геометрическим параметрам сечения единичного лазерного трека (валика), на втором этапе рассматриваются характеристики монослоев, т. е. объектов высотой в один наплавленный слой, а на последнем этапе анализируется качество объемного образца.

Оценка качества единичного валика проводилась по следующим критериям: коэффициент формы валика  $f \left( f = \frac{h}{L}, \text{ где } h - \text{высота валика над подложкой; } L - \text{ширина валика (рис. 2)} \right)$ ; значение коэффициента проплавления  $d \left( d = \frac{S_p}{S_p + S_h}, \text{ где } S_p \text{ и } S_h - \text{площадь валика ниже и выше поверхности подложки} \right)$ ; ширина валика  $L$ ; угол у основания валика  $\theta$  [15, 16–19].

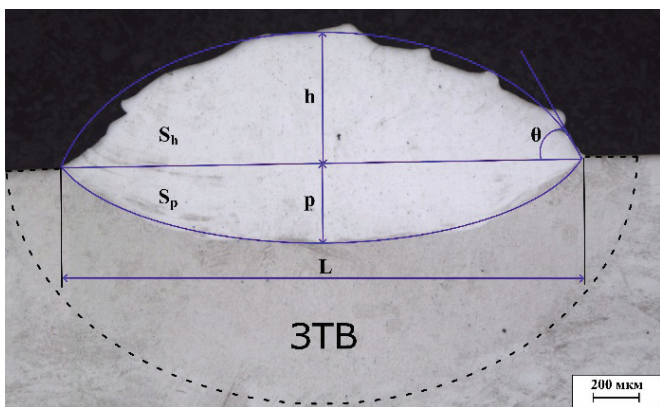


Рис. 2. Форма валика, сформированного при мощности лазера 1000 Вт и скорости сканирования лазера 1000 мм/мин

Fig. 2. Shape of the track formed by a laser power of 1,000 W and laser scanning speed of 1,000 mm/min

Допустимые значения данных характеристик приведены в табл. 3. Одним из важных критериев является также отсутствие трещин.

При формировании монослоев расстояние между соседними треками изменялось в интервале от  $0,5L$  до  $0,9L$ , где  $L$  – ширина валика, определенная на предыдущем этапе. Требования к геометрическим параметрам монослоев были следующие: перепад высоты монослоя не должен превышать 30 % от его максимальной высоты, а глубина проплавления должна составлять менее  $2/3$  от высоты слоя.

На объемных образцах, выращенных при разных режимах, контролировалось наличие трещин и крупных (более 1–2 мкм) пор в продольном и поперечном сечениях.

Исследование микроструктуры полученных образцов проводилось на инвертированном металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Для оптической металлографии образцы запрессовывались в смолу на автоматическом прессе Struers CitoPress-20 и подготавливались на шлифовально-полировальной станции Struers Tegramin 25. Для выявления структуры применялось химическое травление в водном растворе плавиковой и азотной кислот: 3 мл HF, 15 мл HNO<sub>3</sub>, 82 мл H<sub>2</sub>O.

Микротвердость образцов оценивалась по методу Виккерса на микротвердомере Pruftechnik KB50 SR. Нагрузка на индентор составляла 1,9 Н (200 г), погрешность измерения не более 10 %.

Съемка дифрактограмм исследуемых образцов проводилась на дифрактометре D8 Advance (Bruker) со схемой фокусировки по Брэггу – Brentано в CuK $\alpha$ -излучении в интервале углов дифракции  $2\theta = 30^\circ \dots 100^\circ$  с шагом  $\Delta 2\theta = 0,07^\circ$  и экспозицией в точке 2 секунды. Напряжение на

Таблица 3  
Table 3

**Критерии оценки формы валика**  
**Geometric parameters of a single laser track evaluation criteria**

Параметр / Parameter	Допустимое значение / Accepted value
Коэффициент формы / Shape factor ( $f$ )	0,2...0,33 / 0.2...0.33
Коэффициент проплавления / Penetration ratio ( $d$ )	0,1...0,4 / 0.1...0.4
Ширина валика / Track width ( $L$ )	1,7...3,0 мм / 1.7...3.0 mm
Угол у основания / Angle at the base ( $\theta$ )	< 90°



трубке составляло 40 кВ, сила тока 35 мА. Использовался счетчик полупроводниковый многоканальный, на трубке была установлена щель 2 мм и щель Соллера, на детекторе – только щель Соллера. В процессе съемки образцы вращались со скоростью 60 об/мин. Обработка спектров проводилась с помощью программ Diffrac.Eva и Diffrac.Toras. Для проведения рентгенофазового анализа образцы подвергались электрополировке на установке Struers LectroPol-5 в электролите А2 (78 мл  $\text{HClO}_4$ , 90 мл дистиллированной воды, 730 мл  $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ , 100 мл  $\text{C}_6\text{H}_{14}\text{O}_2$ ) в течение 15 минут при напряжении 10 В.

### Результаты и их обсуждение

Согласно результатам металлографического анализа валики, полученные при всех экспериментальных режимах (табл. 2), не имеют трещин, обладают незначительной пористостью, граница между ними и материалом подложки без дефектов (рис. 2). На границе с наплавленным валиком наблюдается зона термического влияния (ЗТВ) шириной около 0,50...0,05 мм.

Анализ графика зависимости коэффициента формы валика  $f$  от мощности показал, что при скорости сканирования 600 мм/мин значение коэффициента  $f$  лежит выше допустимого интервала (рис. 3). Геометрические параметры валиков, полученных при скоростях сканирования 800 и 1000 мм/мин, соответствуют требованиям по значениям коэффициента формы и ширины ва-

лика, а также коэффициента проплавления. Угол у основания валика меньше  $90^\circ$  практически при всех экспериментальных режимах лазерной наплавки.

Измерения микротвердости показали, что значение HV для валиков, выращенных при разных режимах, изменяется в диапазоне от 386 до 499 (рис. 4). Из графиков зависимостей видно, что при увеличении мощности лазера  $P$  твердость возрастает, увеличение скорости сканирования также приводит к росту твердости, но этот эффект незначительный. Известно, что в процессе ПЛВ материал охлаждается с достаточно высокой скоростью, что может привести к формированию дисперсной ( $\alpha+\beta$ ) структуры, а также к образованию мартенсита. Можно предположить, что рост твердости при высокой мощности лазера связан с увеличением температурного градиента.

По результатам анализа формы валиков были выбраны семь режимов ПЛВ, представленных в табл. 4.

Структуры выращенных монослоев представлены на рис. 5. Оценка соответствия монослоев заданным критериям представлена в виде графиков на рис. 6. Режим выращивания с расстоянием между соседними треками 0,9L является нецелесообразным. Перепад высот при некоторых режимах приближается к 90 %. Эти образцы представляли собой не монолитные слои, а набор отдельных валиков. Образцы с шагом между треками 0,5L и 0,7L имеют прибли-

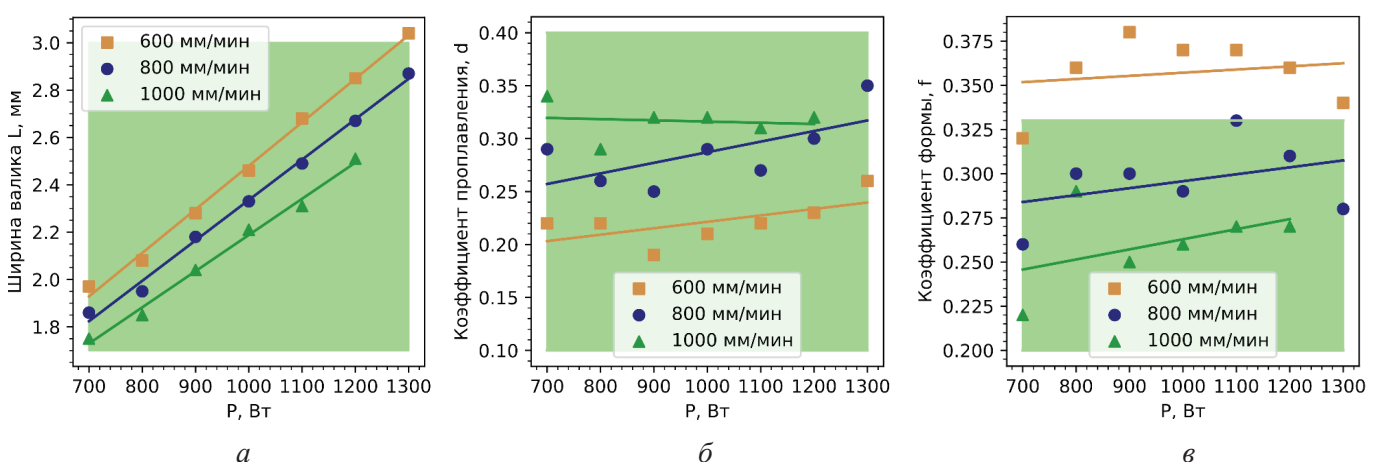


Рис. 3. Зависимости ширины валика (а), коэффициента проплавления (б), коэффициента формы валика (в) от мощности лазерного излучения (зеленая область – область допустимых значений)

Fig. 3. Dependences of the track width (a), penetration ratio (б), track shape factor (в) on the laser power (green area – range of accepted values)

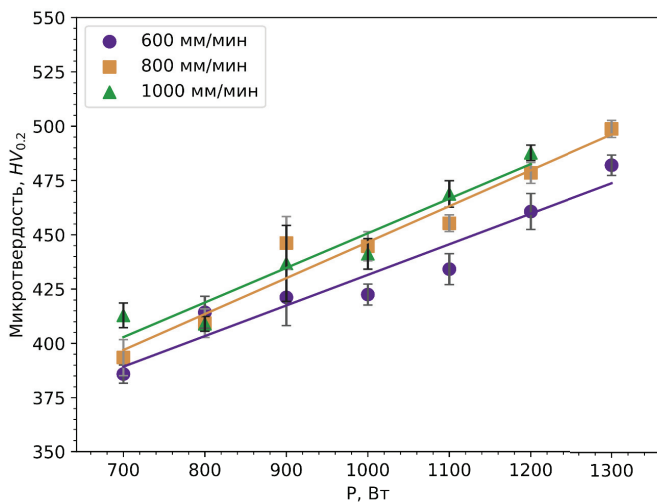


Рис. 4. Зависимость микротвердости единичных треков от мощности лазера для разной скорости сканирования

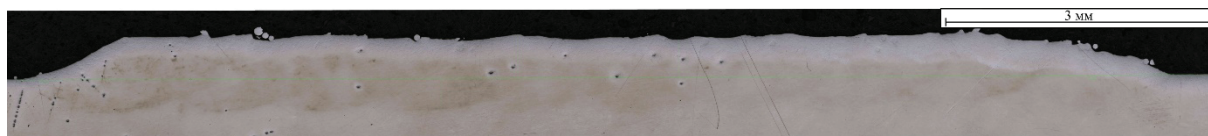
Fig. 4. Dependence of microhardness of single tracks on laser power for different scanning speeds

зительно одинаковую геометрию. Перепад высот в обоих случаях отличается незначительно и колеблется в пределах от 10 до 20 %. Следует отметить, что при расстоянии  $0,5L$  высота слоя получилась меньше для всех режимов ПЛВ, чем при  $0,7L$  (рис. 6, б). Вероятно, это связано с тем, что при ПЛВ с расстоянием между треками  $0,5L$  формирующаяся ванна расплава в большей степени захватывает материал соседнего закристаллизованного трека, что может приводить к увеличению доли рассеянного на нем порошка. То есть данные зависимости показывают, что порошковый материал усваивается в большей степени при расстоянии между валиками  $0,7L$ . Необходимо также отметить, что при повышении мощности лазера до значения 1000 Вт при скорости сканирования 1000 мм/мин фиксировалось увеличение пористости монослоев.

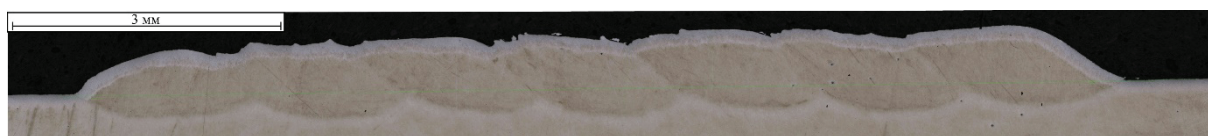
Таблица 4  
Table 4

**Режимы лазерной наплавки, выбранные по форме единичного трека**  
**Laser cladding modes selected according to the shape of a single track**

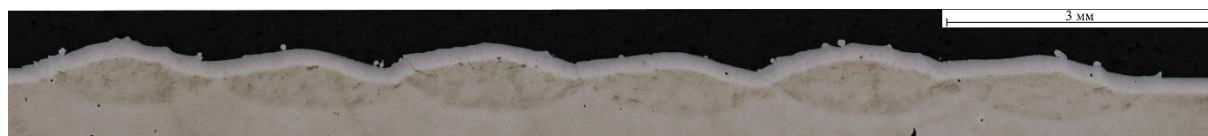
Скорость сканирования $V$ , мм/мин / Scanning speed $V$ , mm/min	700	800	900	1000	1100	1200	1300
Мощность $P$ , Вт / Power $P$ , W	800	1000	1000	1000	1000	1000	800



a



б



в

Рис. 5. Структура монослоев, полученных методом ПЛВ со скоростью сканирования 1000 мм/мин, мощностью 1000 Вт и разным расстоянием между валиками:  $a - 0,5L$ ;  $б - 0,7L$ ;  $в - 0,9L$

Fig. 5. Structure of monolayers obtained by the LENS method with a scanning speed of 1,000 mm/min, power of 1,000 W and different distances between tracks:  $a - 0.5L$ ;  $б - 0.7L$ ;  $в - 0.9L$

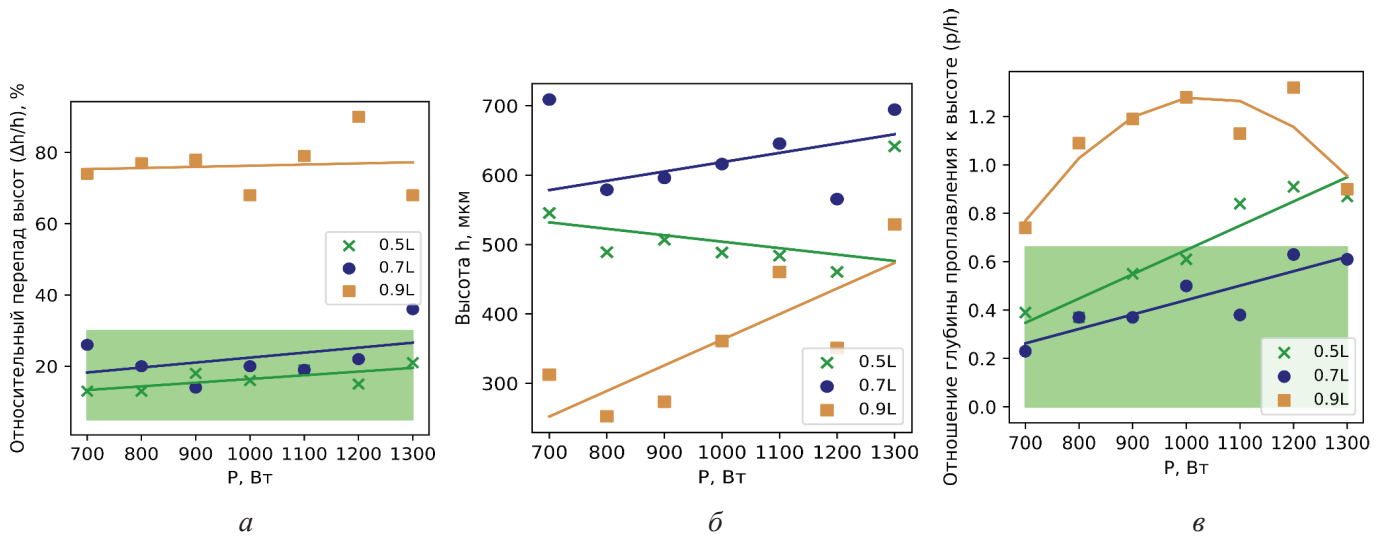


Рис. 6. Влияние расстояния между треками на относительный перепад высот  $\Delta h/h$  (а), высоту монослоя  $h$  (б), отношение глубины проплавления к высоте монослоя  $p/h$  в зависимости от мощности лазера (зеленая область – область допустимых значений) (в)

Fig. 6. Effect of the distance between tracks on the relative height difference ( $\Delta h/h$ ) (a), monolayer height ( $h$ ) (b), ratio of penetration depth to monolayer height ( $p/h$ ) depending on laser power (green area – area of acceptable values) (c)

Микротвердость монослоев незначительно выше микротвердости полученных ранее валиков и составляет 487...15 HV, при этом значение микротвердости монослоя практически не зависит от режима наплавки (рис. 7). Вероятно, этот результат связан с тем, что при лазерной наплавке нескольких треков из-за повторного нагрева уже наплавленного материала в нем протекают процессы старения, т. е. распад пересыщенных твердых растворов, приводящий к повышению твердости сплава.

Для создания трехмерных образцов были отобраны режимы, обеспечивающие максимально равномерный слой и отсутствие макродефектов (табл. 5).

Исследование микроструктуры полученных объемных образцов позволяет судить об отсутствии в них макродефектов. После ПЛВ при

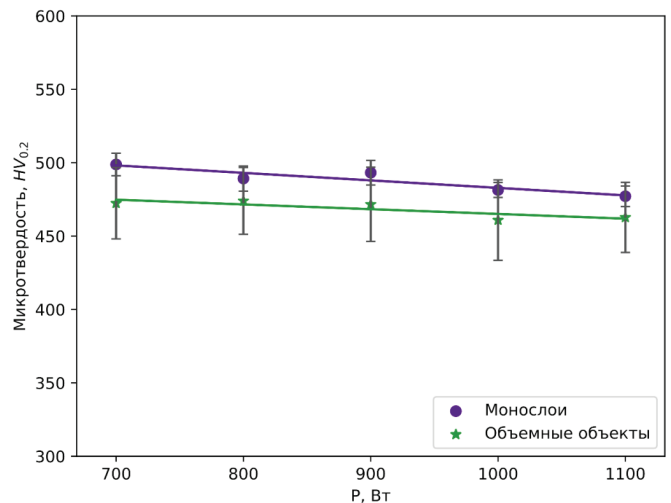


Рис. 7. Зависимость микротвердости монослоев и объемных образцов от мощности лазера

Fig. 7. Dependence of microhardness of monolayers and bulk specimens on laser power

Таблица 5

Table 5

**Режимы, выбранные по структуре монослоев**  
**Modes selected according to the structure of monolayers**

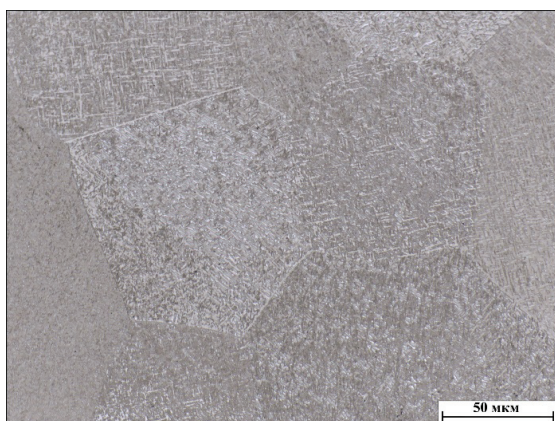
Мощность лазера $P$ , Вт / Laser power $P$ , W	700	700	800	800	900	1000	1100
Скорость сканирования $V$ , мм/мин / Scanning speed $V$ , mm/min	800	800	1000	1000	1000	1000	1000
Расстояние между треками / Track spacing	0,5L	0,7L	0,5L	0,7L	0,7L	0,7L	0,7L



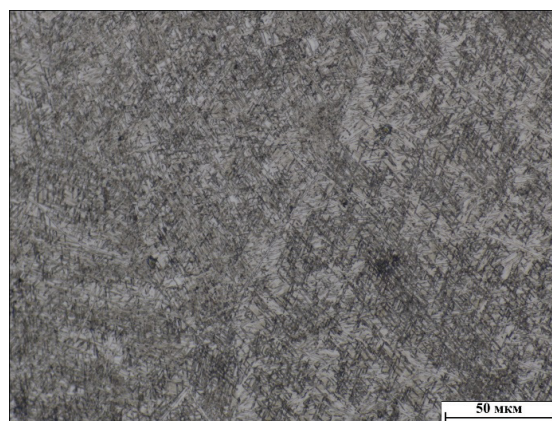
мощности лазера 1000 Вт  $\alpha$ -фаза наблюдается в виде участков так называемого корзиночного плетения и участков сетки вокруг первичных  $\beta$ -зерен (рис. 8). Такие структуры характерны для данного сплава как в закаленном состоянии, так и после ПЛВ [20–23]. В плоскости сканирования наблюдаются крупные ( $\sim 100$  мкм) равноосные области первичных кристаллов  $\beta$ -фазы. При остальных режимах ПЛВ наблюдалась подобная структура.

При анализе зависимости микротвердости объемных образцов от режима наплавки выявлено, что уровень твердости при всех режимах приблизительно одинаков и составляет  $457 \pm 23$  HV (рис. 7).

На рис. 9 представлены результаты рентгенофазового анализа. Все образцы, полученные при разных режимах ПЛВ, имеют  $(\alpha+\beta)$ -фазовый состав, где  $\alpha$  и  $\beta$  – фазы с ГПУ- и ОЦК-кристаллическими решетками соответственно.



а



б

Рис. 8. Микроструктура сплава VT23 после ПЛВ ( $P = 1000$  Вт; расстояние между валиками  $0,7L$ ):  
а – плоскость сканирования лазера; б – поперечное сечение образца

Fig. 8. Microstructure of VT23 alloy after LENS ( $P = 1,000$  W; track distance  $0.7L$ ):  
а – laser scanning plane; б – cross section of the specimen

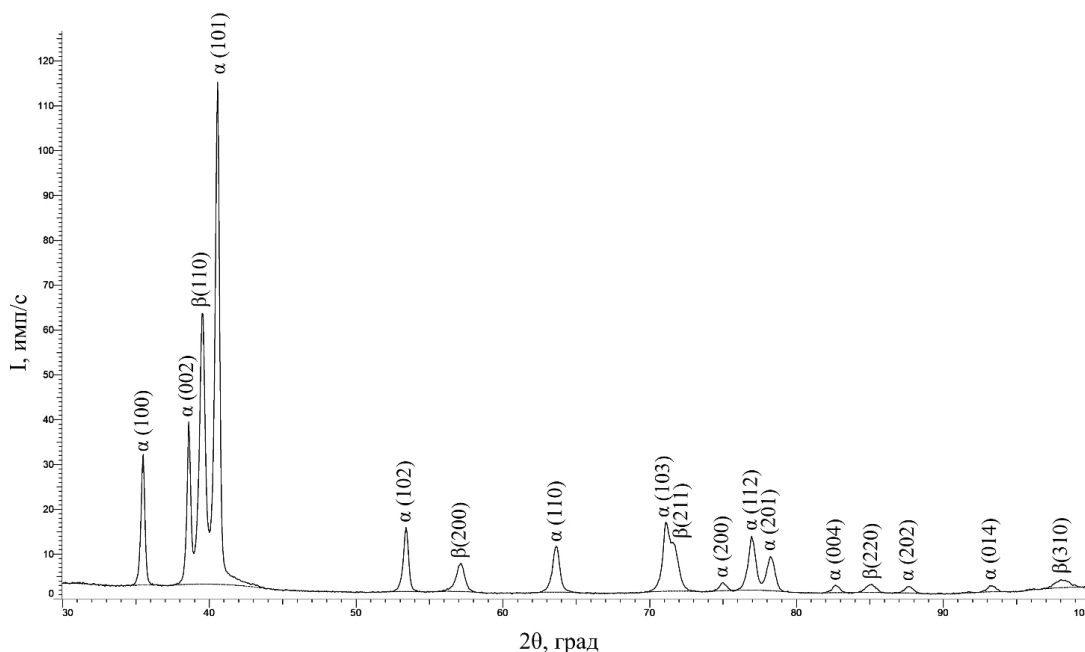


Рис. 9. Дифрактограмма объемного образца при  $P = 700$  Вт и  $0,5L$

Fig. 9. X-ray diffraction pattern of a bulk specimen at  $P = 700$  W and  $0.5L$

Поскольку дифракционные пики  $\alpha'$ -мартенсита совпадают с пиками  $\alpha$ -фазы, то однозначно определить его наличие в структуре по дифрактограмме не представляется возможным. Установлено, что доля  $\beta$ -фазы составляет около 30 %.

### Выводы

1. Проведено определение интервалов технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания сплава ВТ23, позволяющих синтезировать объект без трещин, с минимальным уровнем пористости и шероховатости поверхности, а также с заданным уровнем коэффициента проплавления: мощность лазера  $P = 700 \dots 1100$  Вт; скорость сканирования  $v = 800 \dots 1000$  мм/мин; расстояние между треками составляет 0,5...0,7 ширины валика.

2. С помощью оптической металлографии выявлено, что после всех экспериментальных режимов ПЛВ-структура титанового сплава имеет вид «корзиночное плетение» с дисперсными выделениями  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз игольчатой формы.

3. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что сплав ВТ23 независимо от режима выращивания состоит на 70 % из  $\alpha$ -фазы и на 30 % из  $\beta$ -фазы.

4. ДюрOMETрический анализ показал, что увеличение мощности лазера приводит к росту микротвердости единичных треков: для скорости сканирования 800 мм/мин увеличение мощности от 700 до 1300 Вт приводит к повышению твердости от 390 до 500 НВ. При этом увеличение мощности практически не влияет на твердость монослоев и объемных образцов, сохраняя ее в среднем на уровне 460 НВ.

### Список литературы

1. Металловедение титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов, Б.А. Колачев; под общ. ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева. – М.: Металлургия, 1992. – 352 с.

2. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond Ti-6Al-4V / Z. Liu, B. He, T. Lyu, Y. Zou // *Jom*. – 2021. – Vol. 73. – P. 1804–1818. – DOI: 10.1007/s11837-021-04670-6.

3. A fatigue life posterior analysis approach for laser-directed energy deposition Ti-6Al-4V alloy based on pore-induced failures by kernel ridge / L. Dang, X. He, D. Tang, B. Wu, Y. Li // *Engineering Fracture Mecha-*

*nics*. – 2023. – Vol. 289. – P. 109433. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2023.109433.

4. Ронжин Д.А., Григорьянц А.Г., Холопов А.А. Влияние технологических параметров на структуру металла изделий, полученных методом прямого лазерного выращивания из титанового порошка ВТ6 // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. – 2022. – № 9 (750). – С. 30–42.

5. Ravi G.A., Qiu C., Attallah M.M. Microstructural control in a Ti-based alloy by changing laser processing mode and power during direct laser deposition // *Materials Letters*. – 2016. – Vol. 179. – P. 104–108. – DOI: 10.1016/j.matlet.2016.05.038.

6. Mahamood R.M., Akinlabi E.T. Laser power and powder flow rate influence on the metallurgy and microhardness of laser metal deposited titanium alloy // *Materials Today: Proceedings*. – 2017. – Vol. 4 (2). – P. 3678–3684.

7. Разработка режима прямого лазерного выращивания титанового сплава ВТ23 / Д.Э. Сафарова, М.Е. Луговой, Ю.Ю. Понкратова, К.О. Базалева // VIII Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2023»: сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2023. – С. 242–243.

8. Laser cladding as repair technology for Ti-6Al-4V alloy: Influence of building strategy on microstructure and hardness / H. Paydas, A. Mertens, R. Carrus, J. Lecomte-Beckers, J.T. Tchuindjang // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 85. – P. 497–510. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.035.

9. Influence of process parameters on the mechanical properties of laser deposited Ti-6Al-4V alloy. Taguchi and response surface model approach / O.S. Fatoba, E.T. Akinlabi, S.A. Akinlabi, M.F. Erinsho // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (9). – P. 19181–19190. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.273.

10. Direct laser cladding of layer-band-free ultrafine Ti6Al4V alloy / L. Song, H. Xiao, J. Ye, S. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 307. – P. 761–771. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.007.

11. Sinter formation during directed energy deposition of titanium alloy powders / L. Sinclair, S.J. Clark, Y. Chen, S. Marussi, S. Shah, O.V. Magdysyuk, P.D. Lee // *International Journal of Machine Tools and Manufacturing*. – 2022. – Vol. 176. – P. 103887. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103887.

12. TC17 titanium alloy laser melting deposition repair process and properties / Q. Liu, Y. Wang, H. Zheng, K. Tang, H. Li, S. Gong // *Optics & Laser Technology*. – 2016. – Vol. 82. – P. 1–9. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.02.013.

13. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing / T. Wang, Y.Y. Zhu,



S.Q. Zhang, H.B. Tang, H.M. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 632. – P. 505–513. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.

14. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И., Третьяков Р.С. Анализ влияния параметров коаксиальной лазерной наплавки на формирование валиков // Технология машиностроения. – 2011. – № 11. – С. 19–21. – EDN: OQNYQB.

15. ОСТ 1-90013–81. Отраслевой стандарт. Титановые сплавы. Марки: введ. 01.07.1981. – ВИАМ, 1981. – 7 с.

16. Additive manufacturing technologies / I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, M. Khorasani. – 3rd ed. – Cham, Switzerland: Springer, 2021. – DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7.

17. Lewandowski J.J., Seifi M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties // Annual Review of Materials Research. – 2016. – Vol. 46. – P. 151–186. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.

18. De Oliveira U., Ocelik V., De Hosson J.T.M. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions // Surface and Coatings Technology. – 2005. – Vol. 197 (2–3). – P. 127–136. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.06.029.

19. Processing window development for laser cladding of zirconium on zirconium alloy / A. Harooni, A.M. Nasiri, A.P. Gerlich, A. Khajepour, A. Khalifa,

J.M. King // Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Vol. 230. – P. 263–271. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.028.

20. Влияние деформационной стабильности  $\beta$ -фазы в титановом сплаве ВТ23 на фазовый состав, структуру и механические свойства при растяжении и ударном изгибе / С.В. Гладковский, В.Е. Веселова, А.М. Пацелова, В.А. Хотинков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 26–33.

21. Швецов О.В., Кондратьев С.Ю. Влияние режимов закалки и старения на эксплуатационные свойства сплава ВТ23 // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2018. – Т. 24, № 2. – С. 119–133.

22. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing / T. Wang, Y.Y. Zhu, S.Q. Zhang, H.B. Tang, H.M. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 632. – P. 505–513. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.

23. Microstructure evolution and layer bands of laser melting deposition Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy / Y. Zhu, X. Tian, J. Li, H. Wang // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 616. – P. 468–474. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.07.161.

## Конфликт интересов

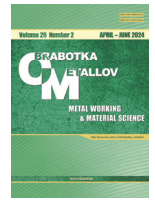
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## The influence of technological parameters of the laser engineered net shaping process on the quality of the formed object from titanium alloy VT23

Ksenia Bazaleeva<sup>1, a, \*</sup>, Daria Safarova<sup>1, b</sup>, Yulia Ponkratova<sup>1, c</sup>, Maxim Lugovoi<sup>1, d</sup>, Elena Tsvetkova<sup>1, e</sup>,  
 Andrei Alekseev<sup>1, f</sup>, Mark Zhelezni<sup>1, j</sup>, Ivan Logachev<sup>2, h</sup>, Fedor Baskov<sup>2, i</sup>

<sup>1</sup> Peoples' Friendship University of Russia named after Patrice Lumumba, 6 Miklukho-Maklaya st., Moscow, 117198, Russian Federation

<sup>2</sup> The National University of Science and Technology MISIS, 4 Leninskiy Pr., Moscow, 119049, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-6205-3154>, [bazaleeva-ko@rudn.ru](mailto:bazaleeva-ko@rudn.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>, [safarova\\_de@pfur.ru](mailto:safarova_de@pfur.ru);  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0009-0000-1094-3529>, [ponkratova\\_yuyu@rudn.ru](mailto:ponkratova_yuyu@rudn.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0009-0007-7160-7802>, [www111www6376@gmail.com](mailto:www111www6376@gmail.com);  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0002-8462-1818>, [tsvetkova-ev@rudn.ru](mailto:tsvetkova-ev@rudn.ru); <sup>f</sup> <https://orcid.org/0009-0008-7394-6370>, [alexeev-anvs@rudn.ru](mailto:alexeev-anvs@rudn.ru);  
<sup>j</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3821-6790>, [markiron@mail.ru](mailto:markiron@mail.ru); <sup>h</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8216-1451>, [logachev.ia@misis.ru](mailto:logachev.ia@misis.ru);  
<sup>i</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>, [baskov.fa@misis.ru](mailto:baskov.fa@misis.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 25 January 2024

Revised: 19 February 2024

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Laser engineered net shaping

Titanium alloys

Technological parameters

Phase-structural state

### ABSTRACT

**Introduction.** Laser engineered net shaping (*LENS*) or Direct metal deposition (*DMD*) is considered as a promising method for manufacturing products of complex configurations from titanium-based alloys, as it allows minimizing the use of machining and loss of material to waste. Currently, neither the *LENS* technological process of titanium alloy *VT23* has not been developed, nor the structural features of the alloy after *LENS* have not been studied, which will make it possible to determine the scope of application of the material after *LENS*. **The purpose of this study** is to determine optimal modes of the *LENS* process for manufacturing of quality parts from titanium alloy *VT23*. **Methodology.** The alloy specimens obtained with laser power 700÷1300 W in increments of 100 W and scanning speed 600÷1,000 mm/min in increments of 200 mm/min and distance between adjacent laser tracks 0.5–0.9L (*L* — track width) in increments of 0.2*L* were analyzed in the study. The elemental composition of the powder material was studied by X-ray fluorescence analysis and reducing combustion in a gas analyzer, the structure of the objects obtained by *LENS* was analyzed by metallographic and X-ray phase analysis methods as well as microhardness was determined. **Results and discussion.** It is established that high-quality objects without cracks, with low porosity can be synthesized from *VT23* alloy by *LENS* method using the following modes: laser power 700÷1100 W, scanning speed 800–1,000 mm/min, track spacing 0.5–0.7 of the individual track width *L*. It is shown that after all investigated *LENS* modes, the *VT23* alloy had a dispersed ( $\alpha+\beta$ ) structure of the “basket weave” type. It is revealed that regardless of *LENS* mode the amount of  $\beta$ -phase in the alloy structure is about 30 %. It is shown that the microhardness of the deposited material does not depend on *LENS* modes and is 460 HV.

**For citation:** Bazaleeva K.O., Safarova D.E., Ponkratova Yu.Yu., Lugovoi M.E., Tsvetkova E.V., Alekseev A.V., Zhelezni M.V., Logachev I.A., Baskov F.A. The influence of technological parameters of the laser engineered net shaping process on the quality of the formed object from titanium alloy VT23. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 186–198. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-186-198. (In Russian).

### References

1. Belov S.P., Brun M.Ya., Glazunov S.G., Kolachev B.A. *Metallovedenie titana i ego splavov* [Metallurgy of titanium and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1992. 352 p.
2. Liu Z., He B., Lyu T., Zou Y. A review on additive manufacturing of titanium alloys for aerospace applications: Directed energy deposition and beyond Ti-6Al-4V. *Jom*, 2021, vol. 73, pp. 1804–1818. DOI: 10.1007/s11837-021-04670-6.

#### \* Corresponding author

Bazaleeva Ksenia O., Ph.D. (Engineering)

Peoples' Friendship University of Russia named after Patrice Lumumba,

6 Miklukho-Maklaya st.,

117198, Moscow, Russian Federation

Tel.: +7 905 760-12-32, e-mail: bazaleeva-ko@rudn.ru



3. Dang L., He X., Tang D., Wu B., Li Y. A fatigue life posterior analysis approach for laser-directed energy deposition Ti-6Al-4V alloy based on pore-induced failures by kernel ridge. *Engineering Fracture Mechanics*, 2023, vol. 289, p. 109433. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2023.109433.
4. Ronzhin D.A., Grigoryants A.G., Kholopov A.A. Vliyanie tekhnologicheskikh parametrov na strukturu metalla izdelii, poluchennykh metodom pryamogo lazernogo vyrashchivaniya iz titanovogo poroshka VT6 [Effect of operational parameters on metal structure in products manufactured by direct laser deposition from VT6 titanium powder]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2022, no. 9 (750), pp. 30–42.
5. Ravi G.A., Qiu C., Attallah M.M. Microstructural control in a Ti-based alloy by changing laser processing mode and power during direct laser deposition. *Materials Letters*, 2016, vol. 179, pp. 104–108. DOI: 10.1016/j.matlet.2016.05.038.
6. Mahamood R.M., Akinlabi E.T. Laser power and powder flow rate influence on the metallurgy and microhardness of laser metal deposited titanium alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4 (2), pp. 3678–3684.
7. Safarova D.E., Lugovoi M.E., Ponkratova Yu.Yu., Bazaleeva K.O. [Development of a direct laser growth mode for titanium alloy VT23]. *VIII Vserossiiskaya konferentsiya po nanomaterialam «NANO 2023»* [Proceedings of the VIII All-Russian Conference on Nanomaterials “NANO 2023”]. Moscow, 2023, pp. 242–243. (In Russian).
8. Paydas H., Mertens A., Carrus R., Lecomte-Beckers J., Tchuindjang J.T. Laser cladding as repair technology for Ti-6Al-4V alloy: Influence of building strategy on microstructure and hardness. *Materials & Design*, 2015, vol. 85, pp. 497–510. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.035.
9. Fatoba O.S., Akinlabi E.T., Akinlabi S.A., Erinosh M.F. Influence of process parameters on the mechanical properties of laser deposited Ti-6Al-4V alloy. Taguchi and response surface model approach. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (9), pp. 19181–19190. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.06.273.
10. Song L., Xiao H., Ye J., Li S. Direct laser cladding of layer-band-free ultrafine Ti6Al4V alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 307, pp. 761–771. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.007.
11. Sinclair L., Clark S.J., Chen Y., Marussi S., Shah S., Magdysyuk O.V., Lee P.D. Sinter formation during directed energy deposition of titanium alloy powders. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, vol. 176, p. 103887. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103887.
12. Liu Q., Wang Y., Zheng H., Tang K., Li H., Gong S. TC17 titanium alloy laser melting deposition repair process and properties. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 82, pp. 1–9. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.02.013.
13. Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 632, pp. 505–513. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.
14. Grigor'yants A.G., Misyurov A.I., Tretyakov R.S. Analiz vliyaniya parametrov koaksial'noi lazernoi naplavki na formirovanie valikov [Analysis of the coaxial laser surface coating condition influence on the bead formation]. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2011, no. 11, pp. 19–21. (In Russian).
15. OST 1-90013–81. *Industry standard. Titanium alloys. Stamps*. Moscow, VIAM Publ., 1981. 7 p. (In Russian).
16. Gibson I., Rosen D., Stucker B., Khorasani M. *Additive manufacturing technologies*. 3rd ed. Cham, Switzerland, Springer, 2021. DOI: 10.1007/978-3-030-56127-7.
17. Lewandowski J.J., Seifi M. Metal additive manufacturing: a review of mechanical properties. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 151–186. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070115-032024.
18. De Oliveira U., Ocelik V., De Hosson J.T.M. Analysis of coaxial laser cladding processing conditions. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 197 (2–3), pp. 127–136. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.06.029.
19. Harooni A., Nasiri A.M., Gerlich A.P., Khajepour A., Khalifa A., King J.M. Processing window development for laser cladding of zirconium on zirconium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 230, pp. 263–271. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.028.
20. Gladkovsky S.V., Veselova V.E., Patselov A.M., Khotinov V.A. Vliyanie deformatsionnoi stabil'nosti b-fazy v titanovom splave VT23 na fazovyi sostav, strukturu i mekhanicheskie svoistva pri rastyazhenii i udarnom izgibe [The influence of deformation stability of  $\beta$ -phase in titanium alloy BT23 on the phase composition, microstructure and mechanical properties after tension test and impact test]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 26–33.
21. Shvecov O.V., Kondratyev S.Yu. Vliyanie rezhimov zakalki i stareniya na ekspluatatsionnye svoistva splava VT23 [Effect of quenching and aging modes on the performance properties of the BT23 alloy]. *Nauchno-tekhnicheskie*

vedomosti SPbPU. *Estestvennyye i inzhenernyye nauki = St. Petersburg Polytechnic University Journal of Engineering Science and Technology*, 2018, vol. 24, no. 2, pp. 119–133.

22. Wang T., Zhu Y.Y., Zhang S.Q., Tang H.B., Wang H.M. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 632, pp. 505–513. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.01.256.

23. Zhu Y., Tian X., Li J., Wang H. Microstructure evolution and layer bands of laser melting deposition Ti–6.5Al–3.5Mo–1.5Zr–0.3Si titanium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 616, pp. 468–474. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.07.161.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



### Температуры окисления инструментальных вольфрамкобальтовых твердых сплавов

Игорь Ефимович<sup>a, \*</sup>, Иван Золотухин<sup>b</sup>

Тюменский индустриальный университет, ул. Володарского, 38, г. Тюмень, 625000, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9060-4988>, [egor\\_kosin@mail.ru](mailto:egor_kosin@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1517-9117>, [zolutuhinis@tyuiu.ru](mailto:zolutuhinis@tyuiu.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.018.25:[536.413.2+620.193]

#### История статьи:

Поступила: 29 января 2024  
Рецензирование: 26 февраля 2024  
Принята к печати: 20 марта 2024  
Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Высокие температуры  
Высокотемпературное окисление  
Вольфрамкобальтовые сплавы  
Твердые сплавы группы ВК  
Дилатометрия  
Тепловое расширение  
Температура окисления  
Газовая коррозия  
Химическое разрушение

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Изделия, содержащие вольфрамкобальтовые твердые сплавы, широко используются в различных отраслях промышленности. Зачастую они работают при повышенной температуре, при которой, как отмечается в литературных источниках, наблюдается подверженность твердых сплавов сильному окислению в воздушной среде. Однако нет достаточно точных значений температур окисления, а также не установлены зависимости этих температур и скорости окисления твердых сплавов от концентрации кобальта при широком ее варьировании. **Предметом исследования** является процесс окисления вольфрамкобальтовых твердых сплавов с различным содержанием кобальтовой фазы по массе в диапазоне 3–20 %. **Методы.** Исследование динамики роста окисных образований проводилось в воздушной среде. Образцы одинаковой длины нагревались до температуры 850 °С и охлаждались с одинаковой скоростью в печи дилатометра Netzsch 402 РС с толкателем при одновременной регистрации их абсолютного удлинения. Скорость окисления образца определялась косвенно по разнице его длины до нагрева и после остывания. Значения температур окисления определялись путем математического анализа графиков зависимости абсолютного удлинения образцов от температуры. **Результаты и обсуждение.** Получены экспериментальные зависимости абсолютного удлинения образцов вольфрамкобальтовых твердых сплавов от температуры в диапазоне от 20 до 850 °С, а для сплава с 8 % кобальта – до 1150 °С. Установлено, что скорость окисления вольфрамкобальтовых твердых сплавов линейно возрастает с увеличением концентрации карбидов вольфрама (уменьшается с увеличением концентрации кобальта). При нагреве выявлены две характерные температуры: начала окисления ( $631 \pm 4$  °С) и перехода к активному окислению ( $804 \pm 11$  °С). Установленные температуры одинаковы для различных соотношений концентраций карбидов вольфрама и кобальта. **Применение.** Результаты могут быть использованы при выборе температурных режимов работы изделий, изготовленных из вольфрамкобальтовых твердых сплавов.

**Для цитирования:** Ефимович И.А., Золотухин И.С. Температуры окисления инструментальных вольфрамкобальтовых твердых сплавов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 199–211. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-199-211.

### Введение

Инструментальные вольфрамкобальтовые твердые сплавы широко используются в различных отраслях промышленности. Изделия, содержащие эти сплавы, часто работают при высоких температурах, что обуславливает актуальность исследования их работоспособности при этих условиях. У большинства материалов значительно изменяются свойства с повышением темпе-

ратуры, и особую роль играет рост химической активности, в частности, при взаимодействии с кислородом воздуха. Факт высокотемпературного окисления твердых сплавов подтверждается рядом исследователей.

До температуры 600...650 °С окисление твердых сплавов слабо выражено [1–3], незначительно окисляется только кобальт [4]. В диапазоне температур 650...800 °С происходит резкое увеличение скорости окисления, что подтверждается изгибом графиков [3, 5–8], полученных термогравиметрическим методом (ТГА). При температурах выше 800 °С начинается интенсивное окисление. Чем больше время температурного воздействия (даже при постоянной

#### \*Адрес для переписки

Ефимович Игорь Аркадьевич, к.т.н., доцент  
Тюменский индустриальный университет,  
ул. Володарского, 38,  
625000, г. Тюмень, Россия  
Тел.: 8 (3452) 50-49-15, e-mail: [egor\\_kosin@mail.ru](mailto:egor_kosin@mail.ru)

температуре), тем больше толщина оксидного слоя, что подтверждается всеми исследователями. Это приводит к значительному увеличению размеров образца [3, 9, 10], которое обусловлено пористостью оксидных образований, благоприятствующей беспрепятственному доступу кислорода. Окисление происходит не только при длительном изотермическом процессе [11, 12], но и при кратковременном воздействии лазерного излучения [13].

В работе [14] отмечается, что при увеличении температуры растет скорость окисления, однако в исследовании [15] выявлена локальная инверсия в динамике окисления в диапазоне температур 528...630 °С. Скорость окисления возрастает также и при увеличении скорости нагрева [1, 5], что подтверждается смещением графиков зависимости массы образца от температуры. Однако это может быть связано с особенностями проведения эксперимента.

В работе [6] отмечается, что в диапазоне температур до 650 °С наблюдается линейный закон окисления (зависимость увеличения массы образца от температуры), а после 800 °С – квазипараболический. Иначе говоря, скорость окисления при повышении температуры более 800 °С растет линейно.

Увеличение концентрации кислорода [1, 12] и скорости потока воздушной среды ускоряют окисление [1], но при больших скоростях потока из-за охлаждения образца это влияние ослабевает.

Последние исследования показывают, что вольфрамокобальтовые твердые сплавы при нагреве испытывают несколько стадий окисления [16]: крайне слабо выраженное окисление кобальта и карбидов (до 600 °С), начало окисления (выше 600 °С) кобальта ( $\text{CoO}$ ,  $\text{Co}_3\text{O}_4$ ), одновременное окисление кобальта и карбидов (выше 700 °С) с образованием оксидов вольфрама ( $\text{WO}_2$ ,  $\text{WO}_3$ ) и двойных оксидов вольфрама и кобальта ( $\text{CoWO}_4$ ) [1, 7, 16]. Похожая картина наблюдается не только для спеченных материалов, но и для смеси порошков [17]. В ряде работ отмечено, что твердые сплавы с большей концентрацией кобальта окисляются медленнее, чем с меньшей [1, 18, 19].

В работе [7] выявлено, что твердость вольфрамокобальтового твердого сплава с 10 % кобальта с особо мелким зерном значительно падает при окислении. Однако твердость по Виккерсу

очищенной от оксидов поверхности после остывания может либо не меняться, либо даже увеличиваться [20]. При окислении прочность на изгиб твердых сплавов уменьшается [12, 21, 22], что во многом обусловлено деградацией поверхностного слоя. Это косвенно подтверждено в работе [23], где отмечено влияние окислительных процессов на развитие поверхностных трещин.

Покрываются выполняют защитную функцию [3, 24] и препятствуют окислению твердосплавной основы. Однако при нагреве (из-за термонапряжений, вызванных различием в температурном коэффициенте линейного расширения) в покрытиях возникают трещины, открывающие доступ кислорода к основе. Кроме того, сами покрытия тоже подвергаются окислению [25].

Для исследования процесса окисления твердых сплавов использовались не только специально подготовленные образцы со шлифованной поверхностью, но и серийно выпускаемые режущие пластины [26], в том числе с покрытиями [24]. Приведенные результаты совпадают с результатами, полученными на специальных образцах.

Окисление может быть использовано для целенаправленного снижения прочности твердого сплава с целью улучшения его обрабатываемости резанием [27]. В работе [8] даже предлагается использовать окисление в качестве метода переработки изношенных многогранных режущих пластин. Однако при использовании твердых сплавов в качестве инструментальных материалов их высокотемпературное окисление может играть важную [28–30] или решающую роль в процессе износа режущего инструмента [26, 31, 32].

Анализ источников показывает, что в приведенных выше экспериментах преимущественно использовался изотермический процесс нагрева с большим шагом изменения температуры (500, 600 °С и т. д.). Не были определены температуры начала окисления с достаточной точностью и не установлено влияния концентрации кобальта на величину этих температур, а также динамику окисления при широком варьировании составов твердых сплавов.

Количественное исследование окислительных процессов осуществлялось различными способами: по изменению веса образца – термогравиметрический анализ (TGA); по изменению температуры – дифференциальный термический



анализ (DTA); по изменению теплового потока – дифференциальная сканирующая калориметрия (DSC); по изменению параметров теплового излучения – инфракрасный метод [15]; по изменению свойств отраженного излучения, наблюдаемых с помощью оптического или сканирующего электронного микроскопа (SEM). Однако эти методы не всегда дают объективную информацию о скорости окислительного процесса, а их точность ограничена технологическими особенностями проведения эксперимента. Например, в термогравиметрическом методе из-за абсорбции газов и появления кроме твердых оксидов также и летучих оксидов изменение массы образца может иметь неоднозначный характер.

Поскольку при химических реакциях изменяется плотность вещества, то изменяются и размеры образца. Это позволяет оценить величину оксидных образований непосредственно путем сравнения размеров образца до и после нагрева. Такой метод требует прерывать процесс нагрева и извлекать образец из печи.

Для измерения толщин оксидных образований непосредственно в процессе нагрева могут быть также использованы dilatометры, предназначенные для определения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) материала [33, 34].

Представленное исследование является продолжением работы авторов [35] по dilatометрии инструментальных вольфрамокобальтовых твердых сплавов. **Цель настоящей работы** – определить температуры, при которых начинается окисление данных твердых сплавов с различным содержанием кобальта, а также установить взаимосвязь концентрации кобальта с величинами температур окисления и скоростью роста оксидных образований. Для этого необходимо исследовать динамику роста оксидных образований твердых сплавов с широким варьированием концентраций кобальта при нагревании до высоких температур в лабораторной печи и путем dilatометрических измерений.

### Методика исследований

Для качественной оценки динамики окисления проведен нагрев небольших образцов в лабораторной печи в воздушной среде. Для этого было изготовлено шесть образцов с concentra-

цией кобальта 3, 6, 8, 10, 15, 20 % по массе из выпускаемых серийно режущих пластин и цилиндрических заготовок для фрез. Размеры образцов были в диапазоне от 3,5 до 5 мм. Состав соответствовал твердым сплавам группы ВК [36]. Размер зерен карбидов (по данным производителя) в экспериментальных образцах был в диапазоне 4,0...9,0 мкм по Фишеру. В печи образцы располагались на корундовой подложке. Нагрев образцов осуществлялся до температуры 900 °С со скоростью 7 °С/мин в воздушной среде. После этого без выдержки при максимальной температуре осуществлялось естественное охлаждение образцов до 20 °С без изъятия их из печи.

Для количественной оценки динамики окисления в настоящей работе использовался наиболее распространенный и дающий достоверные результаты контактный dilatометр с одним толкателем модели Netzsch 402 РС. В качестве материала толкателя и держателя образцов использовалась алюмооксидная керамика ( $Al_2O_3$ ). Сила прижатия толкателя к образцу составляла 0,35 Н. Нагрев и охлаждение образцов осуществлялись с постоянной скоростью 7 °С/мин. В качестве датчика температуры образца использовалась расположенная рядом с ним термопара типа ТПП (S-типа). Исследования проводились в воздушной среде, но для защиты датчика перемещений к его корпусу подводился азот, расход которого составлял 30 мл/мин.

Образцы для dilatометрии квадратного сечения 5×5 мм изготавливались из тех же заготовок, что и образцы для нагрева в печи. Для снятия полученного при спекании заготовок поверхностного слоя контактирующие с толкателем и держателем торцы образцов были прошлифованы алмазным кругом. Начальная длина каждого образца была определена при комнатной температуре с помощью микрометрической скобы с ценой деления 1 мкм и составляла  $25 \pm 0,001$  мм. Этот размер соответствовал длине эталонного образца, использованного при калибровке dilatометра.

Перед экспериментом dilatометр подвергался калибровке с помощью штатного эталонного образца из алюмооксидной керамики до температуры 1200 °С при постоянной скорости нагрева 7 °С/мин. Нагрев исследуемых образцов осуществлялся с этой же скоростью до 850 °С.

Один образец с концентрацией кобальта 8 % был нагрет до температуры 1150 °С. Охлаждение до комнатной температуры осуществлялось с той же скоростью, что и при нагреве. Таким образом, время теплового воздействия на образец было одинаковым для всех образцов, нагреваемых до 850 °С. Одновременная регистрация температуры и абсолютного удлинения образца велась непрерывно с частотой один раз в секунду.

Данные, полученные на dilatометре, аппроксимировались кубическими сплайнами. Характерные температуры окислительного процесса определялись по точкам перегиба обеих ветвей (нагрев и охлаждение) графиков зависимости абсолютного удлинения образца от температуры путем нахождения соответствующих производных. Для косвенного определения средней скорости окисления определялось остаточное удлинение (после остывания) каждого образца по графикам зависимости абсолютного удлинения образца от температуры, имеющим характерный гистерезис.

Математическая обработка результатов эксперимента осуществлялась средствами программного обеспечения MS Excel путем вызова через плагин Spreadsheet Link специально написанных в среде MATLAB подпрограмм, использующих встроенные функции для работы со сплайнами.

### Результаты и их обсуждение

В табл. 1 представлены результаты нагрева до 900 °С в лабораторной печи образцов из вольфрамкобальтовых твердых сплавов с различной

концентрацией кобальта по массе. В верхнем ряду таблицы представлен исходный внешний вид образцов, а в нижнем – после нагрева и остывания. Как видно на фотографиях, все твердые сплавы сильно окисляются. Оксидные образования имеют значительную толщину, кроме того, на некоторых образцах наблюдается их отслоение. Поперечные сечения этих образований соответствуют форме поверхностей, на которой они возникают. У всех образцов изменился цвет. Ни один образец не оставил следов взаимодействия с корундовой подложкой. Результаты эксперимента подтверждают сильное окисление вольфрамкобальтовых твердых сплавов с разрушением структуры материала при их нагреве до температур выше 800 °С. Эти результаты согласуются с данными других исследователей, но полученными для иных концентраций кобальта [3, 5–8].

На рис. 1 представлены результаты эксперимента по нагреву в dilatометре до температуры 1150 °С образца из вольфрамкобальтового твердого сплава с концентрацией кобальта 8 %. Внешний вид образца до нагрева представлен на рис. 1, а, вид после завершения эксперимента – на рис. 1, б. Как видно на последней фотографии, образец значительно разрушился, потерял форму. Поверхности держателя образца и толкателя оказались покрытыми синим налетом. На рис. 1, в представлена зависимость абсолютного удлинения образца  $\Delta l$  от температуры  $T$ . На графике можно выделить три характерных температурных диапазона: малого удлинения до температуры около 650 °С, резкого увеличения

Таблица 1

Table 1

Результаты нагрева в воздушной среде в лабораторной печи образцов из вольфрамкобальтовых твердых сплавов с различной концентрацией кобальта

Results of heating WC-Co specimens with different cobalt content in air in a laboratory furnace

Co, %	3	6	8	10	15	20
20 °С						
900 °С						

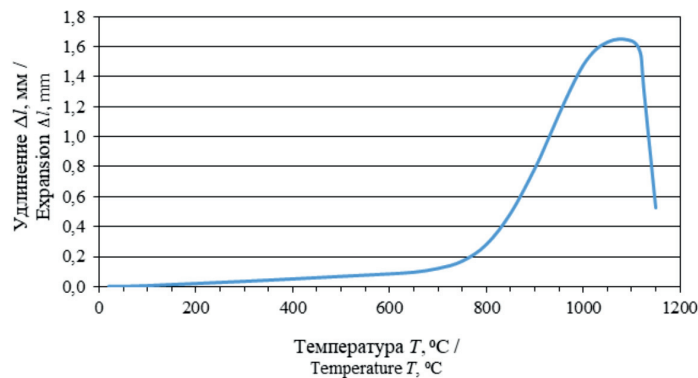
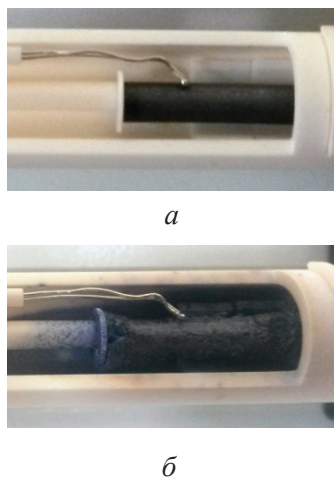


Рис. 1. Внешний вид образца (8 % Co) в ячейке дилатометра до нагрева (а) и после нагрева (б); график зависимости абсолютного удлинения образца от температуры (в)

Fig. 1. View of the specimen (Co = 8 %) in the dilatometer before heating (a) and after heating (b); graph of the dependence of the specimen expansion on temperature (c)

размеров от 650 °С до ориентировочно 950 °С и разрушения образца при более высокой температуре. Во всех диапазонах есть участки графика с близким к линейному закону. В первом диапазоне изменения обусловлены практически только тепловым расширением образца при незначительно увеличивающемся ТКЛР [35]. Во втором диапазоне к тепловой деформации добавляется процесс роста оксидных образований, который начинает доминировать. Если в диапазоне 20...650 °С образец увеличился всего на 0,096 мм, то в диапазоне 650...1050 °С – на 1,534 мм. В третьем диапазоне температур наблюдается замедление увеличения размеров образца и затем его укорочение, которые могут быть объяснены потерей формы и разрушением образца.

На рис. 2 представлены графики абсолютного удлинения образцов с различной концентрацией кобальта, полученные при нагреве до 850 °С и последующем охлаждении до комнатной температуры. Все графики схожи и имеют характерный гистерезис, который указывает на наличие остаточного удлинения, обусловленного присутствием оксидных образований. Участок графиков, соответствующий охлаждению, выглядит зеркально участку нагрева. Наблюдаются два первых характерных температурных диапазона – малого удлинения и резкого увеличения размеров образца.

В результате обработки данных, приведенных на рис. 2, путем линейной аппроксимации

(коэффициент детерминации  $R^2 = 0,897$ ) получен график зависимости остаточного удлинения  $\Delta$  (после нагрева и охлаждения) образца от концентрации кобальта в сплаве (рис. 3). Поскольку время проведения опытов для всех образцов одинаково, то остаточное удлинение пропорционально средней скорости окисления. Из графика видно, что средняя скорость окисления обратно пропорциональна концентрации кобальта: увеличивается с ростом концентрации карбидов вольфрама. Эта зависимость близка к линейному закону в рассматриваемом диапазоне изменения концентрации кобальта в сплаве. Данные о влиянии концентрации кобальта на скорость окисления для рассмотренных сплавов согласуются с результатами предыдущих исследований, полученных другим методом в условиях изотермического процесса для сплавов с концентрацией кобальта 6 и 12 % [1]; 6, 10 и 18 % [12]; 15 и 25 % [18].

На рис. 4 и 5 показаны графики первых и вторых производных (соответственно для ветвей нагрева и охлаждения – см. рис. 2) зависимостей абсолютных удлинений образцов от температуры для диапазона 550...850 °С, представляющего наибольший интерес. Графики в целом подтверждают выявленную по остаточному удлинению обратную зависимость средней скорости окисления от концентрации кобальта. Вторые производные имеют два характерных перегиба: в окрестностях точек 630 °С ( $T_1$ ) и 800 °С ( $T_2$ ). До точки  $T_1$  первая производная

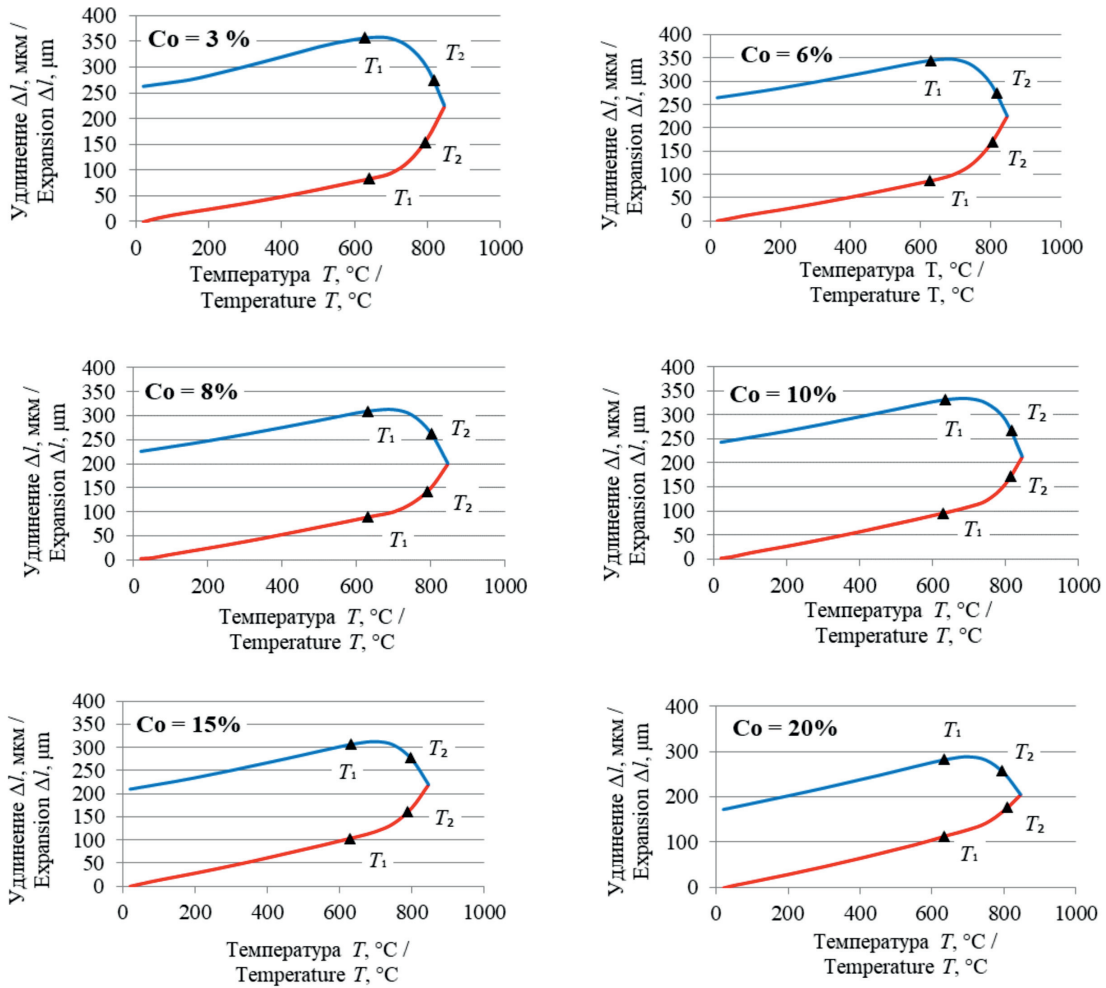


Рис. 2. Зависимости абсолютных удлинений от температуры для образцов с различной концентрацией кобальта

Fig. 2. Dependences of the expansion on temperature for WC-Co specimens with different cobalt content

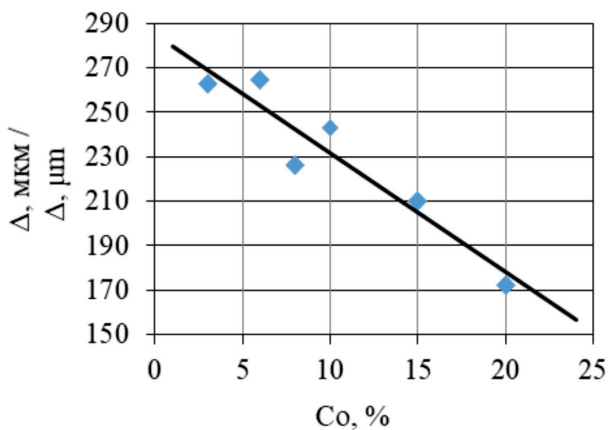


Рис. 3. Зависимость остаточного удлинения  $\Delta$  (после нагрева и охлаждения) образца от концентрации кобальта в сплаве

Fig. 3. Dependences of the specimen change in length  $\Delta$  (after heating and cooling) on cobalt content

имеет горизонтальный участок, а значения второй производной близки к нулю. В окрестностях точки  $T_1$  кривизна обеих производных начинает значительно изменяться, что свидетельствует о появлении новых химических процессов (преимущественно окисление карбидов с образованием оксидов  $WO_3$  и окисление кобальта), влияющих на изменение размеров образца. Этой точке соответствует начало окисления твердого сплава. В окрестностях точки  $T_2$  наблюдается экстремум при максимальном значении второй производной ветви нагрева, а также экстремум второй производной ветви охлаждения. Полученные значения температур в точке  $T_2$  коррелируют со значениями температур характерных точек на графиках изменения теплового потока, полученных в предыдущих исследованиях [3,



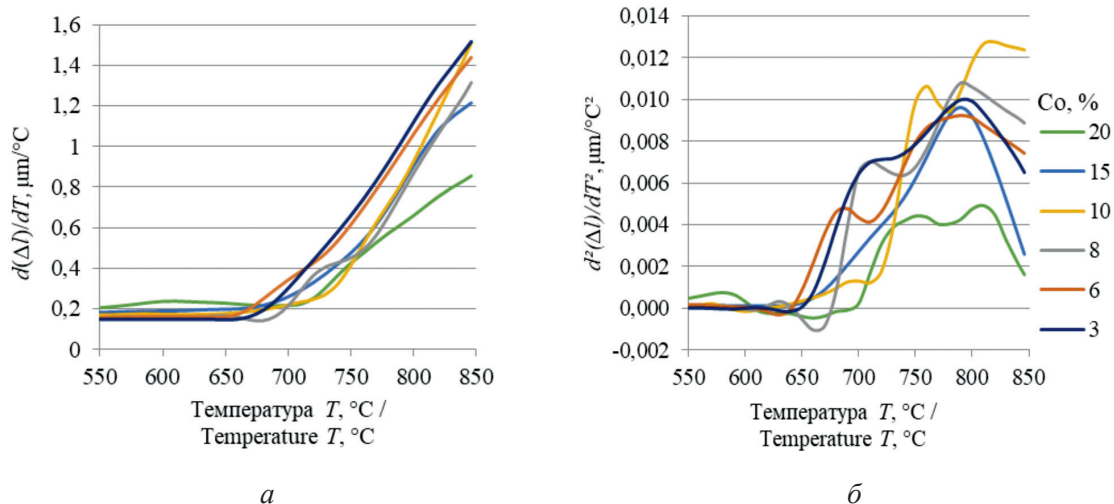


Рис. 4. Графики первой (а) и второй (б) производных зависимости абсолютных удлинений  $\Delta l$  от температуры  $T$  для образцов с различной концентрацией кобальта, полученных при нагреве

Fig. 4. Graphs of the first (a) and second (b) derivatives of the relationship of expansion  $\Delta l$  on temperature  $T$  for WC-Co specimens with different cobalt content obtained during heating

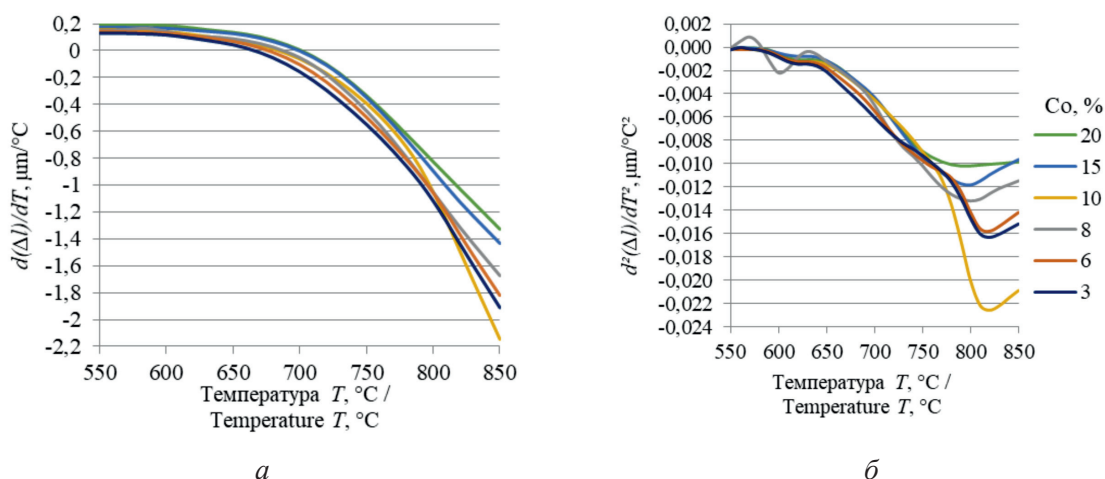


Рис. 5. Графики первой (а) и второй (б) производных зависимости абсолютных удлинений  $\Delta l$  от температуры  $T$  для образцов с различной концентрацией кобальта, полученных при охлаждении

Fig. 5. Graphs of the first (a) and second (b) derivatives of the relationship of expansion  $\Delta l$  on temperature  $T$  for WC-Co specimens with different cobalt content obtained during cooling

5–7] методом дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC). Точке  $T_2$  соответствует переход к активному окислению твердого сплава, после которого доля оксида  $\text{CoWO}_4$  в общей массе оксидных образований, вероятно, начинает увеличиваться. Начало замедления роста графиков зависимости абсолютного удлинения образца от температуры после точки  $T_2$  может быть объяснено большей плотностью оксида  $\text{CoWO}_4$  по сравнению с оксидом  $\text{WO}_3$ . Преобладание  $\text{CoWO}_4$  при высоких температурах подтверждается ре-

зультатами спектрального анализа состава оксидных образований при нагреве твердого сплава [3].

Наличие промежуточного экстремума на графиках второй производной ветви нагрева может быть обусловлено погрешностями, вызванными механикой dilatометра, и не наблюдается на ветви охлаждения.

В табл. 2 сведены значения характерных точек  $T_1$  и  $T_2$ , полученных при нагреве (см. рис. 4) и охлаждении для всех сплавов (см. рис. 5). На рис. 6 представлены графики зависимости

Температуры  $T_1$  и  $T_2$  при нагреве ( $\uparrow$ ) и охлаждении ( $\downarrow$ ) вольфрамкобальтовых твердых сплавов с различной концентрацией кобальта

Temperatures  $T_1$  and  $T_2$  during heating ( $\uparrow$ ) and cooling ( $\downarrow$ ) of WC-Co with different cobalt content

Температура / Temperature		Co, %						Среднее / Average
		3	6	8	10	15	20	
$T_1, ^\circ\text{C}$	$\uparrow$	638,8	626,2	630,6	628,6	628,4	633,7	631,1
	$\downarrow$	628,1	627,7	631,6	634,6	631,2	634,1	
$T_2, ^\circ\text{C}$	$\uparrow$	793,5	803,9	791,2	815,1	789,6	809,7	804,1
	$\downarrow$	818,5	816,8	801,4	818,5	797,5	793,8	

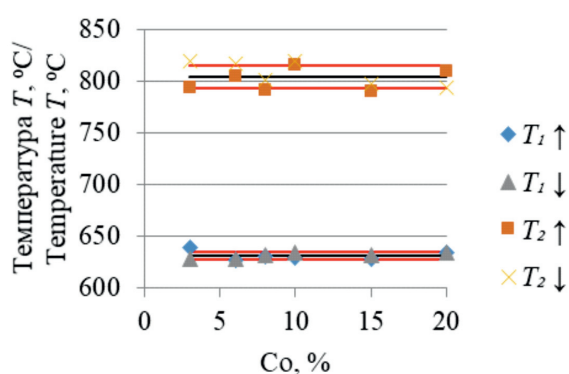


Рис. 6. Зависимости характерных температур  $T_1$  и  $T_2$  от концентрации кобальта в сплаве, полученных при нагреве ( $\uparrow$ ) и охлаждении ( $\downarrow$ )

Fig. 6. Dependences of characteristic temperatures  $T_1$  and  $T_2$  on cobalt content, obtained during heating ( $\uparrow$ ) and cooling ( $\downarrow$ )

величин характерных температур  $T_1$  и  $T_2$  от концентрации кобальта в сплаве, где черными линиями показаны средние арифметические значения, а красными – среднеквадратичные отклонения от этих значений.

Анализ результатов показывает, что значения характерных температур  $T_1$  и  $T_2$  при нагреве и охлаждении для разных концентраций кобальта очень близки друг к другу. Для температуры  $T_1$  максимальные отклонения относительно среднего значения составили 1,2 %, а для  $T_2$  – 1,8 %, а среднеквадратичные – соответственно 0,6 и 1,4 %. В абсолютном выражении среднеквадратичные отклонения составили  $\pm 4$   $^\circ\text{C}$  для  $T_1$  и  $\pm 11$   $^\circ\text{C}$  для  $T_2$ . При этом изменение действительных значений температур от концентрации кобальта несущественно и носит случайный

характер, что, видимо, обусловлено погрешностями эксперимента. Таким образом, можно заключить, что количественный состав вольфрамкобальтовых твердых сплавов практически не оказывает влияния на величины температур начала окисления и перехода к активному окислению. Это, скорее всего, обусловлено свойствами самих карбидов вольфрама, которые существенно не зависят от концентрации кобальтовой фазы.

Полученные значения температур начала окисления ( $631 \pm 4$   $^\circ\text{C}$ ) и перехода к активному окислению ( $804 \pm 11$   $^\circ\text{C}$ ) хорошо согласуются с диапазонами характерных температур окислительного процесса, полученными другими исследователями с помощью методов, отличных от использованного.

## Выводы

1. Проведены исследования процесса окисления при нагревании до высоких температур инструментальных вольфрамкобальтовых твердых сплавов с широким варьированием концентрации кобальта по массе в диапазоне 3...20 %.

2. При нагреве в лабораторной печи до температуры 900  $^\circ\text{C}$  наблюдалось сильное окисление всех указанных инструментальных твердых сплавов с разрушением структуры материала.

3. По результатам dilatометрических исследований получены экспериментальные графики зависимости абсолютного удлинения от температуры для образцов из инструментальных вольфрамкобальтовых твердых сплавов в диапазоне до 850  $^\circ\text{C}$ . Графики имеют характерный гистерезис, указывающий на наличие остаточного удли-



нения, обусловленного присутствием оксидных образований. Наблюдаются два характерных температурных диапазона – малого удлинения и резкого увеличения размеров образца.

4. Для образца с концентрацией кобальта 8 % дополнительно осуществлен эксперимент с нагревом до 1150 °С, в результате которого он полностью разрушился.

5. Установлено, что средняя скорость окисления инструментальных вольфрамокобальтовых твердых сплавов возрастает с увеличением концентрации карбидов вольфрама (уменьшается с увеличением концентрации кобальта), и эта зависимость носит линейный характер.

6. Выявлены две характерные температуры: начала окисления ( $631 \pm 4$  °С) и перехода к активному окислению ( $804 \pm 11$  °С). Эти температуры одинаковы для различных соотношений концентраций карбидов вольфрама и кобальта.

### Список литературы

1. Basu S.N., Sarin V.K. Oxidation behavior of WC-Co // *Materials Science and Engineering*. – 1996. – Vol. 209 (1–2). – P. 206–212. – DOI: 10.1016/0921-5093(95)10145-4.
2. Hidnert P. Thermal expansion of cemented tungsten carbide // *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. – 1936. – Vol. 18. – P. 47–52. – URL: [https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/jres/18/jresv18n1p47\\_A1b.pdf](https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/jres/18/jresv18n1p47_A1b.pdf) (accessed: 04.04.2024).
3. Температурное окисление вольфрамокобальтовых твердых сплавов / А.Д. Верхотуров, П.С. Гордиенко, Л.А. Коневцов, Е.С. Панин, Н.М. Потапова // *Перспективные материалы*. – 2008. – № 2. – С. 68–75.
4. The selective oxidation behaviour of WC-Co cemented carbides during the early oxidation stage / L. Chen, D. Yi, B. Wang, H. Liu, C. Wu, X. Huang, H. Li, Y. Gao // *Corrosion Science*. – 2015. – Vol. 94. – P. 1–5. – DOI: 10.1016/j.corsci.2015.02.033.
5. Non-isothermal oxidation kinetics of WC-6Co cemented carbides in air / L. Chen, B. Wang, D. Yi, H. Liu // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2013. – Vol. 40. – P. 19–23. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2013.02.003.
6. Liu S. Oxidation behavior of WC-Co cemented carbide in elevated temperature // *Materials Research Express*. – 2018. – Vol. 5 (9). – DOI: 10.1088/2053-1591/aad535.
7. Oxidation of ultrafine-cemented carbide prepared from nanocrystalline WC-10Co composite powder / X. Shi, H. Yang, G. Shao, X. Duan, S. Wang // *Ceramics International*. – 2008. – Vol. 34. – P. 2043–2049. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2007.07.029.
8. Thermal oxidation behavior of WC-Co hard metal machining tool tip scraps / W.-H. Gu, Y.S. Jeong, K. Kim, J.-C. Kim, S.-H. Son, S. Kim // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212. – P. 1250–1256. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.01.009.
9. Lofaj F., Kaganovskii Y.S. Kinetics of WC-Co oxidation accompanied by swelling // *Journal of Materials Science*. – 1995. – Vol. 30. – P. 1811–1817. – DOI: 10.1007/BF00351615.
10. Bagnall C., Capo J., Moorhead W. Oxidation behavior of tungsten carbide-6% cobalt cemented carbide // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2018. – Vol. 7. – P. 661–679. – DOI: 10.1007/s13632-018-0493-7.
11. Oxidation behaviour of hard and binder phase modified WC-10Co cemented carbides / S.K. Bhaumik, R. Balasubramaniam, G.S. Upadhyaya, M.L. Vaidya // *Journal of Materials Science Letters*. – 1992. – Vol. 11. – P. 1457–1459. – DOI: 10.1007/BF00729663.
12. Oxidation-induced strength degradation of WC-Co hardmetals / B. Casas, X. Ramis, M. Anglada, J.M. Salla, L. Llanes // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2001. – Vol. 19 (4–6). – P. 303–309. – DOI: 10.1016/S0263-4368(01)00033-6.
13. Study on the oxidation of WC-Co cemented carbide under different conditions / X. Wu, J. Shen, F. Jiang, H. Wu, L. Li // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2021. – Vol. 94. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105381.
14. Kinetics of isothermal oxidation of WC-20Co hot-pressed compacts in air / S.T. Aly, S.K. Amin, S.A. El Sherbiny, M.F. Abadir // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2014. – Vol. 118. – P. 1543–1549. – DOI: 10.1007/s10973-014-4044-4.
15. Kinetics inversion in isothermal oxidation of uncoated WC-based carbides between 450 and 800 °C / L. del Campo, R.B. Pérez-Sáez, L. González-Fernández, M.J. Tello // *Corrosion Science*. – 2009. – Vol. 51. – P. 707–712. – DOI: 10.1016/j.corsci.2008.12.022.
16. Mechanism of the early stages of oxidation of WC-Co cemented carbides / L. Chen, D. Yi, B. Wang, H. Liu, C. Wu // *Corrosion Science*. – 2016. – Vol. 103. – P. 75–87. – DOI: 10.1016/j.corsci.2015.11.007.
17. Oxidation kinetics of tungsten carbide-20cobalt composite using non-isothermal thermal analysis / S.T. Aly, K.H. Hamad, N.F.A. Abdel Salam, S.M.S. Abdel-Hamid // *International Journal of Engineering Research & Technology*. – 2018. – Vol. 7 (11). – P. 140–144. – DOI: 10.17577/IJERTV7IS110065.
18. Comparison of the oxidation behaviour of WC-Co and WC-Ni-Co-Cr cemented carbides / M. Aristizabal, J.M. Sanchez, N. Rodriguez, F. Ibarreta, R. Martinez // *Corrosion Science*. – 2011. – Vol. 53. – P. 2754–2760. – DOI: 10.1016/J.CORSCI.2011.05.006.

19. Oxidation of WC-Co, WC-Ni and WC-Co-Ni hard metals in the temperature range 500–800 °C / V.B. Voitovich, V.V. Sverdel, R.F. Voitovich, E.I. Golovko // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 1996. – Vol. 14 (4). – P. 289–295. – DOI: 10.1016/0263-4368(96)00009-1.
20. Pelekh T., Matsushita J.-I. Vickers hardness of WC-Co after high temperature oxidation // Journal of the Ceramic Society of Japan. – 2002. – Vol. 110. – P. 228–231. – DOI: 10.2109/jcersj.110.228.
21. Strength decrease of WC-Co alloy due to surface oxidation / N. Tsuchiya, M. Fukuda, T. Nakai, H. Suzuki // Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy. – 1991. – Vol. 38. – P. 505–509. – DOI: 10.2497/jjspm.38.505.
22. Strength degradation of a tungsten carbide-cobalt composite at elevated temperatures / W. Acchar, U.U. Gomes, W.A. Kaysser, J. Goring // Materials Characterization. – 1999. – Vol. 43 (1). – P. 27–32. – DOI: 10.1016/S1044-5803(98)00056-4.
23. Thermal fatigue behaviour of WC-20Co and WC-30(CoNiCrFe) cemented carbide / L. Emanuelli, M. Pellizzari, A. Molinari, F. Castellani, E. Zinutti // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2016. – Vol. 60. – P. 118–124. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.06.014.
24. Study on thermal behaviour of tungsten cemented carbide tip scraps / C. Ruskandi, D.F. Undayat, G.N. Hermana, M.R.G. Nadi, W. Purwadi // Proceedings of the 6th Mechanical Engineering, Science and Technology International conference (MEST 2022). – Atlantis Press, 2023. – P. 107–113. – DOI: 10.2991/978-94-6463-134-0\_11.
25. Oxidation behavior of WC-Co hard metal with designed multilayer coatings by CVD / X. Chen, H. Liu, Q. Guo, S. Sun // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2012. – Vol. 31. – P. 171–178. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.10.012.
26. Патент № 2465984 Российская Федерация, МПК В23В1/00 (2006.01). Способ определения оптимальной скорости резания: № 2011106685/02: заявл. 22.02.2011; опубл. 10.11.2012, Бюл. № 51 / В.П. Нестеренко, Т.Ю. Малеткина, О.Б. Перевалова, В.И. Меркулов, И.А. Шулепов, К.П. Арефьев.
27. Laser-induced oxidation assisted micro milling of high aspect ratio microgroove on WC-Co cemented carbide / G. Zhao, H. Xia, Y. Zhang, L. Li, N. He, H.N. Hansen // Chinese Journal of Aeronautics. – 2021. – Vol. 34 (4). – P. 465–475. – DOI: 10.1016/j.cja.2020.08.011.
28. Влияние внешней среды на износ твердых сплавов / А.А. Рыжкин, А.И. Боков, В.В. Зотов, Д.П. Глоба // Вестник Донского государственного технического университета. – 2010. – Т. 10, № 1 (44). – С. 112–120.
29. Термохимическое окисление твердых сплавов / А.Д. Верхотуров, Л.А. Коневцов, П.С. Гордиенко, Е.С. Панин // Вестник Дальневосточного отделения Российской академии наук. – 2009. – № 2 (144). – С. 93–97.
30. Трухин В.В. Исследование износа режущего инструмента // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2007. – № 2 (60). – С. 103–105.
31. Жилин В.А. Субатомный механизм износа режущего инструмента. – Ростов н/Д.: Ростов. ун-т, 1973. – 166 с.
32. Казаков Н.Ф. Радиоактивные изотопы в исследовании износа режущего инструмента. – М.: Машгиз, 1960. – 328 с.
33. Аматуни А.Н. Методы и приборы для определения температурных коэффициентов линейного расширения материалов. – М.: Изд-во стандартов, 1972. – 140 с.
34. A review of measurement techniques for the thermal expansion coefficient of metals and alloys at elevated temperatures / J.D. James, J.A. Spittle, S.G.R. Brown, R.W. Evans // Measurement Science and Technology. – 2001. – Vol. 12. – P. R1–R15. – DOI: 10.1088/0957-0233/12/3/201.
35. Ефимович И.А., Золотухин И.С., Завьялов Е.С. Температурный коэффициент линейного расширения вольфрамо-кобальтовых твердых сплавов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 129–140. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-129-140.
36. ГОСТ 3882–74. Сплавы твердые спеченные. Марки. – М.: Изд-во стандартов, 1998. – 13 с.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)



## Oxidation temperatures of WC-Co cemented tungsten carbides

Igor Efimovich <sup>a, \*</sup>, Ivan Zolotukhin <sup>b</sup>

Tyumen Industrial University, 38 Volodarskogo, Tyumen, 625000, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9060-4988>,  [egor\\_kosin@mail.ru](mailto:egor_kosin@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1517-9117>,  [zolotuhinis@tyuiu.ru](mailto:zolotuhinis@tyuiu.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 29 January 2024

Revised: 26 February 2024

Accepted: 20 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Elevated temperatures

High-temperature oxidation

Tungsten cemented carbides

WC-Co

Dilatometry

Thermal expansion

Temperature of oxidation

Gas corrosion

Chemical destruction

### ABSTRACT

**Introduction.** Products containing WC-Co cemented tungsten carbides are commonly used in various industries. It is often operates at elevated temperatures, at which, as noted in the literature, tungsten carbides are susceptible to severe oxidation in air. However, no sufficiently accurate values of oxidation temperatures and dependence of these temperatures and the oxidation rate of tungsten carbides on the cobalt content with its wide variation have been established. **The subject** of the study is the oxidation process of WC-Co cemented tungsten carbides. **The purpose** of the work is to obtain the oxidation temperatures of WC-Co cemented tungsten carbides with different cobalt content by weight in the range of 3–20 %. **Methods.** The dynamics of oxidation was studied in air. Specimens of the same length were heated to a temperature of 850 °C and cooled at the same rate in the furnace of a push-rod dilatometer *Netzsch 402 PC* while its expansion was simultaneously recorded. The oxidation rate of the specimens was determined by the difference in its length before heating and after cooling. The values of oxidation temperatures were obtained by mathematical analysis of relationships of the expansion on temperature. **Results and discussion.** Experimental dependences of expansion of WC-Co cemented tungsten carbides on temperature in the range from 20 to 850 °C, and for WC-8Co – up to 1,150 °C, were obtained. The oxidation rate of WC-Co cemented tungsten carbides increased linearly with increasing concentration of tungsten carbides (decreased with increasing cobalt content). During heating, two characteristic temperatures were identified: the onset of oxidation (631±4 °C) and the transition to active oxidation (804±11 °C). The established temperatures were the same for different ratios of tungsten carbides and cobalt. The results can be used when choosing temperature conditions for products made from WC-Co cemented tungsten carbides.

**For citation:** Efimovich I.A., Zolotukhin I.S. Oxidation temperatures of WC-Co cemented tungsten carbides. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 199–211. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-199-211. (In Russian).

### References

1. Basu S.N., Sarin V.K. Oxidation behavior of WC-Co. *Materials Science and Engineering*, 1996, vol. 209 (1–2), pp. 206–212. DOI: 10.1016/0921-5093(95)10145-4.
2. Hidnert P. Thermal expansion of cemented tungsten carbide. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, 1936, vol. 18, pp. 47–52. Available at: [https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/jres/18/jresv18n1p47\\_A1b.pdf](https://nvlpubs.nist.gov/nistpubs/jres/18/jresv18n1p47_A1b.pdf) (accessed 04.04.2024).
3. Verkhoturov A.D., Gordienko P.S., Konevtsov L.A., Panin E.S., Potapova N.M. Temperaturnoe okislenie vol'framokobal'tovykh tverdykh splavov [Thermal oxidation of tungsten-cobalt hard alloys]. *Perspektivnye materialy = Advanced Materials*, 2008, no. 2, pp. 68–75. (In Russian).
4. Chen L., Yi D., Wang B., Liu H., Wu C., Huang X., Li H., Gao Y. The selective oxidation behaviour of WC-Co cemented carbides during the early oxidation stage. *Corrosion Science*, 2015, vol. 94, pp. 1–5. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.02.033.

#### \* Corresponding author

Efimovich Igor A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 Tyumen Industrial University,  
 38 Volodarskogo,  
 625000, Tyumen, Russian Federation  
 Tel.: +7 3452 50-49-15, e-mail: [egor\\_kosin@mail.ru](mailto:egor_kosin@mail.ru)

5. Chen L., Wang B., Yi D., Liu H. Non-isothermal oxidation kinetics of WC-6Co cemented carbides in air. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, vol. 40, pp. 19–23. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2013.02.003.
6. Liu S. Oxidation behavior of WC-Co cemented carbide in elevated temperature. *Materials Research Express*, 2018, vol. 5 (9). DOI: 10.1088/2053-1591/aad535.
7. Shi X., Yang H., Shao G., Duan X., Wang S. Oxidation of ultrafine-cemented carbide prepared from nanocrystalline WC-10Co composite powder. *Ceramics International*, 2008, vol. 34, pp. 2043–2049. DOI: 10.1016/j.ceramint.2007.07.029.
8. Gu W.-H., Jeong Y.S., Kim K., Kim J.-C., Son S.-H., Kim S. Thermal oxidation behavior of WC-Co hard metal machining tool tip scraps. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, pp. 1250–1256. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.01.009.
9. Lofaj F., Kaganovskii Y.S. Kinetics of WC-Co oxidation accompanied by swelling. *Journal of Materials Science*, 1995, vol. 30, pp. 1811–1817. DOI: 10.1007/BF00351615.
10. Bagnall C., Capo J., Moorhead W. Oxidation behavior of tungsten carbide-6% cobalt cemented carbide. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2018, vol. 7, pp. 661–679. DOI: 10.1007/s13632-018-0493-7.
11. Bhaumik S.K., Balasubramaniam R., Upadhyaya G.S., Vaidya M.L. Oxidation behaviour of hard and binder phase modified WC-10Co cemented carbides. *Journal of Materials Science Letters*, 1992, vol. 11, pp. 1457–1459. DOI: 10.1007/BF00729663.
12. Casas B., Ramis X., Anglada M., Salla J.M., Llanes L. Oxidation-induced strength degradation of WC-Co hardmetals. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2001, vol. 19 (4–6), pp. 303–309. DOI: 10.1016/S0263-4368(01)00033-6.
13. Wu X., Shen J., Jiang F., Wu H., Li L. Study on the oxidation of WC-Co cemented carbide under different conditions. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, vol. 94. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2020.105381.
14. Aly S.T., Amin S.K., El Sherbiny S.A., Abadir M.F. Kinetics of isothermal oxidation of WC-20Co hot-pressed compacts in air. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2014, vol. 118, pp. 1543–1549. DOI: 10.1007/s10973-014-4044-4.
15. Campo L. del, Pérez-Sáez R.B., González-Fernández L., Tello M.J. Kinetics inversion in isothermal oxidation of uncoated WC-based carbides between 450 and 800 °C. *Corrosion Science*, 2009, vol. 51, pp. 707–712. DOI: 10.1016/j.corsci.2008.12.022.
16. Chen L., Yi D., Wang B., Liu H., Wu C. Mechanism of the early stages of oxidation of WC-Co cemented carbides. *Corrosion Science*, 2016, vol. 103, pp. 75–87. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.11.007.
17. Aly S.T., Hamad K.H., Abdel Salam N.F.A., Abdel-Hamid S.M.S. Oxidation kinetics of tungsten carbide-20cobalt composite using non-isothermal thermal analysis. *International Journal of Engineering Research & Technology*, 2018, vol. 7 (11), pp. 140–144. DOI: 10.17577/IJERTV7IS110065.
18. Aristizabal M., Sanchez J.M., Rodriguez N., Ibarreta F., Martinez R. Comparison of the oxidation behaviour of WC-Co and WC-Ni-Co-Cr cemented carbides. *Corrosion Science*, 2011, vol. 53, pp. 2754–2760. DOI: 10.1016/J.CORSCI.2011.05.006.
19. Voitovich V.B., Sverdel V.V., Voitovich R.F., Golovko E.I. Oxidation of WC-Co, WC-Ni and WC-Co-Ni hard metals in the temperature range 500–800 °C. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 1996, vol. 14 (4), pp. 289–295. DOI: 10.1016/0263-4368(96)00009-1.
20. Pelekh T., Matsushita J.-I. Vickers hardness of WC-Co after high temperature oxidation. *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 2002, vol. 110, pp. 228–231. DOI: 10.2109/jcersj.110.228.
21. Tsuchiya N., Fukuda M., Nakai T., Suzuki H. Strength decrease of WC-Co alloy due to surface oxidation. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, 1991, vol. 38, pp. 505–509. DOI: 10.2497/jjspm.38.505.
22. Acchar W., Gomes U.U., Kaysser W.A., Goring J. Strength degradation of a tungsten carbide-cobalt composite at elevated temperatures. *Materials Characterization*, 1999, vol. 43 (1), pp. 27–32. DOI: 10.1016/S1044-5803(98)00056-4.
23. Emanuelli L., Pellizzari M., Molinari A., Castellani F., Zinutti E. Thermal fatigue behaviour of WC-20Co and WC-30(CoNiCrFe) cemented carbide. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, vol. 60, pp. 118–124. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2016.06.014.
24. Ruskandi C., Undayat D.F., Hermana G.N., Nadi M.R.G., Purwadi W. Study on thermal behaviour of tungsten cemented carbide tip scraps. *Proceedings of the 6th Mechanical Engineering, Science and Technology International conference (MEST 2022)*. Atlantis Press, 2023, pp. 107–113. DOI: 10.2991/978-94-6463-134-0\_11.

25. Chen X., Liu H., Guo Q., Sun S. Oxidation behavior of WC-Co hard metal with designed multilayer coatings by CVD. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2012, vol. 31, pp. 171–178. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.10.012.
26. Nesterenko V.P., Maletkina T.Yu., Perevalova O.B., Merkulov V.I., Shulepov I.A., Aref'ev K.P. *Sposob opredeleniya optimal'noi skorosti rezaniya* [Method for determination of optimal cutting speed]. Patent RF, no. 2465984, 2012.
27. Zhao G., Xia H., Zhang Y., Li L., He N., Hansen H.N. Laser-induced oxidation assisted micro milling of high aspect ratio microgroove on WC-Co cemented carbide. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2021, vol. 34 (4), pp. 465–475. DOI: 10.1016/j.cja.2020.08.011.
28. Ryzhkin A.A., Bokov A.I., Zotov V.V., Globa D.P. Vliyanie vneshnei sredy na iznos tverdykh splavov [Environmental influence on hard alloy wear]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2010, vol. 10, no. 1 (44), pp. 112–120.
29. Verkhoturov A.D., Konevtsov L.A., Gordienko P.S., Panin E.S. Termokhimicheskoe okislenie tverdykh splavov [Thermochemical oxidation of hard alloys]. *Vestnik Dal'nevostochnogo otdeleniya Rossiiskoi akademii nauk = Vestnik of the Far East branch of the Russian academy of sciences*, 2009, no. 2 (144), pp. 93–97.
30. Trukhin V.V. Issledovanie iznosa rezhushchego instrumenta [Study of the cutting tool wear]. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Kuzbass state technical university*, 2007, no. 2 (60), pp. 103–105.
31. Zhilin V.A. *Subatomnyi mekhanizm iznosa rezhushchego instrumenta* [Subatomic wear mechanism of the cutting tool]. Rostov-on-Don, Rostovskii universitet Publ., 1973. 166 p.
32. Kazakov N.F. *Radioaktivnye izotopy v issledovanii iznosa rezhushchego instrumenta* [Use of radioactive isotopes for studying cutting tool wear]. Moscow, Mashgiz Publ., 1960. 328 p.
33. Amatuni A.N. *Metody i pribory dlya opredeleniya temperaturnykh koeffitsientov lineinogo rasshireniya materialov* [Methods and instruments for determining the temperature coefficients of linear expansion of materials]. Moscow, Standards Publ., 1972. 140 p.
34. James J.D., Spittle J.A., Brown S.G.R., Evans R.W. A review of measurement techniques for the thermal expansion coefficient of metals and alloys at elevated temperatures. *Measurement Science and Technology*, 2001, vol. 12, pp. R1–R15. DOI: 10.1088/0957-0233/12/3/201.
35. Efimovich I.A., Zolotukhin I.S., Zav'yalov E.S. Thermal coefficient of linear expansion of tungsten-cobalt cemented carbide. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 129–140. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-129-140. (In Russian).
36. State Standard 3882–74. *Sintered Hard Alloys. Types*. Moscow, Standards Publ., 1998. 13 p. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)


### Исследование железоматричных композитов с карбидным упрочнением, полученных спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом

Геннадий Прибытков<sup>a, \*</sup>, Антон Барановский<sup>b</sup>, Ирина Фирсина<sup>c</sup>, Кирилл Акимов<sup>d</sup>, Владимир Кривопапов<sup>e</sup>

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8267-971X>, [gapribyt@mail.ru](mailto:gapribyt@mail.ru); <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8800-4716>, [nigalisha@gmail.com](mailto:nigalisha@gmail.com);

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2253-0582>, [iris1983@yandex.ru](mailto:iris1983@yandex.ru); <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3204-250X>, [akimov\\_ko@ispms.ru](mailto:akimov_ko@ispms.ru);

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0009-0003-3224-1749>, [krivopalov@ispms.ru](mailto:krivopalov@ispms.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.164:544.332-971.2

#### История статьи:

Поступила: 04 марта 2024

Рецензирование: 18 марта 2024

Принята к печати: 25 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

#### Ключевые слова:

Титаниды железа

Углерод (сажа)

Порошковые смеси

Механоактивация

Спекание

Железоматричные композиты

Карбид титана

Фазовый состав

#### Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-29-00106): «In situ синтез металломатричных композитов с субмикронной карбидной упрочняющей фазой».

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Широко применяемый эффективным способом повышения износостойкости сталей и их сплавов является введение в структуру сплава дисперсных твердых частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов). Наибольший практический интерес представляют композиты с матрицей из сплавов на основе железа (стали и чугуны), упрочненных частицами карбида титана. Основными структурными характеристиками, которые определяют твердость и износостойкость этих композитов, являются объемная доля, дисперсность и морфология частиц упрочняющей карбидной фазы. Структура композитов зависит от способа их получения. Широко используются методы порошковой металлургии в сочетании с предварительной механоактивацией порошковых смесей. Ранее было установлено, что в механоактивированных порошковых смесях ферротитана  $\text{FeTi}_3\text{C}_5$ , состоящего на 82 % из соединения  $(\text{Fe,Al})_2\text{Ti}$ , и сажи П-803 идет реакция с образованием композита, согласно рентгеноструктурному анализу состоящего из стальной связки и карбида титана. Реакция синтеза карбида идет в твердофазном режиме при температурах горения 900...950 °С. Поэтому не происходит огрубления структуры за счет роста карбидных частиц, что характерно для реакций в присутствии жидкой фазы. Промышленный ферротитан содержит много примесей (кремний, алюминий и др.). **Целью настоящей работы** было исследовать фазовый состав и структуру продуктов взаимодействия титанидов железа  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  и  $\text{FeTi}$  с углеродом в условиях реакционного спекания механоактивированных порошковых смесей и выяснить возможность синтеза железоматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана. **Методы исследования.** Структуру и фазовый состав спеченных прессовок из механоактивированных порошков исследовали методами оптической металлографии, рентгенофазового анализа и растровой электронной микроскопии (SEM) с определением элементного состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX). **Методика эксперимента.** Для приготовления реакционных смесей использовали интерметаллидные порошки, полученные спеканием в вакууме прессовок из порошковых смесей железа и титана двух составов:  $2\text{Fe}+\text{Ti}$  и  $\text{Fe}+\text{Ti}$ . В интерметаллидные порошки добавляли сажу в количестве, необходимом для того, чтобы весь титан, находящийся в интерметаллидах, был связан в карбид. Полученные смеси с добавлением спирта обрабатывали в течение 10 минут в планетарной мельнице Activator 2S при 755 об/мин (40g). Из механоактивированных смесей прессовали цилиндрические заготовки диаметром 20 мм, которые спекали в вакууме при температуре 1200 °С с изотермической выдержкой 60 минут. **Результаты и обсуждение.** Согласно результатам рентгеноструктурного анализа практически весь титан, содержащийся в титанидах железа, вступает в реакцию с углеродом с образованием карбида и восстановленного железа. Продукты спекания прессовок обоих составов содержат целевые фазы: карбид титана с признаками смещения его состава от эквимолярного в сторону титана и  $\alpha$ -железо с параметрами решетки, близкими к справочным данным, а также незначительное количество других фаз. На электронномикроскопических изображениях (BSE) железная связка и карбид титана хорошо различимы благодаря тоновому контрасту: тяжелое железо более темное, чем карбид, состоящий из более легких элементов. Согласно результатам локального элементного анализа относительное содержание титана и углерода в карбиде действительно соответствует составу нестехиометрического карбида титана. **Заключение.** Спеканием механоактивированных порошковых смесей титанидов железа с углеродом (сажей) получены композиты, включающие карбид титана и альфа-железо. Гранулы композиционных порошков, полученные дроблением спеков, представляют интерес в качестве фидстоков для нанесения покрытий и в аддитивных технологиях, а также для получения плотных материалов другими методами компактирования: искровым плазменным спеканием (SPS) или горячим прессованием (HP).

**Для цитирования:** Исследование железоматричных композитов с карбидным упрочнением, полученных спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом / Г.А. Прибытков, А.В. Барановский, И.А. Фирсина, К.О. Акимов, В.П. Кривопапов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 212–223. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-212-223.

#### \*Адрес для переписки

Прибытков Геннадий Андреевич, д.т.н.,

главный научный сотрудник, доцент

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический, 2/4,

634055, Томск, Россия

 Тел.: +7 913 860-04-49, e-mail: [gapribyt@mail.ru](mailto:gapribyt@mail.ru)

## Введение

Стали и большинство сплавов на основе никеля, меди, алюминия и других металлов, используемых в промышленности, имеют низкую износостойкость, в особенности при сухом тре-



нии и в условиях воздействия абразива. Эффективным способом повышения износостойкости, широко используемым на практике, является введение в структуру сплава дисперсных твердых частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов). Полученный таким образом материал имеет структуру металломатричного композита с дисперсным упрочнением. Наибольший практический интерес представляют композиты с матрицей из сплавов на основе железа (стали и чугуны), упрочненных частицами карбида титана. Исследованию таких композитов посвящено огромное количество работ [1]. Ввиду невысокой пластичности металломатричных композитов с дисперсным упрочнением их применение в качестве конструкционных материалов ограничено. Поэтому такие композиты, в том числе композиты со связками на основе железа, применяются преимущественно для деталей, работающих в тяжелых условиях абразивного изнашивания.

Основными структурными характеристиками, которые определяют твердость и износостойкость этих композитов, являются объемная доля, дисперсность и морфология частиц упрочняющей карбидной фазы. Структура композитов зависит от способа их получения. При литейных способах в расплав вводят титан и углерод, которые при разливке и кристаллизации формируют карбидные включения в объеме стальной или чугунной матрицы. Для легирования расплава титаном и углеродом иногда используют кусковой материал (угольный кокс, чистый титан или лигатуры на основе титана) [2, 3]. Чаще используют прессовки из порошковых смесей титана и углерода, которые помещают в литейную форму и заливают стальным или чугунным расплавом [4, 5]. Карбидная фаза в структуре литых композитов представлена частицами округлой формы с размером от 1–3 до 10–15 мкм в зависимости от концентрации титана и углерода в расплаве и условий разливки (температуры расплава и литейной формы, скорости охлаждения, перемешивания и др.). Описаны попытки получения литых деталей с поверхностным слоем, упрочненным карбидными частицами. Для этого поверхность литейной формы покрывали суспензией из порошковой смеси титана и углерода. При заливке происходила пропитка обмазки расплавом с одновременным синтезом карбида титана [6, 7].

Гораздо чаще по сравнению с литейными используются порошковые технологии получения композитов со стальной матрицей, упрочненной частицами карбида титана. Наиболее простой способ – это свободное спекание прессовок из порошковых смесей карбида титана и сталей, которые часто заменяют механической смесью порошков железа и легирующих элементов [8–10]. Этот способ позволяет получать двухслойные или многослойные спеченные заготовки из прессовок, состоящих из слоев различного состава [11]. При замене порошка карбида титана смесью титана и углерода в процессе спекания происходит синтез карбида (реакционное спекание) [12]. Для получения связок из легированных сталей в смеси для прессования и спекания иногда добавляют порошки ферросплавов [13, 14]. Для уменьшения пористости спеченных прессовок и предотвращения роста карбидного зерна при изотермической выдержке применяют более сложные способы спекания, требующие специализированного оборудования: горячее прессование [15, 16] или искровое плазменное спекание [17, 18].

Наиболее производительным способом получения композитов «карбид титана – железная связка» является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) в реакционных смесях титана, углерода и железа (или его сплавов). Многочисленные исследования продуктов синтеза в этих реакционных смесях посвящены термокинетическим характеристикам синтеза [19] и их влиянию на формирование структуры композита [20, 21]. Исследована дисперсность карбидных частиц, растущих из расплава-раствора в волне горения, их морфология и кристаллографические особенности роста [22, 23]. Исследован синтез как в волновом режиме горения, так и в режиме теплового взрыва [24–26].

Известно, что взаимодействие порошковых компонентов в реакционных смесях при синтезе резко интенсифицируется после механоактивации в высокоэнергетических мельницах [27]. Однако проведенные нами исследования показали, что влияние механоактивации на концентрационные пределы горения и инициируемость реакции синтеза в смесях Ti+C+Fe-сплав (высокохромистый чугун или быстрорежущая сталь) гораздо меньше ожидаемого [28]. Основной причиной, по нашему мнению, является металл связ-

ки, частично блокирующий реакцию поверхность «титан – углерод» и препятствующий реакции синтеза карбида. Устранить это можно заменой в реакционных смесях двух порошков (титана и металла-связки) порошком промежуточного соединения – титанида металла. Эффективность описанного подхода доказана нами на примере порошковых смесей ферротитана  $\text{FTi35C5}$ , который на 82 % состоит из интерметаллида  $(\text{Fe,Al})_2\text{Ti}$ , и сажи П-803. Показано, что в механоактивированных порошковых смесях ферротитана и сажи идет реакция как в волновом режиме, так и в режиме теплового взрыва с образованием композита на основе карбида титана с 50 об. % связки из легированного феррита [29, 30]. Реакция синтеза идет в твердофазном режиме при температурах горения 900...950 °С. Благодаря низким температурам горения огрубления структуры не происходит, и карбидные частицы имеют субмикронный размер.

Поскольку промышленный ферротитан  $\text{FTi35C5}$  содержит много примесей (кремний, алюминий), то *целью настоящей работы* было исследовать продукты реакционного взаимодействия в механоактивированных смесях титанидов железа ( $\text{Fe}_2\text{Ti}$  и  $\text{FeTi}$ ) с углеродом (сажей) и выяснить возможность синтеза железоматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана.

## Материалы и методика исследований

В качестве исходных порошковых материалов для синтеза композитов  $\text{TiC}+\text{Fe}$ -связка использовали интерметаллидные порошки, полученные спеканием в вакууме прессовок при температуре 1250 °С с изотермической выдержкой 2 часа из механоактивированных смесей элементарных порошков двух составов:  $2\text{Fe}+\text{Ti}$  (77,7 вес. % железа + 22,3 вес. % титана) и  $\text{Fe}+\text{Ti}$  (63,6 вес. % железа + 36,4 вес. % титана). Подробная методика получения данных интерметаллидных порошков и ТУ исходных порошков описаны в [31]. Спеканием смеси  $2\text{Fe}+\text{Ti}$  удалось получить однофазный интерметаллид  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ , а продукт спекания прессовки из смеси  $\text{Fe}+\text{Ti}$  согласно результатам рентгеноструктурного анализа содержал 82 об. % соединения  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  и 18 об. % целевой фазы  $\text{FeTi}$ . Причиной преимущественного образования соединения  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  является вдвое бóльшая отри-

цательная величина энтальпии образования соединения  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  по сравнению с таковой для  $\text{FeTi}$ : –87,45 и –40,58 ккал/моль соответственно [32].

В интерметаллидные порошки с указанным выше фазовым составом добавляли сажу в количестве, необходимом для того, чтобы связать в карбид титана весь титан, содержащийся в интерметаллидах, а полученные смеси обрабатывали в течение 10 минут в планетарной мельнице Activator 2S при 755 об/мин (40g) с добавлением спирта, чтобы предотвратить налипание порошка на шары и стенки барабанов. Из механоактивированных смесей прессовали цилиндрические заготовки диаметром 20 мм, которые спекали в вакууме при температуре 1200 °С с изотермической выдержкой 60 минут. Структуру и фазовый состав спеченных прессовок исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Германия), сканирующей электронной микроскопии (EVO 50, Zeiss, Германия) и рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-8Н, «Буревестник», Россия). Дифракционные картины регистрировались с использованием высокоскоростного детектора Mythen 2R1D в диапазоне углов  $2\Theta = 35^\circ \dots 125^\circ$  с шагом  $0,1^\circ$  и временем экспозиции 1 с в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Идентификацию фаз по результатам рентгеноструктурного анализа проводили с применением базы рентгеновских данных ASTM, а обработку первичных результатов – с использованием программ MAUD и «Качественный и количественный фазовый анализ по базе COD» (АО ИЦ «Буревестник», г. Санкт-Петербург).

## Результаты и их обсуждение

### Спеченные материалы

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа (рис. 1, табл. 1) продукты спекания прессовок обоих составов содержат целевые фазы: карбид титана,  $\alpha$ -железо и следовое количество других фаз. Таким образом, практически весь титан, содержащийся в титанидах железа, прореагировал с углеродом с образованием карбида и восстановленного железа.

Относительное содержание карбида титана и железа в продуктах спекания, как и следовало ожидать, зависит от элементного соотношения

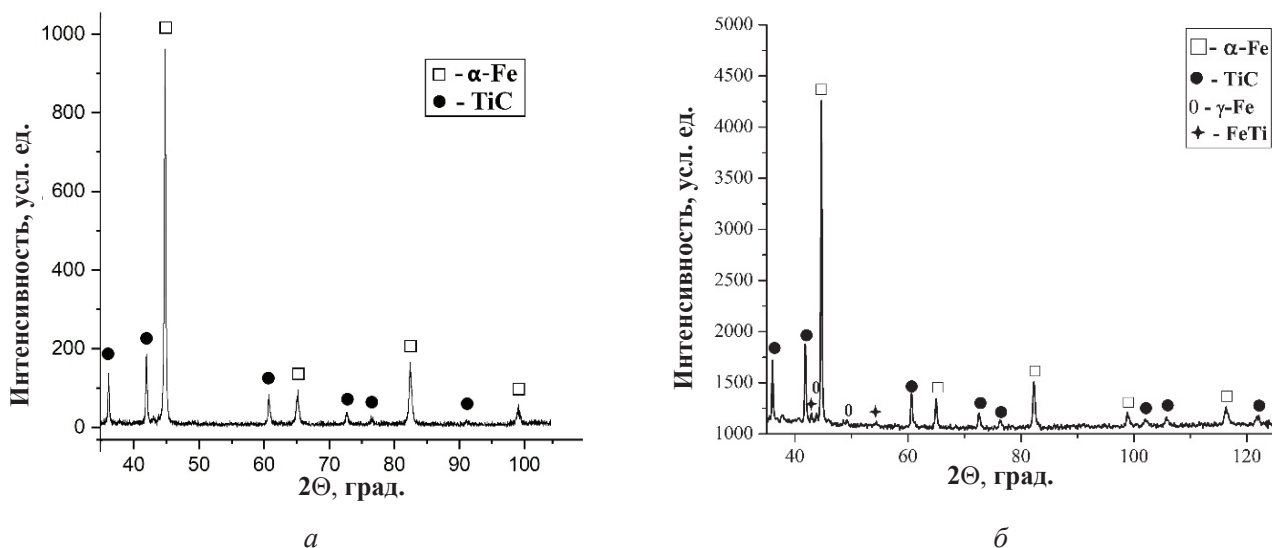


Рис. 1. Рентгенограммы прессовок, спеченных (1200 °С, 60 мин) из механоактивированных смесей  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  (а) и  $\text{FeTi}+\text{C}$  (б)

Fig. 1. X-ray patterns of sintered compacts (1,200 °C, 60 min) from mechanically activated  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  (a) and  $\text{FeTi}+\text{C}$  (б) mixtures

Таблица 1

Table 1

**Относительное содержание фаз продуктов спекания прессовок из механоактивированных смесей**  
**Phase composition (vol. %) of products of sintered compacts from mechanically activated  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  and  $\text{FeTi}+\text{C}$  mixtures**

№	Состав смеси / Mixture composition	Содержание фаз, об. % / Volume content of phases, %			Параметры решетки, нм / Lattice parameters, nm	
		TiC	$\alpha$ -Fe	Прочие / Others	TiC	$\alpha$ -Fe
1	$\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$	45	54	1,0 (Ti)	0,43173	0,28676
2	$\text{FeTi}+\text{C}$	57,3	40,3	0,8 ( $\gamma$ -Fe), 1,6 (FeTi)	0,43204	0,28696

в реакционных смесях, которое осталось неизменным в процессе синтеза. Параметр решетки карбида титана оказался немного меньше, чем справочные значения [33] для карбида экваторного состава (0,4327 нм), что является признаком смещения его состава от экваторного в сторону титана. Согласно равновесной диаграмме «титан – углерод» [34], карбид титана имеет широкую область гомогенности, простирающуюся от  $\text{TiC}_{0,5}$  до  $\text{TiC}$ , а параметр кубической решетки уменьшается при удалении элементного состава карбида от экваторного [35, 36]. Параметр решетки  $\alpha$ -железа оказался близок к справочному значению (0,2866 нм).

Микроструктура спеченных материалов приведена на рис. 2. При свободном спекании не удается получить плотный материал, и в плоскости

шлифа при оптическом увеличении (рис. 2, а, б) видны области размером от нескольких микрон до десятков микрон, разделенные заполненными смолой порами. На электронномикроскопических изображениях (рис. 2, в, г) в обратно рассеянных электронах железная связка и карбид титана хорошо различимы благодаря тоновому контрасту: тяжелое железо выглядит светлее, чем карбид, состоящий из более легких элементов.

В табл. 1 мы обозначили под № 1 композит  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  и под № 2 – композит  $\text{FeTi}+\text{C}$ . В структуре композита состава № 1, имеющего большую объемную долю связки, карбидные включения микронного и субмикронного размера располагаются преимущественно в объеме связки (рис. 2, а, в). Из-за малого размера точно определить их элементный состав затрудни-



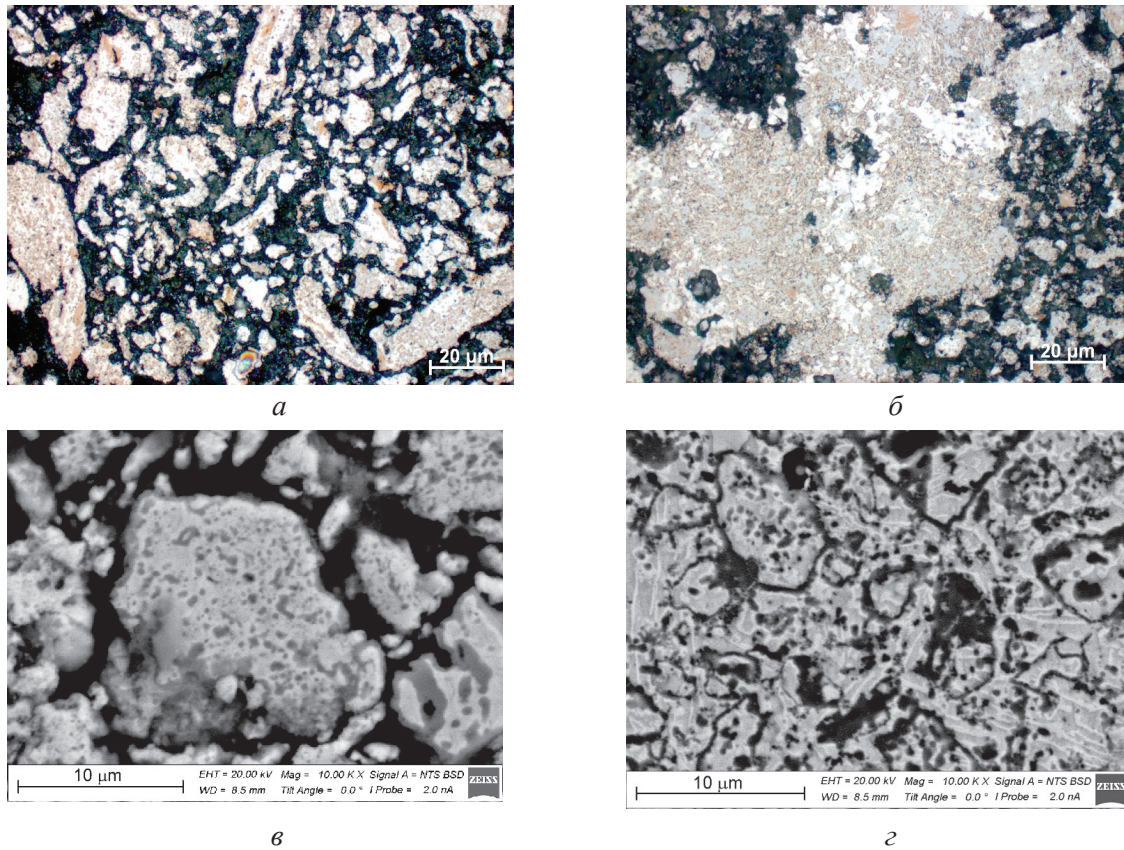


Рис. 2. Оптические (*а, б*) и электронномикроскопические (*в, з*) изображения микроструктуры прессовок, спеченных из механоактивированных смесей:  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  (*а, в*) и  $\text{FeTi}+\text{C}$  (*б, з*)

Fig. 2. Optical (*a, b*) and SEM images (*v, z*) of the microstructure of sintered compacts from mechanically activated mixtures:  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  (*a, v*) and  $\text{FeTi}+\text{C}$  (*b, z*)

тельно. Мелкодисперсную структуру композита состава № 2, содержащего большую объемную долю карбидной фазы, удастся различить только при большом увеличении (рис. 2, *з*). Субмикронные карбидные включения, так же как в композите № 1, располагаются в объеме связки (рис. 2, *з*), но, учитывая большую объемную долю карбидной фазы в композите № 2, часть из них, по-видимому, находится вне связки. В объеме связки на рис. 2, *з* видна вторая фаза в виде более светлых ламелей. Достоверно идентифицировать эту фазу не удалось. Возможно, что это ламели аустенита, слабые линии которого присутствуют на рентгенограмме (рис. 1, *б*).

Элементный состав связки в композите № 1 был оценен точечным анализом в немногочисленных областях, свободных от карбидных частиц (рис. 3). Согласно данным локального элементного анализа, приведенным в табл. 2, связка имеет значительное содержание углерода. Вероятная причина – увеличение растворимости углерода в альфа-железе под влиянием

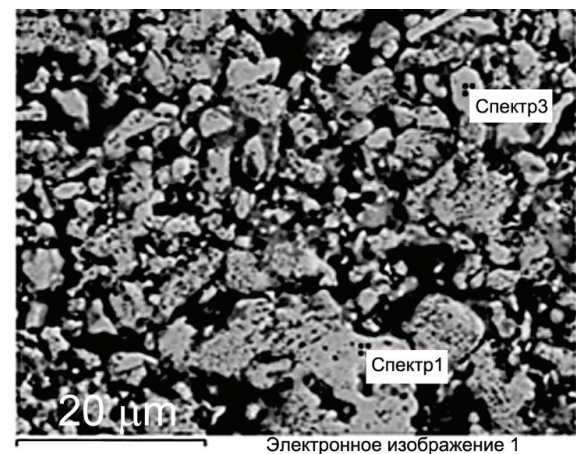


Рис. 3. Микроструктура композита, спеченного из механоактивированной смеси  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  (электронномикроскопическое изображение в BSE-режиме)

Fig. 3. Microstructure of a sintered composite from the mechanically activated  $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$  mixture (BSE-mode)

титана, который согласно равновесной диаграмме «железо – титан» [34] является сильным ферритообразователем. Титан резко сужает область



**Элементный состав стальной связки в композитах, спеченных из механоактивированной смеси Fe<sub>2</sub>Ti+C (рис. 3)**

**Elemental composition of the steel binder in composites sintered from a mechanically activated Fe<sub>2</sub>Ti+C mixture (Fig. 3)**

Номер спектра / Number of spectra	Содержание элементов, ат. % / Content of elements, at. %		
	Титан / Titanium	Углерод / Carbon	Железо / Iron
1	2,48	12,02	85,51
3	1,86	16,81	81,33

γ-Fe, а его максимальная растворимость в α-Fe превышает 10 ат. %. Другой причиной полученного нами повышенного содержания углерода в связке может быть недостаточная локальность электронно-зондового метода для определения элементного состава в малоразмерных областях.

Элементный состав связки в структуре композита № 2 (FeTi+C) также был оценен точечным EDX-анализом (рис. 4, табл. 3).

Согласно результатам локального элементного анализа (табл. 3) связка в композите № 2 содержит аномально много углерода. Одной из возможных причин может быть влияние титана на растворимость углерода в феррите. Однако, по нашему мнению, основной причиной завышения является недостаточная локальность электроннозондового метода для локального элементного анализа в мелкодисперсной композиционной структуре.

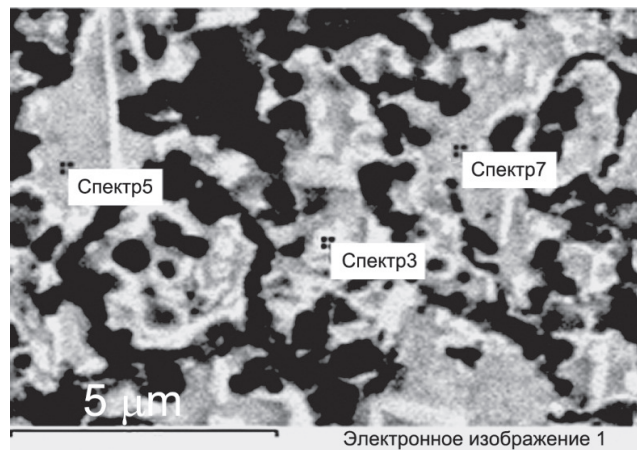


Рис. 4. Элементный анализ стальной связки в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (электронномикроскопическое изображение в BSE-режиме)

Fig. 4. EDX elemental analysis of the steel binder in sintered composites from a mechanically activated FeTi+C mixture (BSE-mode)

**Элементный состав стальной связки в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (рис. 4)**

**Elemental composition of the steel binder in composites sintered from a mechanically activated FeTi+C mixture (Fig. 4)**

Номер спектра / Number of spectra	Содержание элементов, ат. % / Content of elements, at. %		
	Титан / Titanium	Углерод / Carbon	Железо / Iron
5	3,25	46,67	50,09
3	4,15	48,63	47,21
7	7,87	46,80	45,32

По той же причине при локальном определении элементного состава мелких темных включений (рис. 5, табл. 4) в спектрах обнаруживается много железа, так как область, в которой индуцируется анализируемое рентгеновское излучение, превышает размер карбидных

включений. При этом относительное содержание титана и углерода в спектрах соответствует составу нестехиометрического карбида титана, и это дополнительно подтверждает, что темная фаза на BSE-изображениях является карбидом титана.

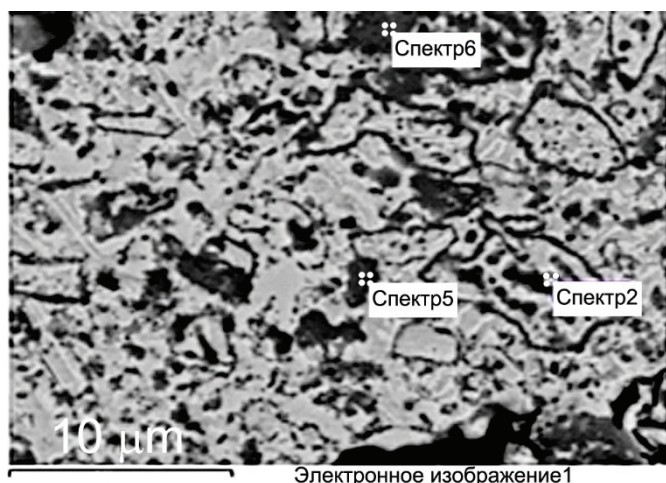


Рис. 5. Элементный анализ карбидных включений в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (электронномикроскопическое изображение в BSE-режиме)

Fig. 5. EDX elemental analysis of carbide inclusions in sintered composites from a mechanically activated FeTi+C mixture (BSE-mode)

Таблица 4

Table 4

**Элементный состав карбидных включений в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (рис. 4)**

**Elemental composition of carbide inclusions in sintered composites from a mechanically activated FeTi+C mixture (Fig. 4)**

Номер спектра / Number of spectra	Содержание элементов, ат. % / Content of elements, at. %			
	Титан / Titanium	Углерод / Carbon	Железо / Iron	Прочие / Others
6	59,80	32,90	7,30	–
5	43,57	32,16	24,27	–
2	34,64	30,16	21,87	13,34 (Кислород / Oxygen)

### Заклучение

Спеканием механоактивированных порошковых смесей титанидов железа с углеродом (сажей) получены композиты, включающие согласно результатам рентгеноструктурного анализа карбид титана и альфа-железо. В структуре композита, спеченного из смеси, содержащей интерметаллид Fe<sub>2</sub>Ti, основная часть карбида локализована в виде дисперсных включений в объеме стальной связки. В композите, спеченном из смеси с интерметаллидом FeTi, объемная доля карбида в полтора раза превышает долю α-Fe, поэтому металлическая фаза присутствует в структуре в виде механической смеси с карбидом титана. Ввиду дисперсности структуры композитов затруднено точное определение элементного состава структурных составляющих спеченных композитов методом электронно-зондового микроанализа.

Гранулы композиционных порошков, полученные дроблением спеков, представляют интерес в качестве фидстоков для нанесения покры-

тий и в аддитивных технологиях, а также для получения плотных материалов другими методами компактирования: искровым плазменным спеканием или горячим прессованием.

### Список литературы

1. Review on TiC reinforced steel composites / K.I. Parashivamurthy, R.K. Kumar, S. Seetharamu, M.N. Chandrasekharaiah // Journal of Materials Science. – 2001. – Vol. 36 (18). – P. 4519–4530. – DOI: 10.1023/A:1017947206490.
2. Parashivamurthy K.I., Sampathkumaran P., Seetharamu S. Wear behavior of Fe–TiC composites // International Conference on Advances in Manufacturing Engineering – 2007, ICAME-2007 / Manipal Institute of Technology. – Manipal, Karnataka, India, 2007. – P. 73–78.
3. Srivastava A.K., Das K. The abrasive wear resistance of TiC and (Ti,W)C-reinforced Fe–17Mn austenitic steel matrix composites // Tribology International. – 2010. – Vol. 43 (5–6). – P. 944–950. – DOI: 10.1016/J.TRIBOINT.2009.12.057.
4. TiC–FeCr local composite reinforcements obtained in situ in steel casting / E. Olejnik, Ł. Szymański, P. Batóg, T. Tokarski, P. Kurtyka // Journal of Materials

Processing Technology. – 2020. – Vol. 275. – P. 116157. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.017.

5. Fabrication of in situ TiC locally reinforced manganese steel matrix composite via combustion synthesis during casting / S.W. Hu, Y.G. Zhao, Z. Wang, Y.G. Li, Q.C. Jiang // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 44. – P. 340–345. – DOI: 10.1016/j.matdes.2012.07.063.

6. TiC–Fe-based composite coating prepared by self-propagating high-temperature synthesis / S. He, X. Fan, Q. Chang, L. Xiao // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2017. – Vol. 48 (3). – P. 1748–1753. – DOI: 10.1007/s11663-017-0942-8.

7. Synthesis and mechanical properties of TiC–Fe interpenetrating phase composites fabricated by infiltration process / Y. Zheng, Y. Zhou, Y. Feng, X. Teng, S. Yan, R. Li, W. Yu, Z. Huang, S. Li, Z. Li // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44 (17). – P. 21742–21749. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.08.268.

8. Effects of chromium and carbon content on microstructure and properties of TiC–steel composites / T. Lin, Y. Guo, Z. Wang, H. Shao, H. Lu, F. Li, X. He // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2018. – Vol. 72. – P. 228–235. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.037.

9. *Persson P., Jarfors A.E.W., Savage S.* Self-propagating high-temperature synthesis and liquid-phase sintering of TiC/Fe composites // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2002. – Vol. 127 (2). – P. 131–139. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00113-9.

10. *Akhtar F., Guo S.J.* Microstructure, mechanical and fretting wear properties of TiC–stainless steel composites // *Materials Characterization*. – 2008. – Vol. 59 (1). – P. 84–90. – DOI: 10.1016/j.matchar.2006.10.021.

11. *Akhtar F., Guo S.* On the processing, microstructure, mechanical and wear properties of cermet/stainless steel layer composites // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55 (4). – P. 1467–1477. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.009.

12. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system / H. Zhu, K. Dong, H. Wang, J. Huang, J. Li, Z. Xie // *Powder Technology*. – 2013. – Vol. 246. – P. 456–461. – DOI: 10.1016/J.POWTEC.2013.06.002.

13. *Wang J., Wang Y., Ding Y.* Reaction synthesis of Fe–(Ti,V)C composites // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 197 (1–3). – P. 54–58. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.016.

14. *Jing W., Yisan W., Yichao D.* Production of (Ti,V) C reinforced Fe matrix composites // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 454–455. – P. 75–79. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.024.

15. In-situ synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering / J. Lee, D. Lee, M.H. Song, W. Rhee, H.J. Ryu, S.H. Hong //

*Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34 (8). – P. 1397–1404. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.03.006.

16. A TiC $\chi$  reinforced Fe(Al) matrix composite using in-situ reaction / X. Chen, H. Zhain, W. Wang, S. Li, Z. Huang // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2013. – Vol. 23 (1). – P. 13–17. – DOI: 10.1016/j.pnsc.2013.01.002.

17. Rapid fabrication of in situ TiC particulates reinforced Fe-based composites by spark plasma sintering / B. Li, Y. Liu, H. Cao, L. He, J. Li // *Materials Letters*. – 2009. – Vol. 63 (23). – P. 2010–2012. – DOI: 10.1016/j.matlet.2009.06.026.

18. Fabrication and mechanical properties of TiC reinforced CoCrFeMnNi high-entropy alloy composite by water atomization and spark plasma sintering / D. Yim, P. Sathiyamoorthi, S.-J. Hong, H.S. Kim // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 781. – P. 389–396. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.119 0925-8388.

19. Composites fabricated by self-propagating high-temperature synthesis / Z.Y. Fu, H. Wang, W.M. Wang, R.Z. Yuan // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 137 (1–3) – P. 30–34. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)01061-0.

20. *Фадин В.В., Колубаев А.В., Алеутдинова М.И.* Композиты на основе карбида титана, полученного методом технологического горения // *Перспективные материалы*. – 2011. – № 4. – С. 91–96.

21. *Телена В.Т., Щербаков В.А., Щербаков А.В.* Получение композита TiC–30 вес. % Fe методом электротеплового взрыва под давлением // *Письма о материалах*. – 2016. – Т. 6, № 4. – С. 286–289.

22. Study of formation behavior of TiC in the Fe–Ti–C system during combustion synthesis / M.X. Zhang, Q.D. Hu, B. Huang, J.Z. Li, J.G. Li // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2011. – Vol. 29 (3). – P. 356–360. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.01.001.

23. Formation and growth mechanism of TiC terraces during self-propagating high-temperature synthesis from a Fe–Ti–C system / M.X. Zhang, Q.D. Hu, Y.Q. Huo, B. Huang, J.G. Li // *Journal of Crystal Growth*. – 2012. – Vol. 355 (1). – P. 140–144. – DOI: 10.1016/j.jcrys-gro.2012.06.045.

24. *Rahimi-Vahedi A., Adeli M., Saghaifan H.* Formation of Fe–TiC composite clad layers on steel using the combustion synthesis process // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 347. – P. 217–224. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.04.086.

25. Characteristics of the combustion synthesis of TiC and Fe–TiC composites / A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // *Journal Materials Science*. – 1994. – Vol. 29 (19). – P. 4993–4998. – DOI: 10.1007/BF01151089.



26. Preparation of the Fe–TiC composites by thermal-explosion mode of combustion synthesis / A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // *Ceramics International*. – 1997. – Vol. 23 (2). – P. 185–189. – DOI: 10.1016/s0272-8842(96)00022-3.

27. Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. – Новосибирск: Параллель, 2008. – 168 с.

28. Extending the SHS combustion concentration limits in Ti+C+Fe powder mixtures by preliminary mechanical activation / A.V. Baranovskiy, G.A. Pribytkov, M.G. Krinitcyn, V.V. Nomyakov, G.O. Dankovcev // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 25 (3). – P. 458–460. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.176.

29. Mechanoactivated SHS in ferrotitanium–carbon black powder mixtures / G.A. Pribytkov, A.V. Baranovskiy, V.V. Korzhova, M.G. Krinitcyn // *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. – 2020. – Vol. 29 (1). – P. 61–63. – DOI: 10.3103/S1061386220010082.

30. Combustion synthesis in FeTi+C mechanically activated mixture / A.V. Baranivskiy, G.A. Pribytkov, V.V. Korzhova, E.N. Korosteleva // *AIP Conference Proceedings*. – 2022. – Vol. 2509. – P. 020017. – DOI: 10.1063/5.0084735.

31. Синтез интерметаллидов системы Ti–Fe из смесей элементарных порошков / Г.А. Прибытков, А.В. Барановский, В.В. Коржова, И.А. Фирсина, В.П. Кривопапов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 126–136. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-126-136.

32. *Bartin I., Knacke O., Kubashevski O. Thermodynamical properties of inorganic substances. Supplement*. – Berlin: Springer-Verlag, 1977. – 861 p. – DOI: 10.1007/978-3-662-02293-1.

33. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

34. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с. – ISBN 5-217-02688-X.

35. Современные инструментальные материалы на основе тугоплавких соединений: сборник научных трудов / ВНИИТС; под ред. Н.А. Кудри – М.: Металлургия, 1985. – 127 с.

36. *Zueva L.V., Gusev A.I. Effect of nonstoichiometry and ordering on the period of the basis structure of cubic titanium carbide // Physics of the Solid State*. – 1999. – Vol. 41 (7). – P. 1032–1038. – DOI: 10.1134/1.1130931.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)









## Study of Fe-matrix composites with carbide strengthening, formed by sintering of iron titanides and carbon mechanically activated mixtures

Gennady Pribytkov<sup>a, \*</sup>, Anton Baranovskiy<sup>b</sup>, Irina Firsina<sup>c</sup>, Kirill Akimov<sup>d</sup>, Vladimir Krivopalov<sup>e</sup>

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

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8267-971X>,  [gapribyt@mail.ru](mailto:gapribyt@mail.ru); <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8800-4716>,  [nigalisha@gmail.com](mailto:nigalisha@gmail.com);

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2253-0582>,  [iris1983@yandex.ru](mailto:iris1983@yandex.ru); <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3204-250X>,  [akimov\\_ko@ispms.ru](mailto:akimov_ko@ispms.ru);

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0009-0003-3224-1749>,  [krivopalov@ispms.ru](mailto:krivopalov@ispms.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 04 March 2024

Revised: 18 March 2024

Accepted: 25 March 2024

Available online: 15 June 2024

#### Keywords:

Iron titanides

Carbon (carbon black)

Powder mixtures

Mechanical activation

Sintering

Iron matrix composites

Titanium carbide

Phase composition

#### Funding

The work was supported by the Russian Science Foundation (project number 23-29-00106): “In situ synthesis of metal matrix composites with submicron carbide strengthening phase”.

### ABSTRACT

**Introduction.** The addition of dispersed solid particles of refractory compounds (carbides, borides, silicides) to the structure of alloy is a widely used effective way to increase the wear resistance of steels and alloys. Composites with a matrix of iron-based alloys (steel and cast iron) strengthened by titanium carbide particles are of great practical interest. The main structural characteristics, which define hardness and wear resistance of the composites, are volume fraction, dispersion and morphology of the particles of the strengthening carbide phase. The structure of composites depends on the method of its preparation. The methods of powder metallurgy combined with preliminary mechanical activation of powder mixtures have become widespread. It is previously established that in mechanically activated powder mixtures of  $FTi_{35}S_3$  ferrotitanium, consisting of 82 % of  $(Fe,Al)_2Ti$  phase, and  $P-803$  carbon black, a reaction occurs with the formation of a composite consisting of a steel binder and titanium carbide. The synthesis reaction of carbides occurs in a solid-phase mode at combustion's temperatures of 900–950 °C. Therefore, there is no coarsening of the structure due to the growth of carbide particles, which is typical for reactions in the presence of a liquid phase.  $FTi_{35}S_3$  alloy contains a plenty of impurities (silicon, aluminum and etc). **The purpose of the work** is to investigate the phase composition and structure of the products of the interaction of  $Fe_2Ti$  and  $FeTi$  iron titanides with carbon under the conditions of reaction sintering of mechanically activated powder mixtures and to determine the possibility of synthesizing iron-matrix composites strengthened with submicron titanium carbide particles. **Research methods.** The structure and phase composition of sintered compacts from mechanically activated powders were studied by optical metallography, X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) using determination of the elemental composition by energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX). **Experimental technique.** The reaction mixtures were prepared using intermetallic powders obtained by vacuum sintering of compacts from iron and titanium powder mixtures of  $2Fe+Ti$  and  $Fe+Ti$  compositions. Carbon black was added to the intermetallic powders to convert all the titanium contained in the intermetallic compounds into carbide. The titanides – carbon black mixtures were processed by an *Activator 2S* planetary ball mill for 10 min milling time at a rotation speed of 755 rpm (40g). The mechanically activated mixtures were cold compacted into cylindrical samples with a diameter of 20 mm, which were sintered in vacuum at a temperature of 1,200 °C and an isothermal holding time of 60 minutes. **Results and discussion.** According to the results of X-ray diffraction analysis, almost all titanium contained in iron titanides reacts with carbon to form carbide and reduced iron. The sintering products of compacts of both compositions contain target phases: titanium carbide with a slight shift from the equiatomic ratio and  $\alpha$ -iron, which has the lattice parameters close to the reference data, and also a few of other phases. The titanium carbide particles in the iron binder were identified on the back-scattered electron (BSE) images due to the tonal contrast: the heavy iron appears darker against the carbide, which is composed of lighter elements. According to EDX analysis, the relative content of titanium and carbon in the carbide particles indeed corresponds to the composition of non-stoichiometric titanium carbide. **Conclusion.** The composites including titanium carbide and  $\alpha$ -iron binder were obtained by sintering of iron titanides and carbon (carbon black) mechanically activated powder mixtures. The granules of composite powders obtained by crushing of sintered compacts are of interest as feedstocks for wear-resistant coatings and additive technologies, as well as for manufacturing of dense materials by other compaction methods: spark plasma sintering (SPS) or hot pressing (HP).

**For citation:** Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Firsina I.A., Akimov K.O., Krivopalov V.P. Study of Fe-matrix composites with carbide strengthening, formed by sintering of iron titanides and carbon mechanically activated mixtures. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 212–223. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-212-223. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Pribytkov Gennady A., D.Sc. (Engineering),  
 Associate Professor, General Researcher  
 Institute of Strength Physics and Materials Science  
 of Siberian Branch Russian Academy of Sciences,  
 2/4 pr. Akademicheskii,  
 634055, Tomsk, Russian Federation  
 Tel.: +7 913 860-04-49, e-mail: gapribyt@mail.ru

## References

1. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review on TiC reinforced steel composites. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36 (18), pp. 4519–4530. DOI: 10.1023/A:1017947206490.
2. Parashivamurthy K.I., Sampathkumaran P., Seetharamu S. Wear behavior of Fe–TiC composites. *International Conference on Advances in Manufacturing Engineering – 2007, ICAME-2007*, Manipal Institute of Technology, Manipal, Karnataka, India, 2007, pp. 73–78.
3. Srivastava A.K., Das K. The abrasive wear resistance of TiC and (Ti,W)C-reinforced Fe–17Mn austenitic steel matrix composites. *Tribology International*, 2010, vol. 43 (5–6), pp. 944–950. DOI: 10.1016/J.TRIBOINT.2009.12.057.
4. Olejnik E., Szymański Ł., Batóg P., Tokarski T., Kurtyka P. TiC–FeCr local composite reinforcements obtained in situ in steel casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 275, p. 116157. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.017.
5. Hu S.W., Zhao Y.G., Wang Z., Li Y.G., Jiang Q.C. Fabrication of in situ TiC locally reinforced manganese steel matrix composite via combustion synthesis during casting. *Materials and Design*, 2013, vol. 44, pp. 340–345. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.07.063.
6. He S., Fan X., Chang Q., Xiao L. TiC–Fe-based composite coating prepared by self-propagating high-temperature synthesis. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2017, vol. 48 (3), pp. 1748–1753. DOI: 10.1007/s11663-017-0942-8.
7. Zheng Y., Zhou Y., Feng Y., Teng X., Yan S., Li R., Yu W., Huang Z., Li S., Li Z. Synthesis and mechanical properties of TiC–Fe interpenetrating phase composites fabricated by infiltration process. *Ceramics International*, 2018, vol. 44 (17), pp. 21742–21749. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.08.268.
8. Lin T., Guo Y., Wang Z., Shao H., Lu H., Li F., He X. Effects of chromium and carbon content on microstructure and properties of TiC–steel composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, vol. 72, pp. 228–235. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.037.
9. Persson P., Jarfors A.E.W., Savage S. Self-propagating high-temperature synthesis and liquid-phase sintering of TiC/Fe composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, vol. 127 (2), pp. 131–139. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00113-9.
10. Akhtar F., Guo S.J. Microstructure, mechanical and fretting wear properties of TiC–stainless steel composites. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59 (1), pp. 84–90. DOI: 10.1016/j.matchar.2006.10.021.
11. Akhtar F., Guo S. On the processing, microstructure, mechanical and wear properties of cermet/stainless steel layer composites. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55 (4), pp. 1467–1477. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.009.
12. Zhu H., Dong K., Wang H., Huang J., Li J., Xie Z. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system. *Powder Technology*, 2013, vol. 246, pp. 456–461. DOI: 10.1016/J.POWTEC.2013.06.002.
13. Wang J., Wang Y., Ding Y. Reaction synthesis of Fe–(Ti,V)C composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 197 (1–3), pp. 54–58. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.016.
14. Jing W., Yisan W., Yichao D. Production of (Ti,V)C reinforced Fe matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 454–455, pp. 75–79. DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.024.
15. Lee J., Lee D., Song M.H., Rhee W., Ryu H.J., Hong S.H. In-situ synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34 (8), pp. 1397–1404. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.03.006.
16. Chen X., Zhain H., Wang W., Li S., Huang Z. A TiC $\chi$  reinforced Fe(Al) matrix composite using in-situ reaction. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2013, vol. 23 (1), pp. 13–17. DOI: 10.1016/j.pnsc.2013.01.002.
17. Li B., Liu Y., Cao H., He L., Li J. Rapid fabrication of in situ TiC particulates reinforced Fe-based composites by spark plasma sintering. *Materials Letters*, 2009, vol. 63 (23), pp. 2010–2012. DOI: 10.1016/j.matlet.2009.06.026.
18. Yim D., Sathiyamoorthi P., Hong S.-J., Kim H.S. Fabrication and mechanical properties of TiC reinforced CoCrFeMnNi high-entropy alloy composite by water atomization and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 781, pp. 389–396. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.119 0925-8388.
19. Fu Z.Y., Wang H., Wang W.M., Yuan R.Z. Composites fabricated by self-propagating high-temperature synthesis. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 137 (1–3), pp. 30–34. DOI: 10.1016/s0924-0136(02)01061-0.
20. Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova M.I. Kompozity na osnove karbida titana, poluchennogo metodom tekhnologicheskogo goreniya [Carbide titanium based composites, obtained by combustion process]. *Perspektivnye materialy = Journal of Advanced Materials*, 2011, no. 4, pp. 91–96. (In Russian).



21. Telepa V.T., Shcherbakov V.A., Shcherbakov A.V. TiC–30 wt % Fe composite by pressure-assisted electrothermal explosion. *Letters on materials*, 2016, vol. 6 (4), pp. 286–289. DOI: 10.22226/2410-3535-2016-4-286-289. (In Russian).
22. Zhang M.X., Hu Q.D., Huang B., Li J.Z., Li J.G. Study of formation behavior of TiC in the Fe–Ti–C system during combustion synthesis. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2011, vol. 29 (3), pp. 356–360. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.01.001.
23. Zhang M.X., Hu Q.D., Huo Y.Q., Huang B., Li J.G. Formation and growth mechanism of TiC terraces during self-propagating high-temperature synthesis from a Fe–Ti–C system. *Journal of Crystal Growth*, 2012, vol. 355 (1), pp. 140–144. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2012.06.045.
24. Rahimi-Vahedi A., Adeli M., Saghafian H. Formation of Fe–TiC composite clad layers on steel using the combustion synthesis process. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 347, pp. 217–224. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.04.086.
25. Saidi A., Chrysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Characteristics of the combustion synthesis of TiC and Fe–TiC composites. *Journal Materials Science*, 1994, vol. 29 (19), pp. 4993–4998. DOI: 10.1007/BF01151089.
26. Saidi A., Chrysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Preparation of the Fe–TiC composites by thermal-explosion mode of combustion synthesis. *Ceramics International*, 1997, vol. 23 (2), pp. 185–189. DOI: 10.1016/S0272-8842(96)00022-3.
27. Lyakhov N.Z., Talako T.L., Grigor'eva T.F. *Vliyaniye mekhanooaktivatsii na protsessy fazo- i strukturoobrazovaniya pri samorasprostranyayushchemsya vysokotemperaturnom sinteze* [Influence of mechanical activation on the processes of phase and structure formation during self-propagating high-temperature synthesis]. Novosibirsk, Parallel' Publ., 2008. 168 p.
28. Baranovskiy A.V., Pribytkov G.A., Krinitcyn M.G., Homyakov V.V., Dankovcev G.O. Extending the SHS combustion concentration limits in Ti+C+Fe powder mixtures by preliminary mechanical activation. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 25 (3), pp. 458–460. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.176.
29. Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Korzhova V.V., Krinitcyn M.G. Mechanoactivated SHS in ferrotitanium–carbon black powder mixtures. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2020, vol. 29 (1), pp. 61–63. DOI: 10.3103/S1061386220010082.
30. Baranivskiy A.V., Pribytkov G.A., Korzhova V.V., Korosteleva E.N. Combustion synthesis in FeTi+C mechanically activated mixture. *AIP Conference Proceedings*, 2022, vol. 2509, p. 020017. DOI: 10.1063/5.0084735.
31. Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Korzhova V.V., Firsina I.A., Krivopalov V.P. Synthesis of Ti–Fe intermetallic compounds from elemental powders mixtures. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 3, pp. 126–136. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-126-136. (In Russian).
32. Bartin I., Knacke O., Kubashevski O. *Thermodynamical properties of inorganic substances. Supplement*. Berlin, Springer-Verlag, 1977. 861 p. DOI: 10.1007/978-3-662-02293-1.
33. Kosolapova T.Ya., ed. *Svoystva, poluchenie i primeneniye tugoplavkikh soedinenii* [Properties, production and use of refractory compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 928 p.
34. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem. V. 3 t. T. 1* [Phase diagrams of binary metal systems. In 3 vol. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 992 p. ISBN 5-217-02688-X.
35. Kudrya N.A., ed. *Sovremennyye instrumental'nye materialy na osnove tugoplavkikh soedinenii* [Modern tool materials based on refractory compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 127 p.
36. Zueva L.V., Gusev A.I. Effect of nonstoichiometry and ordering on the period of the basis structure of cubic titanium carbide. *Physics of the Solid State*, 1999, vol. 41 (7), pp. 1032–1038. DOI: 10.1134/1.1130931.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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); Металловедение (по отраслям). **Изданию 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](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](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 (сле-

довать 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. Подтверждён 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 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.

---

### **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 про-

блема, 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 повторов, 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. Данный 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 подрисовочная 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!**

## 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 author declare no conflict of interest»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules).

**Уважаемые Авторы**, журнал «*Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)*» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОНАДЗОРе 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](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](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!**

### **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](mailto:msp@chpu.ru)). Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления ([https://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](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](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](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](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](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 открытия 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)

# О МЕТАЛЛОВ

# 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](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](mailto:metal_working@mail.ru)  
[metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto: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 26 Number 2**

**APRIL – JUNE 2024**

**ОБРАБОТКА  
МЕТАЛЛОВ**

**METAL WORKING  
& MATERIAL SCIENCE**

[http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

**NOVOSIBIRSK**