

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Том 21, Номер 4**

**ОКТАБРЬ – ДЕКАБРЬ 2019**

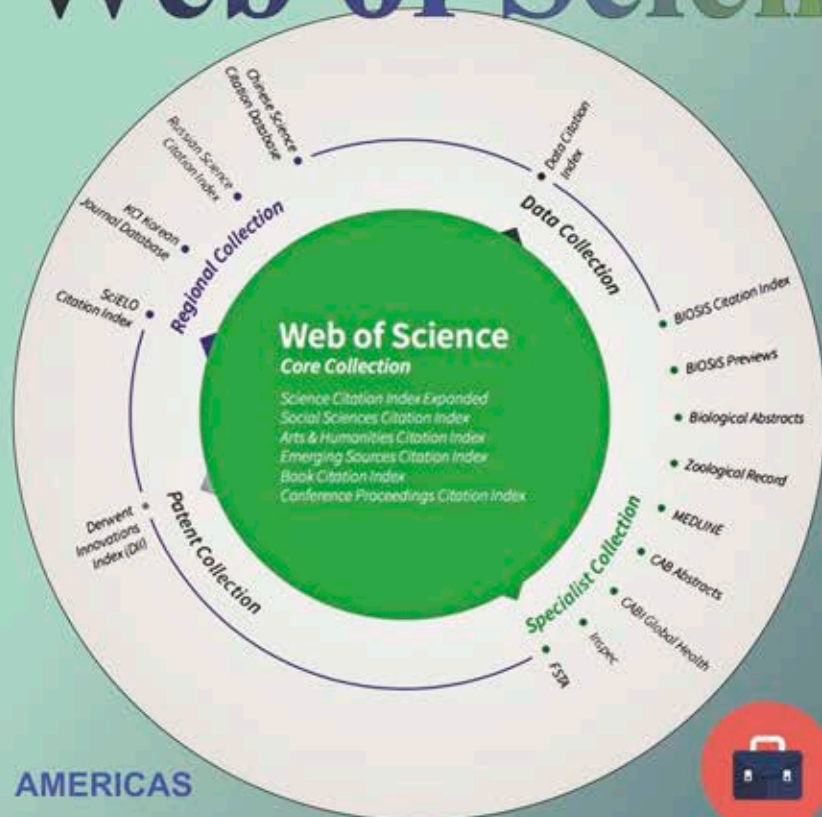
# **О**БРАБОТКА **М**ЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ  
ОБОРУДОВАНИЕ  
ИНСТРУМЕНТЫ**

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

**НОВОСИБИРСК**

# ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic Search™ Ultimate



Applied Science & Technology Source™ Ultimate



Business Source® Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

## AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474  
+1 215 386 0100

## EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

## ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888  
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete  
office list, visit:  
[clarivate.com](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 21 № 4 2019 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

*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:* **Анисименко Г.Е.**, директор производственно-технической фирмы «Сигма-инструмент», г. Новосибирск, **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, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Кирсанов С.В.**, доктор техн. наук, профессор, ТПУ, г. Томск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАЕ, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, с.н.с., ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимянов Х.М.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ СО РАН, г. Томск, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары

В 2017 году журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» вошел в индекс цитирования *Emerging Sources Citation Index (ESCI)* базы *Web of Science*. Журналы, представленные в индексе цитирования *ESCI*, отвечают большинству базовых критериев *Core Collection* и расцениваются компанией *Clarivate Analytics* как наиболее влиятельные и востребованные издания, имеющие большую вероятность высокого научного интереса

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

ОАО НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром»  
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

*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.*

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 05.04.2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-23961

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137ВЦ, Скиба В.Ю.

Тел. +7 (383) 346-17-75

Сайт журнала [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallor](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallor)

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

Цена свободная

## СОДЕРЖАНИЕ

### ТЕХНОЛОГИЯ

<b>Митрофанов А.П., Носенко В.А.</b> Исследование технологии микродозированной подачи смазочных композиций с наночастицами при шлифовании жаропрочного никелевого сплава с дополнительным воздушным охлаждением.....	6
<b>Бурков А.А.</b> Получение аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком.....	19

### ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

<b>Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.</b> Зависимость изнашивания инструмента и параметров качества формируемой резанием поверхности от динамических характеристик.....	31
<b>Подгорный Ю.И., Кириллов А.В., Иванцовский В.Ю., Лобанов Д.В., Максимчук О.В.</b> Синтез закона движения механизма прибора уточных нитей станка СТБ с приводом от кулачков.....	47

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

<b>Бурков А.А., Чигрин П.Г., Кулик М.А.</b> Гидротермальное нанесение C/MoS <sub>2</sub> на электроискровые Fe–Al-покрытия для нержавеющей стали AISI 304.....	59
<b>Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Макаров А.В., Осинцева А.Л., Роговая С.А., Колобылин Ю.М.</b> Влияние лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава.....	70
<b>Калашникова Т.А., Калашников К.Н., Шведов М.А., Васильев П.А.</b> Структура и свойства соединенных медных компенсаторов, полученных по гибридной технологии с использованием сварки трением с перемешиванием.....	85
<b>Калашникова Т.А., Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Шведов М.А., Васильев П.А.</b> Закономерности формирования материалов с композитной структурой с использованием аддитивной электронно-лучевой технологии, сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки.....	94
<b>Суханов Д.А., Плотникова Н.В., Долгова С.В., Суханова Л.Н., Голиков А.Ю., Архангельский Л.Б.</b> Механические свойства булатной стали.....	113

### МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи .....	127
Подготовка аннотации .....	130
Правила для авторов .....	133

### ВАЖНАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы в машиностроении». Информационное письмо.....	141
--	-----

Корректор *Л.Н. Ветчакова*  
 Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*  
 Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

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

Подписано в печать 04.12.2019. Выход в свет 13.12.2019. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
 Усл. печ.л. 18,5. Уч.-изд. л. 34,41. Изд. № 245. Заказ 26. 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 21 No.4 2019** 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. Skeebe**, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,  
Department of Industrial Machinery Design,  
Novosibirsk State Technical University,  
Novosibirsk, Russian Federation

### Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



We sincerely happy to announce that Journal “Obrabotka Metallov” (“Metal Working and Material Science”), ISSN 1994-6309 / E-ISSN 2541-819X is selected for coverage in Clarivate Analytics (formerly Thomson Reuters) products and services started from July 10, 2017. Beginning with No. 1 (74) 2017, this publication will be indexed and abstracted in: Emerging Sources Citation Index.



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

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

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

🌐 [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](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 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:*

**Gennadiy E. Anisimenko**, Director,  
Scientific and Production company “Sigma-instrument”, *Novosibirsk*;

**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. Gerasenko**, Director,  
Scientific and Production company “Mashservispribor”, *Novosibirsk*;

**Sergey V. Kirsanov**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
National Research Tomsk Polytechnic University, *Tomsk*;

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

**Evgeniy A. Kudryashov**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Southwest State University, *Kursk*;

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

**Aleksey V. Makarov**, D.Sc. (Engineering), Senior Researcher,  
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*;

**Kharis M. Rakhimyanov**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

**Yuriy N. Saraev**, D.Sc. (Engineering), Professor,  
Institute of Strength Physics and Materials Science,  
Russian Academy of Sciences (Siberian Branch), *Tomsk*;

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

## CONTENTS

### TECHNOLOGY

- Mitrofanov A.P., Nosenko V.A.** Investigation of the Technology of Microdosed supply of Lubricant Compositions with Nanoparticles during Grinding of Heat-Resistant Ni-based with Additional Air Cooling..... 6
- Burkov A.A.** Production Amorphous Coatings by Electrospark Treatment of Steel 1035 in a Mixture of Iron Granules with CrMoWCBSi Powder..... 19

### EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E.** The Dependence of Tool Wear and Quality Parameters of the Surface being Cut on Dynamic Characteristics..... 31
- Podgornyj Yu.I., Kirillov A.V., Ivancivsky V.V., Lobanov D.V., Maksimchuk O.V.** Synthesis of the Motion Law of Filling Threads Beat-up Mechanisms of the STB Loom with Cam Driven..... 47

### MATERIAL SCIENCE

- Burkov A.A., Chigrin P.G., Kulik M.A.** Hydrothermal Deposition of C/MoS<sub>2</sub> on Electrospark Fe–Al Coatings for AISI 304 Stainless Steel..... 59
- Savrai R.A., Malygina I.Yu., Makarov A.V., Osintseva A.L., Rogovaya S.A., Kolobylin Yu.M.** Effect of Laser Alloying with the Powder Mixtures of Cu–Zn–Ti and Si–Cu on the Structure and Properties of Cast Aluminum Alloy..... 70
- Kalashnikova T.A., Kalashnikov K.N., Shvedov M.A., Vasilyev P.A.** Structure and Properties of Copper Compensator Joints obtained by Hybrid Friction Stir Welding Technology..... 85
- Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Chumaevskii A.V., Knyazhev E.O., Shvedov M.A., Vasilyev P.A.** Regularities of Composite Materials Formation using Additive Electron-Beam Technology, Friction Stir Welding and Friction Stir Processing..... 94
- Sukhanov D.A., Plotnikova N.V., Dolgova S.V., Sukhanova L.N., Golikov A.Yu., Arhangelskiy L.B.** Damask Steel Mechanical Properties..... 113

### EDITORIAL MATERIALS

- Guidelines for Writing a Scientific Paper ..... 127
- Abstract requirements ..... 130
- Rules for authors ..... 133

### IMPORTANT INFORMATION

- International Scientific and Practical Conference “Actual Problems in Machine Building”. Information letter..... 141



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



## Исследование технологии микродозированной подачи смазочных композиций с наночастицами при шлифовании жаропрочного никелевого сплава с дополнительным воздушным охлаждением

Артём Митрофанов<sup>а, \*</sup>, Владимир Носенко<sup>б</sup>

Волжский политехнический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса, 42а, г. Волжский, 404121, Россия

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1829-322X>, [greenmap@yandex.ru](mailto:greenmap@yandex.ru), <sup>б</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5074-1099>, [vladim.nosenko2014@ya.ru](mailto:vladim.nosenko2014@ya.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.011

#### История статьи:

Поступила: 11 сентября 2019  
 Рецензирование: 06 октября 2019  
 Принята к печати: 15 ноября 2019  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Минимальное количество смазки  
 Шлифование  
 Наночастицы  
 Соевое масло  
 Холодный воздух  
 Никелевый сплав  
 Силы резания  
 Качество и свойства поверхности

#### Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Волгоградской области в рамках научного проекта № 18-48-343004 p\_мол\_a.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Достаточно значимой проблемой с точки зрения экологии является использование смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) в процессе металлообработки. В качестве альтернативы применения СОЖ в мировой практике внедряют экологически ориентированную технологию минимального смазывания (*MQL – minimum quantity lubrication*). Однако в процессе абразивной обработки, где наблюдаются высокие контактные температуры, использование технологии *MQL* не всегда достаточно эффективно. В связи с этим в научном сообществе было предложено, например, добавление в смазочные композиции наночастиц различных веществ или использование дополнительного охлаждения зоны резания холодным воздухом (*CAMQL – cold air with minimum quantity lubrication*). В рамках нашей статьи проводились исследования применения данных способов как отдельно, так и в синтезе с целью оценки возможности повышения эффективности технологии *MQL* при шлифовании жаропрочного никелевого сплава. **Цель работы:** определить влияние технологии подачи *MQL* и *CAMQL* на эксплуатационные показатели процесса шлифования и свойства поверхностного слоя. В качестве смазочной среды использовали растительное соевое масло, в том числе и с добавлением наночастиц  $Al_2O_3$ . **Методы исследования.** Шероховатость обработанной поверхности контролировали профилографом-профилометром *Mitutoyo Surftest SJ-410*. Составляющие силы резания измеряли с использованием шестикомпонентного силоизмерительного комплекса *Amti MC36-1000*. Элементный анализ и оценку морфологии обработанной поверхности проводили с помощью растрового электронного микроскопа *Versa 3D* с микрорентгеноспектральной приставкой. Контактную разность потенциалов измеряли посредством атомно-силовой микроскопии методом зонда Кельвина. **Результаты и обсуждение.** Установлены наилучшие условия применения технологии *MQL* и *CAMQL*: расход смазочной среды – 30 мл/ч, величина воздушного потока для технологии *CAMQL* – 12 м<sup>3</sup>/ч. Результаты измерения силы резания показали, что при использовании в качестве смазки соевого масла наиболее эффективна технология *CAMQL*. При добавлении 0,4 мас. % наночастиц  $Al_2O_3$  с концентрацией в 0,4 мас. % наблюдается значительное снижение силы резания, например, составляющая  $P_y$  относительно шлифования без СОЖ уменьшается на 30 %, параметр шероховатости обработанной поверхности  $Ra$  – в среднем в 1,5 раза. При использовании технологий *MQL* и *CAMQL* составляющие силы резания практически одинаковы. При использовании смазочных композиций с наночастицами имеется тенденция на более низкие значения шероховатости поверхности при шлифовании с технологией *CAMQL*. Исследования состояния тонкого поверхностного слоя после шлифования показали, что применение технологии *CAMQL* обеспечивает снижение окисления поверхности и улучшение ее свойств. При использовании составов с наночастицами  $Al_2O_3$  наблюдается уменьшение следов адгезионного взаимодействия на обработанной поверхности.

**Для цитирования:** Митрофанов А.П., Носенко В.А. Исследование технологии микродозированной подачи смазочных композиций с наночастицами при шлифовании жаропрочного никелевого сплава с дополнительным воздушным охлаждением // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 6–18. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-6-18.

## Введение

В связи с развитием технологий и все большее внимание к проблемам защиты окружающей среды в последнее время появилось ряд научных работ, посвященных внедрению технологии подачи минимального количества смазки (*MQL*) на

#### \*Адрес для переписки

Митрофанов Артём Петрович, к.т.н., доцент  
 Волжский политехнический институт (филиал)  
 Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса, 42а,  
 г. Волжский, 404121, Россия  
 Тел.: +7 (8443) 55-69-35, e-mail: [greenmap@yandex.ru](mailto:greenmap@yandex.ru)



операциях металлообработки, так как достаточно значимой проблемой с точки зрения экологии является использование в машиностроении смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ). Однако в процессе абразивной обработки, где наблюдаются высокие контактные температуры, использование *MQL* в обычном ее представлении не всегда эффективно по сравнению с охлаждением СОЖ. В научном сообществе были предприняты меры повышения эффективности шлифования при использовании технологии *MQL*. Достаточно значимого эффекта добились авторы работ [1, 2] применением дополнительного охлаждения зоны резания криогенными средами (жидкий азот,  $\text{CO}_2$ ). Сложность конструкции подвода и хранения криогенных сред создают проблемы дальнейшего развития данного направления. В работе [3] предложено охлаждать зону контактного взаимодействия с помощью вихревой трубы (на основе вихревого эффекта). Такой способ достаточно прост в реализации, но эффективность его без использования смазки не столь высока. В развитие данного направления авторами работ [4,5] исследуется технология подачи минимального количества смазочной среды в охлажденном воздухе (*CAMQL* – *cold air with minimum quantity lubrication*) посредством использования вихревой трубы. В работе [5] авторами предлагается использовать минеральное масло, что несколько противоречит концепции экологического шлифования. Не менее интересным, а главное результативным направлением повышения эффективности технологии *MQL* является применение в смазочных композициях различных наночастиц [6,7]. В качестве наночастиц в составах для *MQL* применяют  $\text{MoS}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , наноалмазы, углеродные нанотрубки (УНТ),  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$  [8]. При внесении в состав для *MQL* наночастиц в процессе шлифования наблюдается снижение контактной температуры и коэффициента трения, повышается износостойкость абразивного инструмента, таким образом, изменяется характер контактного взаимодействия абразивного зерна с обрабатываемым материалом, т. е. их можно назвать наномодификаторами [9]. В работе [10] представлено исследование влияния смазочной среды на базе растительного масла с добавкой наночастиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при шлифовании никелевого сплава *Inconel 600* с применением технологии *MQL*. Согласно полученным результа-

там уменьшаются шероховатость обработанной поверхности, температура и сила резания.

Цель работы – определить влияние технологии подачи *MQL* и *CAMQL* на эксплуатационные показатели процесса шлифования и свойства тонкого поверхностного слоя.

## Методика исследований

Для проведения экспериментальных исследований использовали плоскошлифовальный станок с ЧПУ *CHEVALIER* модель *Smart-B1224III*. Характеристика абразивного инструмента – *25AF100I10V*. В качестве смазочной среды использовали растительное соевое масло, в том числе и с добавлением наночастиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Режим шлифования: скорость круга  $v = 35$  м/с; скорость подачи стола  $v_s = 6$  м/мин; подача на глубину  $t = 0,01$  мм/ход. Величина припуска, удаляемого за один опыт, 0,5 мм, количество параллельных опытов – три. Анализ имеющихся публикаций по применению технологии подачи *MQL* и *CAMQL* в процессе шлифования показывает, что режим дозирования смазочной среды в зависимости от условий обработки в большинстве случаев варьируется в интервале от 20 до 100 мл/ч [4–7]. В наших исследованиях остановились на двух режимах: 30 и 50 мл/ч. Для подачи воздуха в систему воздушного охлаждения применяли компрессор *AIRRUS CE 250-V135*. В рамках концепции минимального воздействия на окружающую среду в качестве смазочной среды предлагается использовать растительное масло. В работе [11] исследована возможность применения в качестве смазочной среды трех видов растительных масел: кукурузного, горчичного и соевого. По результатам эксплуатационных испытаний установлено, что соевое масло более эффективно.

Устройство подачи минимального количества смазки в охлажденном воздухе (*CAMQL*) реализовано посредством синтеза установки *MQL* (модель *Spraymat 700* производитель *Steidle* Германия) и вихревой трубы. Принцип работы вихревой трубы базируется на вихревом эффекте, сущность которого заключается в снижении температуры в центральных слоях закрученного потока газа (свободного вихря) и повышении температуры периферийных слоев. При соответствующей конструкции устройства вихрь газа

удаётся разделить на два потока: с пониженной и повышенной температурой. Особенностью работы вихревой трубы является регулирование соотношения температуры холодного воздуха от величины потока. В наших исследованиях величина потока составляла 12 и 16 м<sup>3</sup>/ч при соответствующей температуре воздуха –5 и 0 °С. Выбор величины потока базировался на результатах исследований, представленных в работах [5,12]. Схематично экспериментальная установка показана на рис. 1.

Благодаря возможностям 3D-печати было изготовлено сопло для реализации технологии *SAMQL* (рис.1), в котором сопло подачи *MQL* располагается в центре наконечника с круглым сечением. Угол наклона сопла относительно обрабатываемой заготовки составляет 15°.

Для приготовления смазочных композиций использовали наночастицы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> преимущественно сферической формы с размерной характеристикой 120...190 нм, концентрация наночастиц в составах составляла 0,4 и 0,8 мас. %. С целью предотвращения агломерации наночастиц добавляли поверхностно-активное вещество полисорбат (ТВИН 80) в количестве 0,5 мас.%. Для обеспечения равномерного распределения наночастиц по всему объёму состава и высокой

их дисперсности применяли ультразвуковой гомогенизатор *HD 2200*. Процесс гомогенизации осуществляли в течение 10 мин при установленной мощности 150 Вт.

В качестве обрабатываемого материала выбран жаропрочный сплав ХН45МВТЮБР (ЭП718), являющийся аналогом одного из самого востребованного в мире никелевого сплава *Inconel 718*. Из таких материалов изготавливают ответственные детали авиастроения и химического машиностроения, работающие при высоких температурах. Обладающий прекрасными техническими характеристиками этот сплав очень тяжело обрабатывается резанием, в том числе шлифованием. Для экспериментальных исследований подготовлены образцы размером 75×35×7 мм, которые прошли термообработку по стандартной технологии, в результате чего их твердость составила 37 HRCэ. Термообработанные образцы закрепляли в тисках и выхаживали перед проведением опытов.

В ходе исследований контролировали шероховатость обработанной поверхности по параметру *Ra*, измерения проводили профилографом-профилометром *Mitutoyo Surftest SJ-410* не менее чем в 10 сечениях. Допускаемая основная систематическая погрешность прибора находилась в пределах 3 %.

Составляющие силы резания измеряли с использованием шестикомпонентного силоизмерительного комплекса *Amti MC36-1000*, аналогово-цифрового преобразователя *L-CARD E14-140* и ноутбука со специальным программным обеспечением *Powergraph*. Перевод электрического сигнала в ньютоны осуществляется посредством тарифовочных коэффициентов.

Исследования морфологии поверхности обработанных образцов проведены с применением двухлучевого электронного растрового микроскопа *Versa 3D LoVac* при ускоряющем напряжении *U* = 20 кВ. С целью оценки изменений в приповерхностном слое формировали поперечный срез ионным травлением. С использованием интегрированной системы микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа *EDAX Apollo X* определяли элементный состав поверхностного слоя с высокой степенью локализации.

Измерение контактной разности потенциалов (КРП) осуществляли на атомно-силовом микроскопе «*Solver PRO*» (производства *NT-*

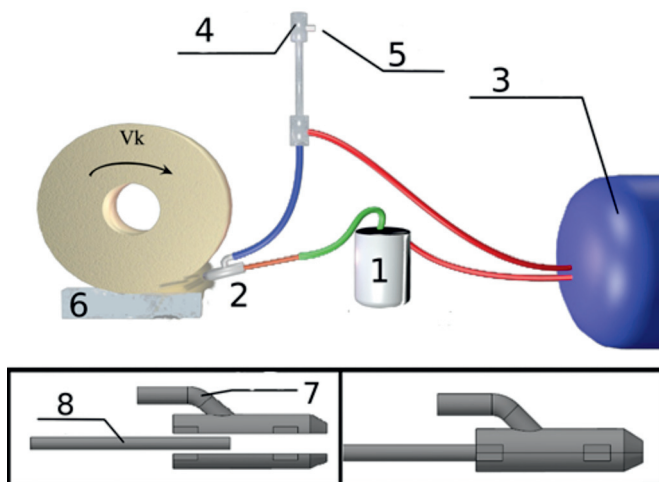


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:

1 – система подачи смазки *Spraymat 700*; 2 – сопло; 3 – компрессор; 4 – вихревая труба; 5 – выход горячего воздуха; 6 – заготовка; 7 – подвод холодного воздуха; 8 – трубка подачи масла

Fig. 1. Experimental setup:

1 – *Spraymat 700* lubrication system; 2 – nozzle; 3 – compressor; 4 – vortex tube; 5 – hot air outlet; 6 – workpiece; 7 – supply of cold air; 8 – oil supply pipe

MDT) методом Зонда Кельвина. Применяемый метод основывается на двухпроходной методике. В первом проходе определяется рельеф поверхности образца с применением прерывисто-контактного метода (колебания кантилевера возбуждаются механически). На втором проходе этот рельеф отслеживается при прохождении над образцом на некоторой высоте для определения поверхностного электрического потенциала  $\varphi(x)$ . Исследования проводились с помощью токопроводящего кантилевера (CSG10/Au) с покрытием из золота.

Перед проведением всех перечисленных исследований для удаления загрязнений с поверхности образца очищали в этаноле с применением ультразвуковой ванны (мощность 50 Вт, продолжительность три минуты).

### Результаты и их обсуждение

Первоначально проводили эксплуатационные испытания с применением в качестве смазочной среды соевого масла с режимом дозирования в 50 мл/ч. Оценка составляющих сил резания показала, что при шлифовании с технологией *MQL* силовая нагрузка в конце цикла шлифования несколько выше, чем при обработке без СОЖ (см. таблицу). Здесь, очевидно, сказывается засаливание рабочей поверхности круга и, следовательно, высокая степень адгезии и трения. При использовании технологии *CAMQL* варьировали величину воздушного потока. Из данных таблицы можно наблюдать некоторое снижение составляющих сил резания, причем более заметно это проявляется при величине потока, равного 12 м<sup>3</sup>/ч, скорее всего, за счет лучшего охлаждающего эффекта.

В дальнейшем рассматривали применение двух подходов, связанных с уменьшением и увеличением количества подаваемой смазки. Пробные испытания с режимом дозирования 100 мл/ч с использованием технологии *MQL* показали увеличение составляющих силы резания  $P_z$  и  $P_y$  относительно значений, полученных при шлифовании без СОЖ, соответственно на 10 и 15 %. Наблюдается увеличение засаливания рабочей поверхности круга. Анализ публикаций, где авторы используют в качестве смазочной среды растительные масла, показывает, что количество подаваемой смазки составляет не более 50 мл/ч [6, 12].

Исходя из этого принято решение уменьшить величину подачи смазки до 30 мл/ч. Можно констатировать, что при шлифовании с использованием технологии *MQL* относительно значений, полученных при шлифовании без СОЖ, соответствующие значения составляющих силы резания практически одинаковые. Результаты, полученные с применением технологии *CAMQL*, достаточно интересные. При величине воздушного потока 16 м<sup>3</sup>/ч, по аналогии с *MQL*, значимого эффекта не наблюдается. Однако при потоке 12 м<sup>3</sup>/ч происходит уменьшение почти на 20 % обеих составляющих силы резания относительно значений при шлифовании без СОЖ. Из рассмотренных режимов обработки такое сочетание дозировки масла и величины потока охлажденного воздуха обеспечивает наибольшее снижение составляющих силы резания.

На следующем этапе проводили испытания смазочных композиций при добавлении наночастиц  $Al_2O_3$  с концентрацией 0,4 мас. % и режимах дозирования 30 и 50 мл/ч. Эффективность данного решения подтверждает полученные результаты (см. таблицу). Так, в отличие от применения в качестве смазки только соевого масла при использовании технологии *MQL* с наночастицами наблюдается уменьшение силы резания в особенности нормальной составляющей на 10 и 30 % с режимами дозирования 50 и 30 мл/ч соответственно. Несколько неоднозначная ситуация отмечается в процессе шлифования с технологией *CAMQL*. Так, значения силы резания при подаче в 50 мл/ч не только не уменьшились, но и несколько возросли. Причиной здесь может быть повышенная вязкость составов. Как известно, добавление наночастиц увеличивает вязкость растворов [13], плюс накладывается фактор низкой температуры воздушного потока, что в совокупности ухудшает отвод смазки при ее большом количестве из зоны резания и снижает вероятность проникновения в зону непосредственного контактного взаимодействия. Уменьшение режима дозирования до 30 мл/ч способствовало улучшению условия шлифования относительно значений, полученных при использовании только соевого масла, тангенциальная составляющая силы резания снизилась на 15 % (величина воздушного потока 12 м<sup>3</sup>/ч). Силы резания имеют практически одинаковые результаты с данными, полученными по технологии *MQL*.

Влияние условий обработки, режима дозирования и состава смазочных композиций на полученные значения, составляющие их силы резания ( $P_z, P_y$ ), и шероховатость обработанной поверхности ( $Ra$ )

The effect of processing conditions, the dosage regimen and the composition of the lubricating compositions on the obtained values of the components of the cutting forces ( $P_z, P_y$ ) and the roughness of the treated surface ( $Ra$ )

Параметры / Parameters	MQL (соевое масло / soybean oil)			CAMQL (соевое масло / soybean oil)						Без СОЖ / Dry
	–	+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0,4 мас.%)	+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0,8 мас.%)	–		+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0,4 мас. %)		+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (0,8 мас. %)		
				12 м <sup>3</sup> /ч	16 м <sup>3</sup> /ч	12 м <sup>3</sup> /ч	16 м <sup>3</sup> /ч	12 м <sup>3</sup> /ч	16 м <sup>3</sup> /ч	
	Подача 30 мл/ч (Flow rate 30 ml/h)									
$P_z$ , Н/мм	2,9 ±0,1	2,6 ±0,1	3,1 ±0,1	2,3 ±0,1	2,8 ±0,1	2,5 ±0,1	2,6 ±0,1	2,8 ±0,1	2,9 ±0,1	2,9 ±0,1
$P_y$ , Н/мм	10,0 ±0,5	6,6 ±0,3	8,4 ±0,4	8,1 ±0,3	9,6 ±0,4	6,7 ±0,3	7,8 ±0,3	7,6 ±0,3	7,9 ±0,4	9,7 ±0,3
$Ra$ , мкм	0,75	0,79	0,79	0,75	0,70	0,74	0,69	0,74	0,72	1,11
	Подача 50 мл/ч (Flow rate 50 ml/h)									
$P_z$ , Н/мм	2,9 ±0,1	2,5 ±0,1	–	2,7 ±0,1	2,8 ±0,1	2,8 ±0,1	3,0 ±0,1	–	–	2,9 ±0,1
$P_y$ , Н/мм	10,4 ±0,4	8,7 ±0,3	–	9,2 ±0,3	9,8 ±0,4	9,5 ±0,3	10,4 ±0,5	–	–	9,7 ±0,3
$Ra$ , мкм	0,76	0,75	–	0,80	0,76	0,72	0,67	–	–	1,11

Учитывая положительный опыт применения наночастиц, концентрация Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> увеличена до 0,8 мас. %. Испытания смазочных композиций проведены при дозировании 30 мл/ч, так как ранее проведенные исследования показали его эффективность. Вне зависимости от вида технологии микродозированной подачи наблюдали возрастание составляющих силы резания (см. таблицу). В меньшей степени это проявляется при шлифовании с технологией CAMQL. Ввиду полученных результатов проведение исследований с режимом дозирования 50 мл/ч считали нецелесообразным. Таким образом, при увеличении концентрации наночастиц наблюдается рост составляющих силы резания.

Шероховатость обработанной поверхности после шлифования с применением микродозированной подачи смазки уменьшается в среднем в 1,5 раза относительно значений, полученных без использования СОЖ (см. таблицу). Более низкие значения шероховатости

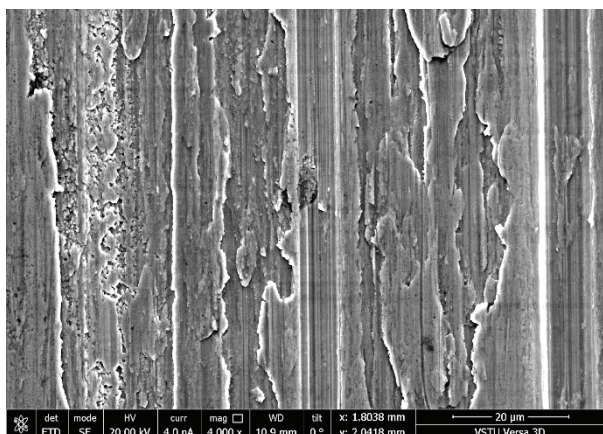
обработанной поверхности при шлифовании с технологией CAMQL получены с добавлением наночастиц и величине воздушного потока 16 м<sup>3</sup>/ч.

Подводя итоги эксплуатационных испытаний, можно отметить, что лучшие условия применения технологий MQL и CAMQL получены на режиме дозирования смазочной среды 30 мл/ч и величине воздушного потока для технологии CAMQL 12 м<sup>3</sup>/ч. Результаты согласуются с данными работы [12], где доказана эффективность технологии CAMQL при более низких величинах воздушного потока. Существует некая оптимальная концентрация наночастиц в составах – не всегда большое их количество обеспечивает хороший результат [14,15]. В наших условиях наибольшая эффективность получена при концентрации наночастиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0,4 мас. %.

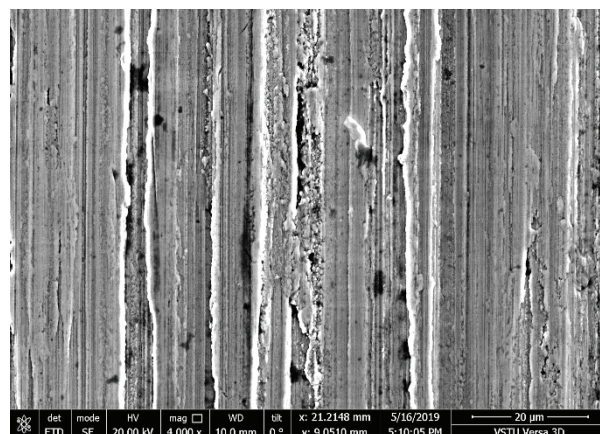
Характеристики свойств поверхностного слоя обрабатываемого материала зависят от мно-

жества факторов, в том числе существенное влияние оказывают механические и физико-химические превращения, сопровождающие процесс абразивной обработки. При шлифовании без СОЖ состояние обработанной поверхности сви-

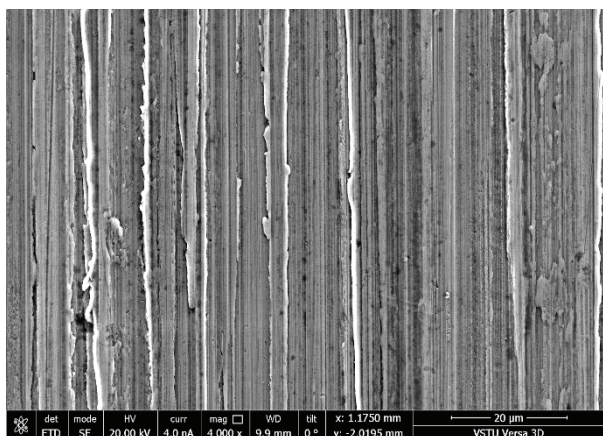
детельствует о значительном адгезионном взаимодействии инструмента с металлом (рис. 2, а). Использование технологии *MQL* заметно улучшает состояние обработанной поверхности (рис. 2, б), однако и здесь имеются в наличии



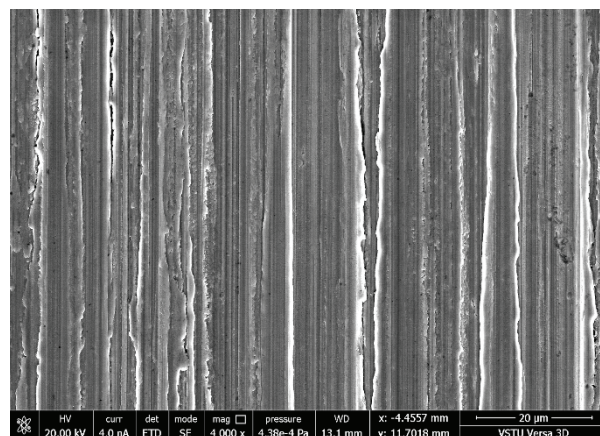
а



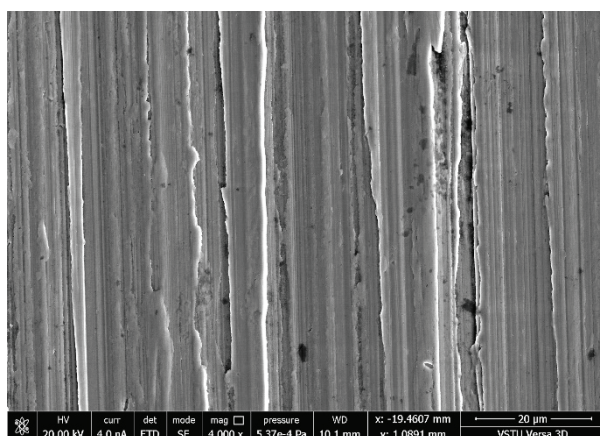
б



в



г



д

Рис. 2. СЭМ-фотографии обработанной поверхности:

а – без СОЖ; б – *MQL*; в – *CAMQL*; г – *MQL* с наночастицами; д – *CAMQL* с наночастицами

Fig. 2. SEM images of the worn surface:

а – dry; б – *MQL*; в – *CAMQL*; г – nanoparticle jet *MQL*; д – nanoparticle jet *CAMQL*

следы адгезионного взаимодействия. Более качественная и однородная поверхность получена после шлифования с технологией *CAMQL* (рис. 2, в). Применение смазочных композиций с наночастицами показывает наилучшие результаты, особенно с использованием технологии *CAMQL* (рис. 2, д).

Наличие наночастиц в зоне контакта изменяет механизм смазывания, снижается адгезия пары абразивный материал–металл, так как между абразивным зерном и обрабатываемым материалом имеется «третье тело», что в итоге отражается на качестве обрабатываемой поверхности. Эффект снижения следов адгезионного взаимодействия при использовании составов с наночастицами зарегистрирован также в работе [16].

По всем рассмотренным выше параметрам применение смазочных композиций с наночастицами  $Al_2O_3$  обеспечивает лучшие результаты. В связи с этим проведен более детальный анализ образцов, полученных после шлифования с использованием технологии *MQL* и *CAMQL* при концентрации наночастиц в составах 0,4 мас. %.

Элементный анализ поперечного сечения образцов показывает, что непосредственно на поверхности, обработанной с применением технологии *MQL* (рис. 3, а), наблюдается значительное количество кислорода – почти 2 %, тогда как у образца после шлифования с технологией

*CAMQL* кислород на поверхности практически отсутствует, лишь постепенно увеличиваясь в глубину, но не более чем на 1 % (рис. 3, б). Стоит также отметить, что поверхностный слой образца, полученный с использованием технологии *MQL*, насыщен атомами углерода.

В работе [17] утверждается, что с увеличением температуры окисления никелевого сплава *Inconel 718* скорость окисления, толщина внешней окалины и внутренняя зона окисления увеличивались. В процессе окисления формируется слой  $Cr_2O_3$  с образованием  $TiO_2$  на самой поверхности [17, 18], причем количество  $TiO_2$  увеличивается с повышением температуры [17]. Повышение концентрации Nb на поверхности наших образцов (рис. 3) согласуется с результатами работ [17, 18], где отмечается образование интерметаллической фазы  $Ni_3Nb$  на границе раздела оксид–сплав за счет диффузии атомов Nb. Таким образом, можно предположить аналогичность механизмов окисления. В целом полученные результаты подтверждают эффективность охлаждающей функции технологии *CAMQL*.

Одним из фундаментальных параметров энергетического состояния поверхностного слоя является работа выхода электрона (РВЭ), которая определяется разницей между минимальной энергией, необходимой для перемещения электрона из объема твердого тела, и энергией Ферми.

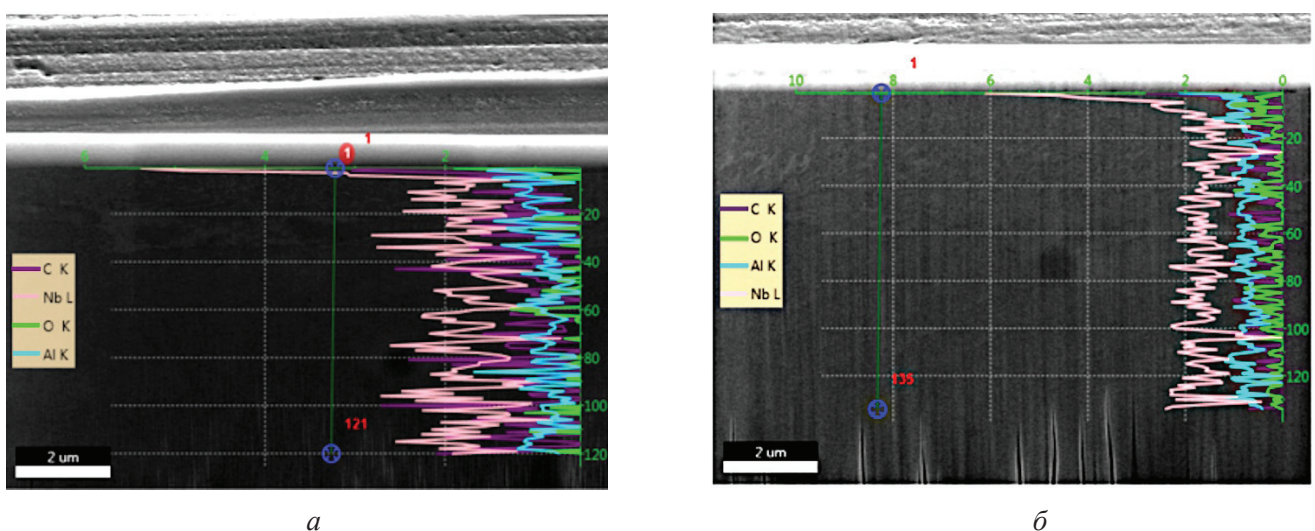


Рис. 3. Микрорентгеноспектральный анализ подповерхностного слоя после шлифования:

а – *MQL* с наночастицами; б – *CAMQL* с наночастицами

Fig. 3. EDS spectra of the subsurface layer of post-grinding:

а – nanoparticle jet *MQL*; б – nanoparticle jet *CAMQL*

Знание действительной величины РВЭ дает возможность с большой точностью определить поверхностную энергию металлов и других твердых тел и, таким образом, проследить за изменением состояния их поверхностных слоев.

Многочисленные исследования показали, что функция РВЭ неразрывно связана со многими механическими свойствами металлов [19–21]. Например, модуль упругости чистых металлов коррелирует отношение шестой степени с функцией РВЭ [20]. *Y. Zhou, J.Q. Lu* с соавторами экспериментально доказано влияние деформации на РВЭ: упругие деформации вызывают рост РВЭ, а в области пластического деформирования работа выхода уменьшается [22]. Функция работы влияет на адгезионную активность поверхности, следовательно, оказывает влияние на трение, трибологические процессы и др. [23].

Таким образом, функция РВЭ может быть использована для прогнозирования и оценки механических свойств металлов. Кроме того, знание общей РВЭ дает дополнительную информацию о поверхностных слоях материалов, что позволит управлять адаптацией материалов и их свойств.

Известно выражение, которое связывает РВЭ исследуемого образца через значение КРП, измеренное методом зонда Кельвина:

$$\varphi = \frac{W_1 - W_2}{-e},$$

где  $\varphi$  – значение КРП;  $W_1$  – РВЭ образца;  $W_2$  – РВЭ материала зонда;  $e$  – заряд электрона.

С учетом того что РВЭ зонда  $W_2$  при измерениях является величиной постоянной, пространственное распределение КРП  $\varphi$  по поверхности образца имеет аналогичную тенденцию распределения значений РВЭ по поверхности образца  $W_1$ .

Результаты измерения поверхности, полученной после шлифования с использованием технологии *MQL*, показывают, что наблюдается довольно контрастный микрорельеф с характерными рисками от абразивных зерен, и КРП изменяется в пределах от  $-50$  до  $50$  мВ с максимальным количеством значений около нуля (рис. 4, а), т. е. РВЭ образца приблизительно равна РВЭ зонда. Зонд покрыт пленкой из золота, РВЭ которого  $5,1$  эВ [24].

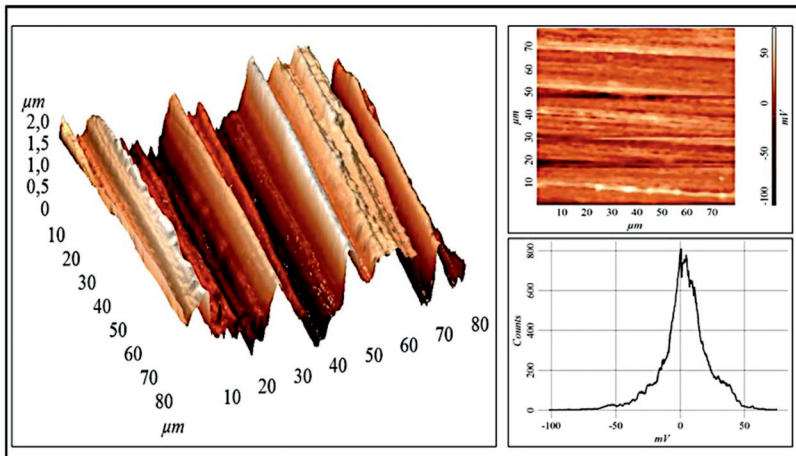
Применение технологии *CAMQL* обеспечивает более равномерный микрорельеф образца, в положительную область сдвигается КРП с максимумом значений в районе  $100$  мВ (рис. 4, б). Таким образом, РВЭ поверхности увеличивается в интервале  $0,1 \dots 0,2$  эВ. Разница в значениях РВЭ исследуемых образцов может заключаться в механизме окисления, изложенном выше. Если принимать во внимание гипотезу, что с увеличением температуры шлифования на обрабатываемой поверхности повышается количество оксида титана  $TiO_2$ , который имеет более низкое значение РВЭ ( $4,7$  эВ), то общий уровень РВЭ поверхности должен понижаться.

Кроме того, в работе [23] при исследовании процессов трения доказано, что поверхности с более высокими значениями РВЭ лучше удерживают смазку и образуют устойчивые трибопленки с низким коэффициентом трения. Таким образом, результаты исследования по оценке РВЭ показывают более благоприятное состояние поверхности, полученной после шлифования с технологией *CAMQL*.

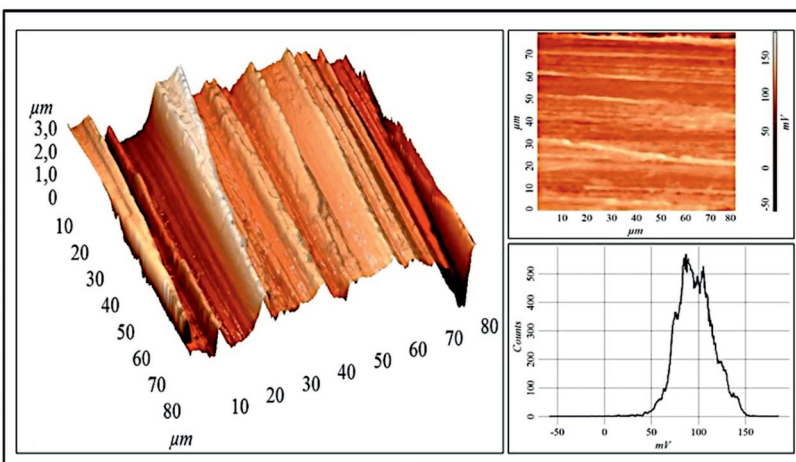
Резюмируя итоги исследований состояния тонкого поверхностного слоя, можно заключить, что при использовании технологии *CAMQL* изменяется температура контактного взаимодействия, происходит трансформация свойств поверхностного слоя за счет видоизменения механизма окисления, что положительно воздействует на процессы трения и адгезии. Поэтому применение технологий микродозирования смазочной среды является перспективным направлением, и с учетом дальнейших работ по оптимизации режимов и составов сможет достойно конкурировать с традиционным способом подачи СОЖ при шлифовании труднообрабатываемых материалов.

## Выводы

1. Установлено, что наилучшие результаты при оценке составляющих силы резания в рамках варьируемых в работе значений обеспечиваются с режимом дозирования смазочной среды –  $30$  мл/ч, величиной воздушного потока для технологии *CAMQL* –  $12$  м<sup>3</sup>/ч, концентрацией наночастиц  $Al_2O_3$  в смазочных композициях на основе соевого масла –  $0,4$  мас. %.



а



б

Рис. 4. Микрорельеф поверхности и контактная разность потенциалов после шлифования:

а – MQL с наночастицами; б – CAMQL с наночастицами

Fig. 4. Surface microrelief and contact potential difference of post-grinding:

а – nanoparticle jet MQL; б – nanoparticle jet CAMQL

2. Эксплуатационные испытания показали, что относительно шлифования без СОЖ силы резания практически одинаковые для случая MQL (соевое масло); меньше на 20 % – CAMQL (соевое масло); снижаются на 30 % при добавлении наночастиц в составы и почти равные как для технологии MQL, так и CAMQL. Шероховатость обработанной поверхности уменьшается в среднем в 1,5 раза.

3. Исследования состояния тонкого поверхностного слоя после шлифования показали, что применение технологии CAMQL (с наночастицами) обеспечивает снижение окисления поверхности и улучшение ее свойств, вероятнее

всего, за счет понижения температуры шлифования, что в итоге положительно воздействует на процессы трения и адгезии.

4. При использовании составов с наночастицами  $Al_2O_3$  наблюдается уменьшение следов адгезионного взаимодействия на обработанной поверхности, особенно при шлифовании с использованием технологии CAMQL.

### Список литературы

1. Role of frozen lubricant film on tribological behaviour and wear mechanisms in grinding / E. García, D. Méresse, I. Pombo, M. Dubar, J. Sánchez // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 82. – P. 1017–1027. – DOI: 10.1007/s00170-015-7397-3.

2. Reddy P.P., Ghosh A. Some critical issues in cryo-grinding by a vitrified bonded alumina wheel using liquid nitrogen jet // Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Vol. 229. – P. 329–337. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.040.

3. Nguyen T. An assessment of the applicability of cold air and oil mist in surface grinding // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 140. – P. 224–230. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00714-3.

4. Choi H.Z., Lee S.W., Jeong H.D. The cooling effects of compressed cold air in cylindrical grinding with alumina and CBN wheels // Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – Vol. 127. – P. 155–158. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00117-6.

5. Improvement of surface grinding process performance of CK45 soft steel by minimum quantity lubrication (MQL) technique using compressed cold air jet from vortex tube / A. Saberi, A.R. Rahimi, H. Parsa, M. Ashrafijou, F. Rabiei // Journal of Cleaner Production. – 2016. – Vol. 131. – P. 728–738. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.04.104.

6. Lee P.A. Study on thermal characteristics of micro-scale grinding process using nanofluid minimum quantity lubrication (MQL) // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. – 2015. – Vol. 16, N 9. – P. 1899–1909. – DOI: 10.1007/s12541-015-0247-2.

7. Shen B. Application of nanofluids in minimum quantity lubrication grinding // Tribology Transactions. – 2008. – Vol. 51. – P. 730–737. – DOI: 10.1080/10402000802071277.





8. Sharma A.K., Tiwari A.K., Dixit A.R. Mechanism of nanoparticles functioning and effects in machining processes: a review // *Materials Today: Proceedings*. – 2015. – Vol. 2, iss. 4–5. – P. 3539–3544. – DOI: 10.1016/j.matpr.2015.07.331.

9. Nanofluids as potential solution for minimum quantity lubrication: a review / R.R. Srikant, M.M.S. Prasad, M. Amrita, A.V. Sitaramaraju, P.V. Krishna // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2014. – Vol. 228, iss. 1. – P. 3–20. – DOI: 10.1177/0954405413497939.

10. Vasu V., Pradeep Kumar Reddy G. Effect of minimum quantity lubrication with  $Al_2O_3$  nanoparticles on surface roughness, tool wear and temperature dissipation in machining Inconel 600 alloy // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part N: Journal of Nanoengineering and Nanosystems*. – 2011. – Vol. 225, iss. 1. – P. 3–16. – DOI: 10.1177/1740349911427520.

11. Крутикова А.А., Митрофанов А.П., Паршева К.А. Применение технологии подачи минимального количества смазки в охлажденном воздушном потоке при шлифовании жаропрочного сплава // *Технология металлов*. – 2019. – № 8. – С. 9–15. – DOI: 10.31044/1684-2499-2019-8-0-9-15.

12. Temperature field model and experimental verification on cryogenic air nanofluid minimum quantity lubrication grinding / J. Zhang, C. Li, Y. Zhang, M. Yang, D. Jia, Y. Hou, R. Li // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 97. – P. 209–228. – DOI: 10.1007/s00170-018-1936-7.

13. Experimental evaluation of MoS<sub>2</sub> nanoparticles in jet MQL grinding with different types of vegetable oil as base oil / Y. Zhang, C. Li, D. Jia, D. Zhang, X. Zhang // *Journal of Cleaner Production*. – 2015. – Vol. 87. – P. 930–940. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2014.10.027.

14. An experimental study on micro-grinding process with nanofluid minimum quantity lubrication (MQL) / P.H. Lee, J.S. Nam, C. Li, S.W. Lee // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. – 2012. – Vol. 13, iss. 3. – P. 331–338. – DOI: 10.1007/s12541-012-0042-2.

15. Environment-friendly technological advancements to enhance the sustainability in surface grinding –

a review / D. Manu, S.S. Vishal, S.D. Jasminder, S.G. Simranpreet // *Journal of Cleaner Production*. – 2018. – Vol. 197. – P. 218–231. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2018.05.280.

16. Specific grinding energy and surface roughness of nanoparticle jet minimum quantity lubrication in grinding / D. Zhang, C. Li, D. Jia, Y. Zhang, X. Zhang // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2015. – Vol. 28, iss. 2. – P. 570–581. – DOI: 10.1016/j.cja.2014.12.035.

17. Cyclic oxidation behavior of IN 718 superalloy in air at high temperatures / K.A. Al-hatab, M.A. Al-bukhaiti, U. Krupp, M. Kantehm // *Oxidation of Metals*. – 2011. – Vol. 75, iss. 3–4. – P. 209–228. – DOI: 10.1007/s11085-010-9230-6.

18. SEM-EDS and XPS studies of the high temperature oxidation behaviour of Inconel 718 / F. De-launay, C. Berthier, M. Lenglet, J.M. Lameille // *Mikrochimica Acta*. – 2000. – Vol. 132, iss. 2–4. – P. 337–343. – DOI: 10.1007/s006040050027.

19. Li W. Influences of tensile strain and strain rate on the electron work function of metals and alloys // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 54, iss. 5. – P. 921–924. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.10.064.

20. Hua G., Li D. Generic relation between the electron work function and Young's modulus of metals // *Applied Physics Letters*. – 2011. – Vol. 99, iss. 4. – P. 041907. – DOI: 10.1063/1.3614475.

21. Lu H. Electron work function – a promising guiding parameter for material design / H. Lu, Z. Liu, X. Yan, D. Li, L. Parent, H. Tian // *Scientific Reports*. – 2016. – Vol. 6. – P. 1–11. – DOI: 10.1038/srep24366.

22. Zhou Y., Lu J.Q., Qin W.G. Change in the electronic work function under different loading conditions // *Materials Chemistry and Physics*. – 2009. – Vol. 118. – P. 12–14. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2009.07.062.

23. Shiyi L., Hao L., Li D.Y. The relationship between the electron work function and friction behavior of passive alloys under different conditions // *Applied Surface Science*. – 2015. – Vol. 351. – P. 316–319. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2015.05.125.

24. Wang J., Wang S.Q. Surface energy and work function of fcc and bcc crystals: density functional study // *Surface Science*. – 2014. – Vol. 630. – P. 216–224. – DOI: 10.1016/j.susc.2014.08.017.

## Конфликт интересов

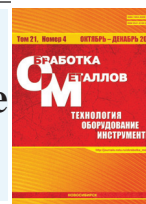
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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 the Technology of Microdosed supply of Lubricant Compositions with Nanoparticles during Grinding of Heat-Resistant Ni-based with Additional Air Cooling

Artem Mitrofanov<sup>a,\*</sup>, Vladimir Nosenko<sup>b</sup>

Volzhsky Polytechnic Institute (Branch), Volgograd State Technical University, 42a Engelsa Street, Volzhsky, 404121, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1829-322X>, [greenmap@yandex.ru](mailto:greenmap@yandex.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5074-1099>, [vladim.nosenko2014@ya.ru](mailto:vladim.nosenko2014@ya.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 11 September 2019

Revised: 06 October 2019

Accepted: 15 November 2019

Available online: 15 December 2018

#### Keywords:

Minimum quantity lubrication

Grinding

Nanoparticles

Soybean oil

Cold air

Ni-based alloy

Cutting forces

Quality and surface properties

#### Funding

The reported study was funded by RFBR and the government of Volgograd region according to the research project № 18-48-343004 p\_мол\_a.

### ABSTRACT

**Introduction.** In terms of environmental issues, the most significant problem in the metal finishing process is the use of lubricating cooling fluids (coolant). As an alternative of coolant using in the world practice are integrating an environmentally determined engineering of minimum lubrication (*MQL – minimum quantity lubrication*). Though the use of MQL process in the abrasion with the highest contact temperatures is not effective enough. Due to this a set of measures has been suggested in the scientific community such as, the additional cooling action of the cutting area by cold air (*CAMQL – cold air with minimum quantity lubrication*). As part of our paper the researches of using these methods, both separately and in synthesis, in order to assessment of capability for increasing the *MQL* efficiency when grinding Ni-based alloy are carried out. **The purpose of the work** is to quantify the influence of the *MQL* and *CAMQL* input processes on the operational factors of the grinding process and the properties of a thin surface. Vegetable soy oil is used as a lubricant, including the addition of  $Al_2O_3$  nanoparticles. **Research methods.** The surface roughness is controlled with *Mitutoyo Surfest SJ-410 profilometr*. Component cutting forces are measured using a six-component force-measuring complex *Amti MC36-1000*. Elemental analysis and surface morphology rating are carried out using a FEI Versa 3D LoVac dual-beam raster electron microscope with an X-ray microanalysis attachment. The contact potential difference is measured by atomic-force microscopy using the Kelvin's probe method. **Results and discussion.** The better application conditions for *MQL* and *CAMQL* are established, these are the dosing regimens of lubricating at 30 ml/h and the air low range for *CAMQL* equals to 12 m<sup>3</sup>/h. The measurement results of cutting forces showed the using of soy oil lubricant only is more effective for *CAMQL*. On addition of  $Al_2O_3$  nanoparticles with an optimal concentration of 0.4 wt. % there is observed the dramatic decline of the cutting forces, in particular  $P_y$  component (by 30 % relative to grinding process without coolant), and the force values are almost the same when using both *MQL* and *CAMQL*. The machined surface roughness is reduced averagely 1.5 times. While using lubricant compositions with nanoparticles, there is a tendency to lower the surface roughness values when grinding with *CAMQL*. The states research of a thin surface layer after grinding process showed the use of *CAMQL*, regardless of the lubricant type, provides reduction of surface oxidation and improvement of its properties. When using compositions with  $Al_2O_3$  nanoparticles, the decrease of adhesive interaction traces of machine surface is observed.

**For citation:** Mitrofanov A.P., Nosenko V.A. Investigation of the technology of microdosed supply of lubricant compositions with nanoparticles during grinding of heat-resistant Ni-based with additional air cooling. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 6–18. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-6-18. (In Russian).

### References

1. García E., Méresse D., Pombo I., Dubar M., Sánchez J. Role of frozen lubricant film on tribological behaviour and wear mechanisms in grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 82, pp. 1017–1027. DOI: 10.1007/s00170-015-7397-3.

#### \* Corresponding author

Mitrofanov Artem P., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
 Volzhsky Polytechnic Institute (Branch), Volgograd State Technical  
 University, 42a Engelsa Street,  
 Volzhsky, 404121, Russian Federation  
 Tel.: +7 (8443) 55-69-35, e-mail: [greenmap@yandex.ru](mailto:greenmap@yandex.ru)

2. Reddy P.P., Ghosh A. Some critical issues in cryo-grinding by a vitrified bonded alumina wheel using liquid nitrogen jet. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 229, pp. 329–337. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.040.
3. Nguyen T. An assessment of the applicability of cold air and oil mist in surface grinding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 140, pp. 224–230. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00714-3.
4. Choi H.Z., Lee S.W., Jeong H.D. The cooling effects of compressed cold air in cylindrical grinding with alumina and CBN wheels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, vol. 127, pp. 155–158. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00117-6.
5. Saberi A., Rahimi A.R., Parsa H., Ashrafijou M., Rabiei F. Improvement of surface grinding process performance of CK45 soft steel by minimum quantity lubrication (MQL) technique using compressed cold air jet from vortex tube. *Journal of Cleaner Production*, 2016, vol. 131, pp. 728–738. DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.04.104.
6. Lee P.A. Study on thermal characteristics of micro-scale grinding process using nanofluid minimum quantity lubrication (MQL). *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2015, vol. 16, no. 9, pp. 1899–1909. DOI: 10.1007/s12541-015-0247-2.
7. Shen B. Application of nanofluids in minimum quantity lubrication grinding. *Tribology Transactions*, 2008, vol. 51, pp. 730–737. DOI: 10.1080/10402000802071277.
8. Sharma A.K., Tiwari A.K., Dixit A.R. Mechanism of nanoparticles functioning and effects in machining processes: a review. *Materials Today: Proceedings*, 2015, vol. 2, iss. 4–5, pp. 3539–3544. DOI: 10.1016/j.matpr.2015.07.331.
9. Srikant R.R., Prasad M.M.S., Amrita M., Sitaramaraju A.V., Krishna P.V. Nanofluids as potential solution for minimum quantity lubrication: a review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2014, vol. 228, iss. 1, pp. 3–20. DOI: 10.1177/0954405413497939.
10. Vasu V., Pradeep Kumar Reddy G. Effect of minimum quantity lubrication with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoparticles on surface roughness, tool wear and temperature dissipation in machining Inconel 600 alloy. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part N: Journal of Nanoengineering and Nanosystems*, 2011, vol. 225, iss. 1, pp. 3–16. DOI: 10.1177/1740349911427520.
11. Krutikova A.A., Mitrofanov A.P., Parsheva K.A. Primenenie tekhnologii podachi minimal'nogo kolichestva smazki v okhlazhdennom vozdushnom potoke pri shlifovanii zharoprochnogo splava [Application of technology for supply of minimum lubricant amount in cooled air flow during heat-resistant alloy grinding]. *Tekhnologiya metallov = Technology of Metals*, 2019, no. 8, pp. 9–15. DOI: 10.31044/1684-2499-2019-8-0-9-15.
12. Zhang J., Li C., Zhang Y., Yang M., Jia D., Hou Y., Li R. Temperature field model and experimental verification on cryogenic air nanofluid minimum quantity lubrication grinding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 97, pp. 209–228. DOI: 10.1007/s00170-018-1936-7.
13. Zhang Y., Li C., Jia D., Zhang D., Zhang X. Experimental evaluation of MoS<sub>2</sub> nanoparticles in jet MQL grinding with different types of vegetable oil as base oil. *Journal of Cleaner Production*, 2015, vol. 87, pp. 930–940. DOI: 10.1016/j.jclepro.2014.10.027.
14. Lee P.H., Nam J.S., Li C., Lee S.W. An experimental study on micro-grinding process with nanofluid minimum quantity lubrication (MQL). *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2012, vol. 13, iss. 3, pp. 331–338. DOI: 10.1007/s12541-012-0042-2.
15. Manu D., Vishal S. S., Jasminder S.D., Simranpreet S. G. Environment-Friendly Technological Advancements to Enhance the Sustainability in Surface Grinding- A Review. *Journal of Cleaner Production*, 2018, vol. 197, pp. 218–231. DOI: 10.1016/j.jclepro.2018.05.280.
16. Zhang D., Li C., Jia D., Zhang Y., Zhang X. Specific grinding energy and surface roughness of nanoparticle jet minimum quantity lubrication in grinding. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2015, vol. 28, iss. 2, pp. 570–581. DOI: 10.1016/j.cja.2014.12.035.
17. Al-hatab K.A., Al-bukhaiti M.A., Krupp U., Kantehm M. Cyclic oxidation behavior of IN 718 superalloy in air at high temperatures. *Oxidation of Metals*, 2011, vol. 75, iss. 3–4, pp. 209–228. DOI: 10.1007/s11085-010-9230-6.
18. Delaunay F., Berthier C., Lenglet M., Lameille J.M. SEM-EDS and XPS studies of the high temperature oxidation behaviour of Inconel 718. *Mikrochimica Acta*, 2000, vol. 132, iss. 2–4, pp. 337–343. DOI: 10.1007/s006040050027.
19. Li W. Influences of tensile strain and strain rate on the electron work function of metals and alloys. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 54, iss. 5, pp. 921–924. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.10.064.
20. Hua G., Li D. Generic relation between the electron work function and Young's modulus of metals. *Applied Physics Letters*, 2011, vol. 99, iss. 4, p. 041907. DOI: 10.1063/1.3614475.

21. Lu H., Liu Z., Yan X., Li D., Parent L., Tian H. Electron work function – a promising guiding parameter for material design. *Scientific Reports*, 2016, vol. 6, pp. 1–11. DOI: 10.1038/srep24366.
22. Zhou Y., Lu J.Q., Qin W.G. Change in the electronic work function under different loading conditions. *Materials Chemistry and Physics*, 2009, vol. 118, pp. 12–14. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2009.07.062.
23. Shiyi L., Hao L., Li D.Y. The relationship between the electron work function and friction behavior of passive alloys under different conditions. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 351, pp. 316–319. DOI: 10.1016/j.apusc.2015.05.125.
24. Wang J., Wang S.Q. Surface energy and work function of fcc and bcc crystals: density functional study. *Surface Science*, 2014, vol. 630, pp. 216–224. DOI: 10.1016/j.susc.2014.08.017.

## Conflicts of Interest

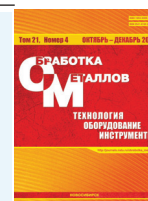
The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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 аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком

Александр Бурков \*

Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия

 <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  burkovalex@mail.ru

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762; 537.523.4

#### История статьи:

Поступила: 22 августа 2019  
 Рецензирование: 17 сентября 2019  
 Принята к печати: 15 ноября 2019  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Покрyтия  
 Аморфные сплавы  
 Металлические стекла  
 Электроискровое легирование  
 в гранулах  
 Износостойкость  
 Жаростойкость

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Металлические стекла вызывают интерес исследователей как материалы, которые могут быть использованы в качестве защитных покрытий для металлов и сплавов. Исследование новых способов формирования покрытий из металлических стекол является актуальной задачей. **Цель работы:** изучение условий формирования и свойств покрытий из металлических стекол, полученных методом электроискровой обработки стали 35 в смеси железных гранул и многокомпонентной порошковой шихты, состоящей из хрома, вольфрама, молибдена, кремния, бора и углерода. **Методика исследований.** Порошковая шихта имела средний размер частиц 0,3 мкм. Объемная доля порошковой шихты в смеси гранул варьировалась от 2,5 до 9,3 об. %. Покрытия наносились при энергии импульсов 0,33 Дж с частотой 1 кГц в течение 8 мин в среде аргона. Состав и структуру покрытий изучали методами рентгеновского дифракционного анализа, растровой микроскопии и энергодисперсионного анализа. **Результаты и обсуждение.** Средняя толщина покрытий находилась в узком диапазоне 41...43 мкм. Доля аморфной фазы в покрытиях составила от 78 до 95 об. %. Распределение элементов по сечению покрытий было однородным. С ростом содержания порошка в смеси гранул концентрация железа в покрытиях снижалась с 60 до 41 ат. %. При этом соотношение остальных элементов в составе покрытий соответствовало составу многокомпонентного порошка, что говорит о равномерном участии частиц порошков разного сорта в формировании наносимого слоя. Скорость изнашивания образцов с покрытиями в режиме сухого скольжения находилась в диапазоне  $0,7...5,9 \cdot 10^{-5}$  мм<sup>3</sup>/Нм, что в 2,5...6,5 раз меньше, чем у стали 35 без покрытия. Циклическая жаростойкость образцов с покрытиями при температуре 700 °С за 100 часов испытаний была в 15...30 раз выше, чем у стали 35, что объясняется, прежде всего, наличием хрома и кремния в покрытиях.

**Для цитирования:** Бурков А.А. Получение аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 19–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30.

### Введение

В последнее время металлическими стеклами называют многокомпонентные аморфные металлические сплавы, различие в атомном радиусе элементов которых составляет не менее 12 % [1, 2]. Причем содержание неметаллических элементов (P, Si, C, B) в их составе обычно составляет около 30 ат. %. Все это обеспечивает высокую стеклообразующую способность дан-

ных систем и не требует экстремально высоких скоростей охлаждения материала для фиксации аморфной структуры из расплава по сравнению с чистыми металлами. Металлические стекла (МС) привлекают больше внимания исследователей из-за уникального сочетания высокой твердости, износостойкости, высокой коррозионной устойчивости, хорошей биосовместимости и нецитотоксичности [3–8]. Наиболее популярными методами нанесения покрытий из МС являются магнетронное напыление, термическое распыление, газопламенное напыление, лазерная наплавка и электроискровое легирование (ЭИЛ) [9–14]. Технология ЭИЛ является наиболее простой и эффективной для осаждения металлических

#### \*Адрес для переписки

Бурков Александр Анатольевич, к.ф.-м.н., с.н.с.  
 Институт материаловедения  
 Хабаровского научного центра ДВО РАН,  
 ул. Тихоокеанская, 153  
 680042, г. Хабаровск, Россия  
 Тел.: +79141618954, e-mail: burkovalex@mail.ru

материалов, позволяет формировать покрытие, металлургически связанное с подложкой. Главные недостатки ЭИЛ, сдерживающие его повсеместное использование, – это сложность автоматизации процесса нанесения покрытий, особенно на подложки с криволинейной поверхностью, и низкая производительность вследствие точечного воздействия разряда ( $\sim 1 \text{ мм}^2$ ). Для устранения этих недостатков была предложена и успешно реализована методика осаждения покрытий путем электроискровой обработки в среде гранул из осаждаемого материала, выполняющих функцию рабочего электрода (анода) [15]. Эта методика позволяет в автоматическом режиме осаждать покрытия на подложки с криволинейной поверхностью, при этом покрытие формируется одновременно по всей поверхности подложки, контактирующей с гранулами.

Традиционно для получения аморфных покрытий методами газопламенного напыления, лазерной наплавки и ЭИЛ применяются готовые аморфные порошки. Ранее нами была показана возможность одностадийного формирования покрытий из металлических стекол методом электроискровой обработки в смеси кристаллических гранул, состоящих из чистых металлов и сплавов металлов с неметаллами [16]. В соответствии с этой концепцией гранулы под действием многократных электрических разрядов обмениваются материалом между собой и подложкой, что позволяет формировать на поверхности последней многокомпонентный состав, не успевающий кристаллизоваться вследствие высоких скоростей охлаждения материала после прекращения разряда. Среди недостатков данного подхода можно выделить трудности приготовления гранул из сплавов с высокой долей неметаллических элементов (B, C, Si), их низкую прочность и, как следствие, неравномерность электрической и механической эрозии таких сплавов при осаждении и слабо контролируемый состав аморфных покрытий. Для преодоления этих недостатков впервые предлагается методика электроискрового осаждения порошковых материалов в среде железных гранул для получения аморфных покрытий. Ее суть заключается в использовании порошковой шихты из металлов (W, Mo, Cr) и неметаллов (Si, C,  $\text{SiB}_4$ ) в вычисленных на основании литературных данных соотношениях [17–19], которая засыпается в реактор электро-

искровой установки вместе с гранулами из железа. При прохождении разрядов между железными гранулами и стальной подложкой будет происходить внедрение порошка в поверхность подложки, конвективное и диффузионное перемешивание элементов и фиксация аморфной структуры из многокомпонентного расплава с высокой стеклообразующей способностью. При этом источником железа будут выступать железные гранулы и стальная подложка. Поэтому цель настоящей работы – изучение условий формирования и свойств покрытий из МС на стали 35, полученных одностадийной электроискровой обработкой в среде железных гранул с добавлением разного количества порошковой смеси.

### Материалы и методы исследования

В качестве осаждаемого материала использовалась порошковая шихта (табл. 1) и гранулы из стали Ст3. Исходные порошки хрома, молибдена, вольфрама, графита, кремния и тетраборида кремния имели чистоту не менее 99,5 вес. %. Порошковая шихта приготавливалась их измельчением в шаровой мельнице РМ 400 в течение четырех часов в аргоне при скорости вращения 250 об/мин. По данным сорбтометра Sorbi-M, шихта имела средний размер частиц 0,3 мкм. Объемная доля порошка в смеси гранул варьировалась от 2,5 до 9,3 об. % (табл. 2). Схема установки для осаждения покрытий в среде гранул показана на рис. 1.

Гранулы изготавливались путем нарезания проволоки из стали Ст3 диаметром  $4 \pm 0,5$  мм на цилиндры длиной  $4 \pm 1$  мм. Были приготовлены

Таблица 1

Table 1

Состав порошковой шихты  
The powder mixture composition

Порошок Powder	Вес. % wt. %	Элемент Element	Ат. % at. %
Cr	21,73	Cr	19,99
Mo	20,09	Mo	10,01
W	38,53	W	10,02
C	6,04	C	24,06
$\text{SiB}_4$	7,68	B	20,63
Si	5,93	Si	15,29

**Обозначение образцов, содержание карбида хрома в смеси гранул и характеристики покрытий**  
**Designation of samples, the in the mixture of granules and characteristics of the coatings**

Обозначение образцов / Designation of samples	Концентрация порошка, об. % / Powder content, Vol. %	Шероховатость покрытий ( $R_a$ ), мкм / Roughness of coatings ( $R_a$ ), $\mu\text{m}$	Толщина покрытий, мкм / Thickness of coatings, $\mu\text{m}$	Объем аморфной фазы, об. % Amorphous phase volume, %
MG 2,5	2,5	$7,9 \pm 1,0$	$43 \pm 12$	78,0
MG 4,9	4,9	$6,9 \pm 2,6$	$42,2 \pm 13$	85,6
MG 7,1	7,1	$8,7 \pm 1,1$	$43 \pm 15$	91,0
MG 9,3	9,3	$7,9 \pm 2,7$	$41 \pm 10$	94,8

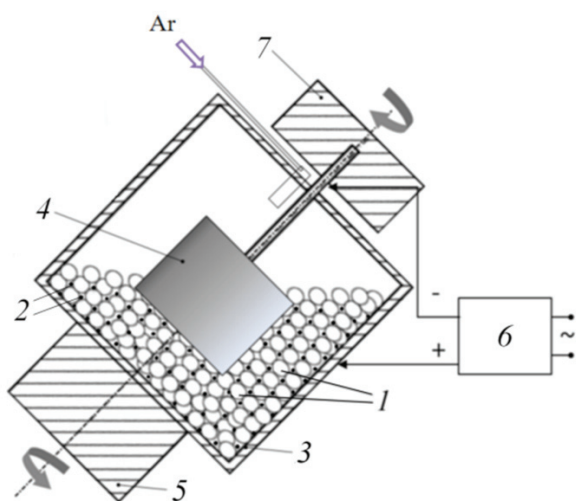


Рис. 1. Схема осаждения электроискровых покрытий в смеси гранул

Fig. 1. Scheme of deposition of electrospark coatings in a mixture of granules

четыре смеси из гранул стали Ст3 и порошковой шихты в различных соотношениях (табл. 2). Гранулы 1 и порошок 2 засыпались в контейнер 3 из стали 35 высотой 45 мм и диаметром 45 мм. Подложка (катод) 4 из стали 35 в форме цилиндра диаметром 12 мм и высотой 10 мм, размещалась в центре контейнера. Контейнер устанавливался под углом  $35^\circ$  и подсоединялся к двигателю 5. Частота вращения контейнера с гранулами составляла  $60 \text{ об} \cdot \text{мин}^{-1}$ . Катод закреплялся на стальной стержень, подключенный к отрицательному выводу генератора импульсов 6, и подсоединялся к двигателю 7, вращающему образец в противоположную относительно контейнера сторону с частотой  $60 \text{ об} \cdot \text{мин}^{-1}$ . Положительный вывод генератора подсоединялся к контейнеру, и гра-

нулы выступали в качестве анода. Генератор разрядных импульсов IMES-40 вырабатывал импульсы тока прямоугольной формы амплитудой 110 А при напряжении 30 В, длительностью 100 мкс с частотой 1 кГц. В рабочий объем контейнера подавался защитный газ – аргон со скоростью  $10 \text{ л} \cdot \text{мин}^{-1}$  для предотвращения окисления и азотирования поверхности образцов.

Фазовый состав и структура покрытий исследовались с применением рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в  $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении и растворяющего электронного микроскопа (СЭМ) Sigma 300 VP, оснащенного микроанализатором INCA Energy.

Износостойкость покрытий исследовалась по стандарту ASTM G99 при сухом трении скольжения с применением контртела в виде диска из быстрорежущей стали Р6М5 на скорости  $0,47 \text{ мс}^{-1}$  при нагрузках 25 и 70 Н. Износ образцов измеряли гравиметрическим способом с точностью 0,1 мг и рассчитывали интенсивность изнашивания по формуле  $W = \Delta m / (\rho P l)$ , где  $\Delta m$  – потеря массы образца при истирании;  $\rho$  – плотность покрытия, которая принималась равной плотности стали 35;  $P$  – нагрузка и  $l$  – длина пути трения. Коэффициент трения был измерен в процессе испытания на износ с использованием бесконтактного динамического датчика момента вращения  $M 40 \dots 50 \text{ Н} \cdot \text{м}$ . Испытания на жаростойкость проводили в печи при температуре  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  на воздухе. Образцы выдерживали при заданной температуре в течение  $\sim 6$  ч, затем удаляли и охлаждали в эксикаторе до комнатной

температуры. Во время испытания образцы помещались в корундовый тигель для учета массы отслоившихся оксидов. Общее время тестирования составляло 100 часов. Изменение массы всех образцов измеряли с использованием лабораторных весов чувствительностью 0,1 мг.

### Результаты и обсуждение

При осаждении покрытий в смеси стальных гранул и порошка наблюдалось увеличение массы подложек в результате отложения материала из гранул и порошка на катод (рис. 2). Прирост массы подложек был близким для всех образцов. С увеличением времени обработки он замедлялся. Замедление прироста массы катода при ЭИЛ является базовой закономерностью [20]. Оно вызвано наступлением так называемого «порога хрупкого разрушения легированного слоя» вследствие накопления дефектов в структуре покрытия. Поэтому оптимальное время осаждения МГ покрытий составило 8 мин. Наибольший прирост массы наблюдался для образца с наибольшей концентрацией порошка в смеси гранул, однако однозначной корреляции между концентрацией порошка и приростом массы катодов не наблюдалось. Шероховатость

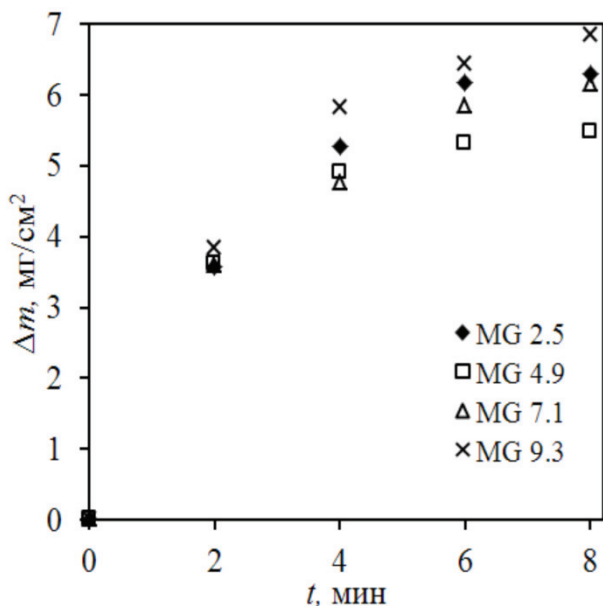


Рис. 2. Кинетика прироста массы подложек в процессе электроискровой обработки в смеси железных гранул с порошком

Fig. 2. Kinetics of the cathode weight gain of at the electrospark processing in a mixture of iron granules with powder

покрытий ( $Ra$ ) находилась в пределах 7...9 мкм (табл. 2), что соответствует традиционным ЭИЛ-покрытиям для данной энергии импульсов [21]. Толщина покрытий была близкой к 41...43 мкм (табл. 2), поскольку она определяется не столько количеством перенесенного на катод материала, сколько энергией разряда, формирующего ванну расплава на поверхности катода.

Результаты анализа рентгеновских дифрактограмм порошковой смеси и осажденных покрытий показаны на рис. 3. В спектре порошка наблюдались рефлексы молибдена, вольфрама, хрома, кремния и графита. На рентгеновских дифрактограммах всех покрытий видно характерное гало в области углов  $2\theta = 40...50^\circ$ , что означает преобладание аморфной фазы в составе покрытий. В спектрах покрытий наблюдались острые брэгговские рефлексы с низкой интенсивностью, соответствующие  $\alpha$ Fe из подложки и W. Долю аморфной фазы, по данным рентгеноструктурного анализа, принято описывать как отношение суммы площадей гало к сумме площадей гало и острых брэгговских рефлексов [10, 22]:

$$V_{\text{amor}} = \frac{\Sigma A_{\text{amor}}}{\Sigma A_{\text{amor}} + \Sigma A_{\text{cryst}}},$$

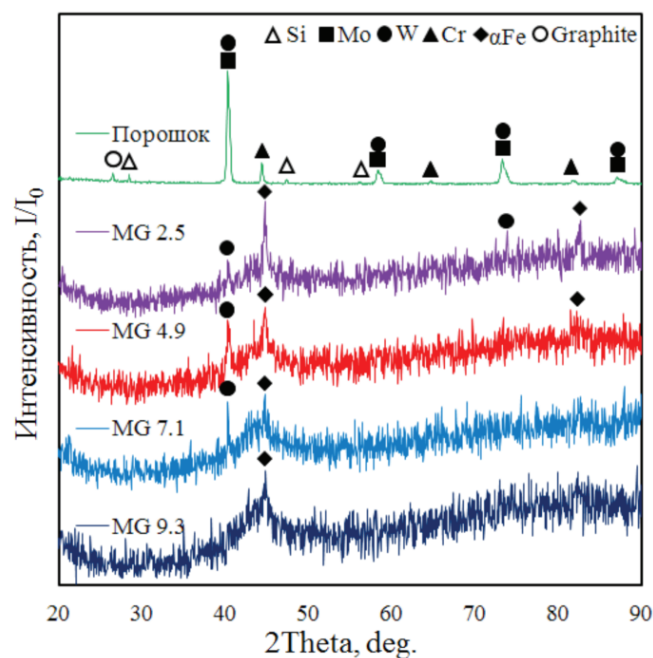
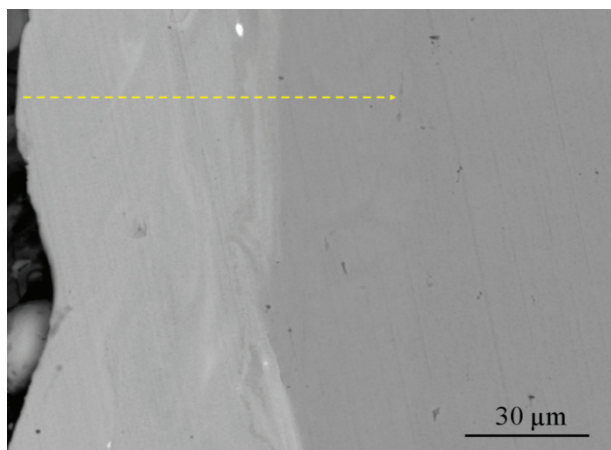


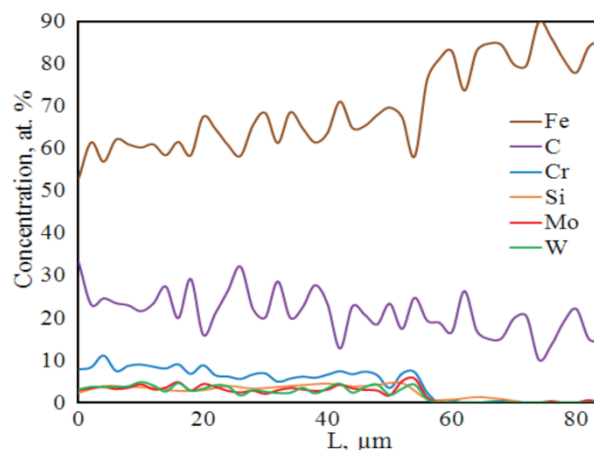
Рис. 3. Результаты рентгеноструктурного анализа порошковой шихты и осажденных покрытий

Fig. 3. The X-ray analysis of powder mixture and deposited coatings

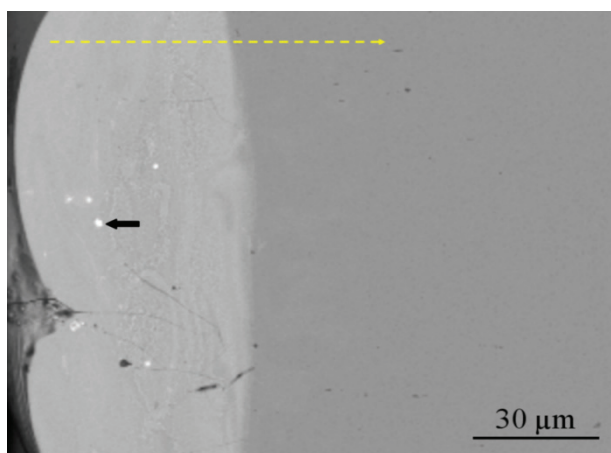




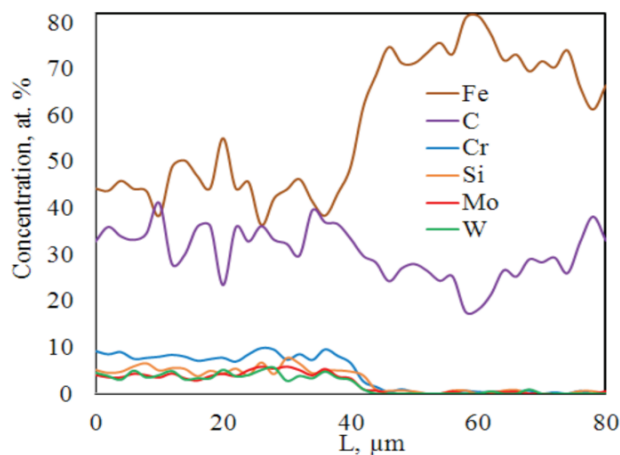
a



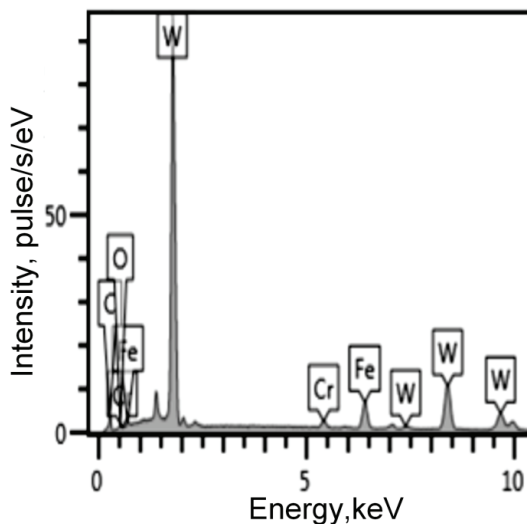
b



b



z



d

Рис. 4. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий MG 2,5 (а), MG 9,3 (б) и распределение элементов по толщине соответствующих покрытий (б, з); желтая пунктирная линия обозначает место сканирования; на рисунке (д) показан МРС-спектр к рисунку (б), где черной стрелочкой указан участок съемки  
 Fig. 4. SEM images of cross section of the coatings MG 2,5 (a), MG 9,3 (b) and the distribution of elements in thickness of the respective coatings (b, z); the yellow dashed line indicates the location of the scan; figure (d) shows the EDS spectrum for figure (b), where the black arrow indicates the area of the survey

где  $V_{\text{амор}}$  – это объемная доля аморфной фазы;  $A_{\text{cryst}}$  и  $A_{\text{амор}}$  – это площади кристаллических пиков и аморфных гало соответственно. Из расчета следует, что с ростом объемной доли порошка в смеси гранул (см. табл. 2) возрастала доля аморфной фазы в покрытиях от 78 до 95 об. %.

Растровые изображения поперечного сечения покрытий MG 2,5 и MG 9,3 в режиме фазового контраста показаны на рис. 4 а, в. Из них следует, что в структуре покрытий имеются поперечные трещины, возникшие в результате многократных циклов нагрева/охлаждения материала. МРС-сканирование поперечного сечения покрытий показало, что их состав был однороден по толщине (рис. 4, б, г). Светлые пятна в структуре покрытий соответствуют вольфраму (рис. 4, д), который не полностью растворился в смеси элементов из-за высокой температуры плавления.

На рис. 5 показаны средние значения концентрации элементов по данным МРС-анализа, снятые с разных участков покрытий. Он показывает, что концентрация железа в покрытиях достигала ~60 ат. %. Это означает, что железо переносилось в покрытия со стальных гранул и подложки, причем его количество уменьшалось с увеличением содержания порошковой шихты в смеси гранул. Концентрация других элементов увеличивалась до содержания порошка 7,1 об. %, но дальше

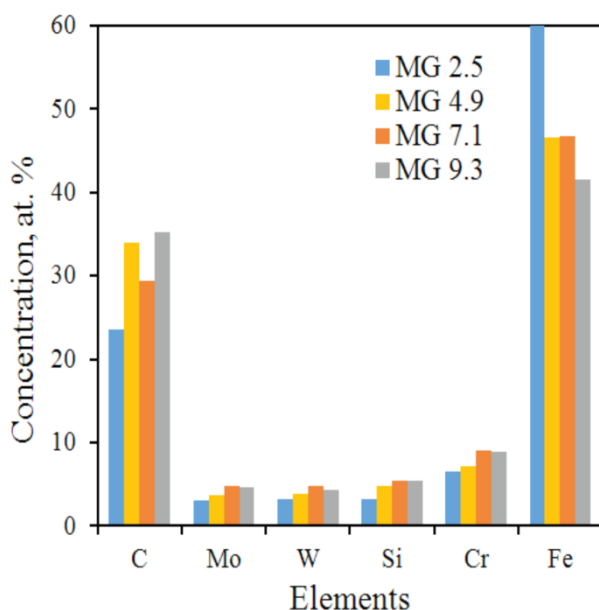


Рис. 5. Средний состав поперечного сечения покрытий MG по данным МРС анализатора

Fig. 5. Average cross section composition of MG coatings according to EDS data

практически не изменялась. Это свидетельствует о приближении к максимальному значению содержания порошка в смеси гранул. Соотношение элементов в порошковой шихте (см. табл. 1) и осажденных покрытиях было одинаковым, что говорит о равномерном участии частиц порошков разного сорта в формировании наносимого слоя.

Данные МРС-анализа позволяют вычислить массовую долю порошка, участвующую в формировании покрытия. Поскольку энергодисперсионный спектрометр не учитывал бор, но с достаточной четкостью фиксировал молибден, то можно оценить содержание бора в покрытиях через отношение концентраций бора и молибдена в шихте. Вычисленное значение содержания бора в покрытиях находится в диапазоне от ~6 до 9 ат. %. С учетом этого приближения была оценена доля порошка в составе покрытия, которая составила от ~40 до 60 вес. %.

Средние значения коэффициента трения покрытий находились в диапазоне 0,96...0,99 при нагрузке 25 Н и 0,77...0,89 при нагрузке 70 Н (рис. 6, а). Коэффициент трения стали 35 без покрытий был близок к покрытиям – 0,9 и 0,83 соответственно. Результаты испытания покрытий из металлических стекол и стали 35 на износ в условиях сухого скольжения показаны на рис. 6, б. Из рисунка следует, что скорость изнашивания образцов с покрытиями находилась в диапазоне  $0,7...1,8 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Нм}$ , что в 2,5...6,5 раз меньше чем у стали 35. Характерно, что для всех образцов скорость изнашивания при нагрузке 70 Н была ниже, чем при 25 Н, что согласуется с данными по коэффициенту трения образцов. Наибольшей износостойкостью обладало покрытие MG 2,5, которое содержало наименьшую долю аморфной фазы и соответственно было наименее хрупким.

На рис. 7 показана кинетика изменения массы образцов с MG-покрытиями и стали 35 при температуре 700 °С. Прирост массы образцов обусловлен фиксацией кислорода на поверхности образцов в виде оксида железа(III) в модификации гематита (рис. 7). За 100 часов испытаний образцы с покрытиями в 15...30 раз меньше подверглись окислению, чем сталь 35 вследствие ограничения контакта кислорода с подложкой. На вставке к рис. 7 изображена рентгеновская дифрактограмма поверхности

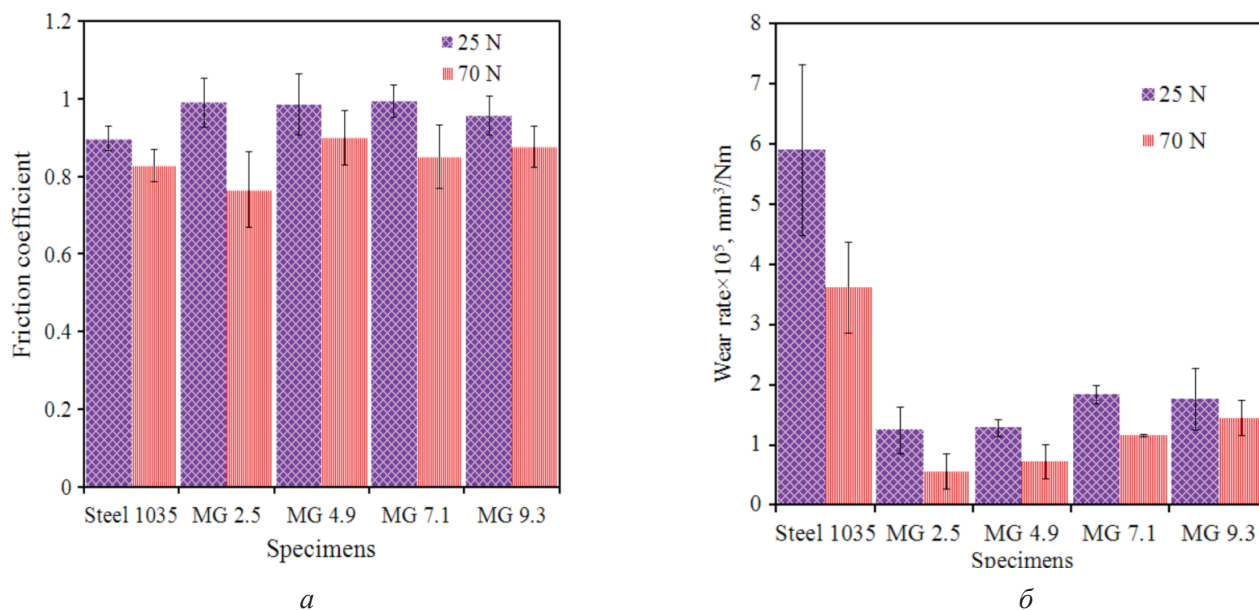


Рис. 6. Средние значения коэффициента трения (а) и скорости износа (б) MG покрытий по сравнению со сталью 35 при 25 и 70 Н

Fig. 6. The variations of friction coefficient curves (a) and wear rates (б) of MG coatings as compared steel 1035 under 25 and 70 N

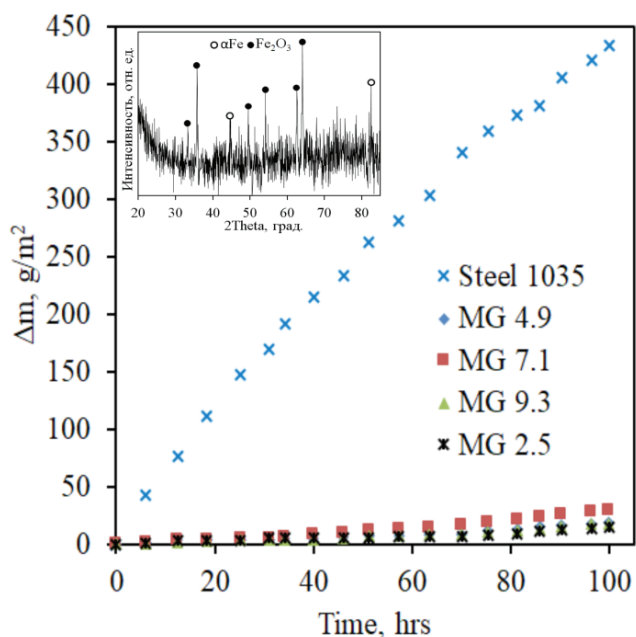


Рис. 7. Жаростойкость MG покрытий при температуре 700 °С, по сравнению со сталью 35; на вставке показана рентгеновская дифрактограмма покрытия MG 9.3 после испытания на жаростойкость

Fig. 7. Oxidation resistance of MG coated samples as compared to uncoated steel AISI 1035 at 700 °C; the inset shows a X-ray diffraction pattern of MG 9.3 coating after corrosion resistance testing

покрытия MG 9.3 после испытания на жаростойкость. На ней помимо гематита можно различить рефлексы  $\alpha\text{Fe}$ , что свидетельствует

о небольшой толщине оксидного слоя, сквозь который проникает рентгеновское излучение. Лучшие защитные свойства продемонстрировали покрытия MG 2,5 и MG 9,3. Следует отметить, что значительная роль в высокой жаростойкости MG-покрытий отводится хрому и кремнию, оксиды которых обладают высокими барьерными свойствами [23, 24]. Различие в жаростойкости разных покрытий связано с дефектностью их структуры, плотностью пор и трещин, сквозь которые проникает кислород к подложке, и в меньшей степени – с различием в их составе.

## Выводы

Получены покрытия из металлических стекол методом электроискровой обработки стали 35 в смеси гранул из низколегированной стали и многокомпонентного порошка. Доля аморфной фазы в покрытиях составила от 78 до 95 об. %. Распределение элементов по сечению покрытия было однородным, при этом соотношение элементов в составе покрытия соответствовало таковому в составе многокомпонентной порошковой шихты. Применение полученных аморфных покрытий значительно улучшает стойкость стали 35 к износу и высокотемпературному окислению.

## Список литературы

1. *Inoue A.* Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48. – P. 279–306. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00300-6.
2. *Takeuchi A., Inoue A.* Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element // *Materials Transactions*. – 2005. – Vol. 46, iss. 12. – P. 2817–2829. – DOI: 10.2320/matertrans.46.2817.
3. Investigate the effects of the substrate surface roughness on the geometry, phase transformation, and hardness of laser-cladded Fe-based metallic glass coating / *M.Z. Ibrahim, A.A.D. Sarhan, T.Y. Kuo, F. Yusuf, M. Hamd, C.S. Chien* // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 98. – P. 1977–1987. – DOI: 10.1007/s00170-018-2354-6.
4. *Wang X., Gong P., Yao K.-F.* Mechanical behavior of bulk metallic glass prepared by copper mold casting with reversed pressure // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 237. – P. 270–276. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.023.
5. Fabrication and mechanical properties of bulk metallic glass matrix composites by in-situ dealloying method / *W. Guo, H. Kato, R. Yamada, J. Saida* // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 707. – P. 332–336. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.167.
6. *Huang J.C., Chu J.P., Jang J.S.C.* Recent progress in metallic glasses in Taiwan // *Intermetallics*. – 2009. – Vol. 17. – P. 973–987. – DOI: 10.1016/j.intermet.2009.05.004.
7. Bulk metallic glasses for biomedical applications / *J. Schroers, G. Kumar, T.M. Hodges, S. Chan, T.R. Kyriakides* // *JOM: The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*. – 2009. – Vol. 61. – P. 21–29. – DOI: 10.1007/s11837-009-0128-1.
8. Corrosion performances in simulated body fluids and cytotoxicity evaluation of Fe-based bulk metallic glasses / *Y.B. Wang, H.F. Li, Y.F. Zheng, M. Li* // *Materials Science and Engineering: C*. – 2012. – Vol. 32, iss. 3. – P. 599–606. – DOI: 10.1016/j.msec.2011.12.018.
9. Effects of tungsten contents on the microstructure, mechanical and anticorrosion properties of Zr-W-Ti thin film metallic glasses / *J.-C. Chang, J.-W. Lee, B.-S. Lou, C.-L. Li, J.P. Chu* // *Thin Solid Films*. – 2015. – Vol. 584. – P. 253–256. – DOI: 10.1016/j.tsf.2015.01.063.
10. In-situ synthesis of novel Al-Fe-Si metallic glass coating by arc spraying / *J. Cheng, B. Wang, Q. Liu, X. Liang* // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 716. – P. 88–95. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.032.
11. Production of Ni<sub>65</sub>Cr<sub>15</sub>P<sub>16</sub>B<sub>4</sub> metallic glass-coated bipolar plate for fuel cell by high velocity oxy-fuel (HVOF) spray coating method / *S.-C. Kim, S.-I. Yamaura, Y. Shimizu, K. Nakashima, T. Igarashi, A. Makino, A. Inoue* // *Materials Transactions*. – 2010. – Vol. 51. – P. 1609–1613. – DOI: 10.2320/matertrans.MAW201006.
12. Microstructures and tribological properties of laser cladded Ti-based metallic glass composite coatings / *X. Lan, H. Wu, Y. Liu, W. Zhang, R. Li, S. Chen, X. Zai, T. Hu* // *Materials Characterization*. – 2016. – Vol. 120. – P. 82–89. – DOI: 10.1016/j.matchar.2016.08.026.
13. Production of amorphous and nanocrystalline iron based coatings by electro-spark deposition process / *M.F. Hasanabadi, F.M. Ghaini, M. Ebrahimnia, H.R. Shahverdi* // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 270. – P. 95–101. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.016.
14. In situ synthesis and characterization of Fe-based metallic glass coatings by electrospark deposition technique / *A.A. Burkov, S.A. Pyachin, M.A. Ermakov, A.V. Syuy* // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2017. – Vol. 26. – P. 901–908. – DOI: 10.1007/s11665-016-2493-6.
15. *Burkov A.A., Pyachin S.A.* Formation of WC-Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 80. – P. 109–115. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.008.
16. *Burkov A.A., Chigrin P.G.* Effect of tungsten, molybdenum, nickel and cobalt on the corrosion and wear performance of Fe-based metallic glass coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 351. – P. 68–77. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.07.078.
17. The effect of high-velocity oxy-fuel spraying parameters on microstructure, corrosion and wear resistance of Fe-based metallic glass coatings / *H. Zhang, Y. Hu, G. Hou, Y. An, G. Liu* // *Journal of Non-Crystalline Solids*. – 2014. – Vol. 406. – P. 37–44. – DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2014.09.041.
18. On the formation of metallic glass coatings by means of Cold Gas Spray technology / *A. Concustell, J. Henao, S. Dosta, N. Cinca, I.G. Cano, J.M. Guilemany* // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 651. – P. 764–772. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.07.270.
19. Microstructure and corrosion behavior of Fe-based amorphous composite coatings developed by atmospheric plasma spraying / *P. Bijalwan, A. Kumar, S.K. Nayak, A. Banerjee, M. Dutta, T. Laha* // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 796. – P. 47–54. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.05.046.



20. *Verkhoturov A.D., Murzin L.M.* Mechanism of the electrical erosion of composite materials during electrospark alloying // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* – 1973. – Vol. 12. – P. 680–683. – DOI: 10.1007/BF00794396.

21. *Ribalko A.V., Sahin O.* A modern representation of the behaviour of electrospark alloying of steel by hard alloy // *Surface and Coatings Technology.* – 2006. – Vol. 201. – P. 1724–1730. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.02.044.

22. Crystallization of amorphous Cu50Ti50 alloy prepared by high-energy ball milling / N.F. Shkodich, S.G. Vadchenko, A.A. Nepapushev, D.Y. Kovalev, I.D. Kovalev, S. Ruvimov, A.S. Rogachev, A.S. Mukasyan // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2018. –

Vol. 741. – P. 575–579. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.062.

23. *Garip Y., Ozdemir O.* Comparative study of the oxidation and hot corrosion behaviors of TiAl-Cr intermetallic alloy produced by electric current activated sintering // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2019. – Vol. 780. – P. 364–377. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.11.324.

24. Oxidation of pentatitanium trisilicide (Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>) powder at high temperature / J.-I. Matsushita, T. Satsukawa, N. Iwamoto, X. Wang, J. Yang, T. Goto, T. Sekino, X. Wu, S. Yin, T. Sato // *Materials Science Forum.* – 2016. – Vol. 868. – P. 38–42. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.868.38.

## Конфликт интересов

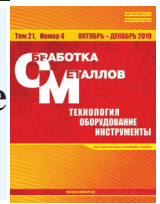
Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 Автор. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



## Production Amorphous Coatings by Electrospark Treatment of Steel 1035 in a Mixture of Iron Granules with CrMoWCBSi Powder

Alexander Burkov\*

Institute for Material Studies, Khabarovsk Scientific Center, Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences, 153 Tikhookeanskaya st., Khabarovsk, 680042, Russian Federation

<https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, burkovalex@mail.ru

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 22 August 2019

Revised: 17 September 2019

Accepted: 15 November 2019

Available online: 15 December 2019

#### Keywords:

Coatings

Amorphous alloys

Metallic glass

Electrospark deposition in granules

Wear resistance

Oxidation resistance

### ABSTRACT

**Introduction.** Metallic glasses are of interest to researchers as materials that can be used as protective coatings for metals and alloys. The study of new methods for forming coatings made of metallic glass is an urgent task. **Purpose:** to study the conditions of formation and properties of metallic glass coatings obtained by the method of electrospark treatment of steel 1035 in a mixture of iron granules and a multicomponent powder mixture consisting of chromium, tungsten, molybdenum, silicon, boron and carbon. **Methods.** The powder mixture had an average particle size of 0,3  $\mu\text{m}$ . The volume fraction of the powder in the mixture with granules varied from 2,5 to 9,3 vol. %. Coatings are deposited at pulse energy of 0,33 J with a frequency of 1 kHz for 8 minutes in argon. The composition and structure of the coatings are studied by X-ray diffraction analysis, scanning microscopy, and energy dispersive analysis. **Results and discussion.** The average thickness of the coatings is in a narrow range of 41...43 microns. The proportion of the amorphous phase in the coatings ranges from 78 to 95 vol. %. The distribution of elements over the coating cross section is uniform. With increasing powder content in the mixture of granules, the iron concentration in the coatings decreases from 60 to 41 at. %. In this case, the ratio of the remaining elements in the composition of the coatings corresponds to the composition of the multicomponent powder, which indicates the uniform participation of powder particles of different grades in the formation of the deposited coatings. The wear rate of samples with coatings in the dry sliding mode is in the range  $0,7...5,9 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ , which is 2,5...6,5 times lower than that of steel 1035 without coating. The cyclic corrosion resistance of samples with coatings at a temperature of 700 °C for 100 hours of testing is 15...30 times higher than that of steel 1035, which is explained, first of all, by the presence of chromium and silicon in the coatings.

**For citation:** Burkov A.A. Production amorphous coatings by electrospark treatment of steel 1035 in a mixture of iron granules with CrMoWCBSi powder. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 19–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30. (In Russian).

### References

1. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, pp. 279–306. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00300-6.
2. Takeuchi A., Inoue A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element. *Materials Transactions*, 2005, vol. 46, iss. 12, pp. 2817–2829. DOI: 10.2320/matertrans.46.2817.
3. Ibrahim M.Z., Sarhan A.A.D., Kuo T.Y., Yusuf F., Hamd M., Chien C.S. Investigate the effects of the substrate surface roughness on the geometry, phase transformation, and hardness of laser-cladded Fe-based metallic glass

#### \* Corresponding author

Burkov Alexander A., Ph.D. (Physics and Mathematics),  
Institute for Material Studies, Khabarovsk Scientific Center,  
Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences,  
153 Tikhookeanskaya st.,  
680042, Khabarovsk, Russian Federation  
Tel.: +79141618954, e-mail: burkovalex@mail.ru

coating. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 98, pp. 1977–1987. DOI: 10.1007/s00170-018-2354-6.

4. Wang X., Gong P., Yao K.-F. Mechanical behavior of bulk metallic glass prepared by copper mold casting with reversed pressure. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 237, pp. 270–276. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.023.

5. Guo W., Kato H., Yamada R., Saida J. Fabrication and mechanical properties of bulk metallic glass matrix composites by in-situ dealloying method. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 707, pp. 332–336. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.167.

6. Huang J.C., Chu J.P., Jang J.S.C. Recent progress in metallic glasses in Taiwan. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, pp. 973–987. DOI: 10.1016/j.intermet.2009.05.004.

7. Schroers J., Kumar G., Hodges T.M., Chan S., Kyriakides T.R. Bulk metallic glasses for biomedical applications. *JOM: The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, 2009, vol. 61, pp. 21–29. DOI: 10.1007/s11837-009-0128-1.

8. Wang Y.B., Li H.F., Zheng Y.F., Li M. Corrosion performances in simulated body fluids and cytotoxicity evaluation of Fe-based bulk metallic glasses. *Materials Science and Engineering: C*, 2012, vol. 32, iss. 3, pp. 599–606. DOI: 10.1016/j.msec.2011.12.018.

9. Chang J.-C., Lee J.-W., Lou B.-S., Li C.-L., Chu J.P. Effects of tungsten contents on the microstructure, mechanical and anticorrosion properties of Zr-W-Ti thin film metallic glasses. *Thin Solid Films*, 2015, vol. 584, pp. 253–256. DOI: 10.1016/j.tsf.2015.01.063.

10. Cheng J., Wang B., Liu Q., Liang X. In-situ synthesis of novel Al-Fe-Si metallic glass coating by arc spraying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 716, pp. 88–95. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.05.032.

11. Kim S.-C., Yamaura S.-I., Shimizu Y., Nakashima K., Igarashi T., Makino A., Inoue A. Production of Ni<sub>65</sub>Cr<sub>15</sub>P<sub>16</sub>B<sub>4</sub> metallic glass-coated bipolar plate for fuel cell by high velocity oxy-fuel (HVOF) spray coating method. *Materials Transactions*, 2010, vol. 51, pp. 1609–1613. DOI: 10.2320/matertrans.MAW201006.

12. Lan X., Wu H., Liu Y., Zhang W., Li R., Chen S., Zai X., Hu T. Microstructures and tribological properties of laser clad Ti-based metallic glass composite coatings. *Materials Characterization*, 2016, vol. 120, pp. 82–89. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.08.026.

13. Hasanabadi M.F., Ghaini F.M., Ebrahimnia M., Shahverdi H.R. Production of amorphous and nanocrystalline iron based coatings by electro-spark deposition process. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 270, pp. 95–101. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.016.

14. Burkov A.A., Pyachin S.A., Ermakov M.A., Syuy A.V. In situ synthesis and characterization of Fe-based metallic glass coatings by electrospark deposition technique. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, vol. 26, pp. 901–908. DOI: 10.1007/s11665-016-2493-6.

15. Burkov A.A., Pyachin S.A. Formation of WC-Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition. *Materials and Design*, 2015, vol. 80, pp. 109–115. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.008.

16. Burkov A.A., Chigrin P.G. Effect of tungsten, molybdenum, nickel and cobalt on the corrosion and wear performance of Fe-based metallic glass coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 351, pp. 68–77. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.07.078.

17. Zhang H., Hu Y., Hou G., An Y., Liu G. The effect of high-velocity oxy-fuel spraying parameters on microstructure, corrosion and wear resistance of Fe-based metallic glass coatings. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2014, vol. 406, pp. 37–44. DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2014.09.041.

18. Concustell A., Heno J., Dosta S., Cinca N., Cano I.G., Guilemany J.M. On the formation of metallic glass coatings by means of Cold Gas Spray technology. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 651, pp. 764–772. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.07.270.

19. Bijalwan P., Kumar A., Nayak S.K., Banerjee A., Dutta M., Laha T. Microstructure and corrosion behavior of Fe-based amorphous composite coatings developed by atmospheric plasma spraying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 796, pp. 47–54. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.05.046.

20. Verkhovurov A.D., Murzin L.M. Mechanism of the electrical erosion of composite materials during electrospark alloying. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 1973, vol. 12, pp. 680–683. DOI: 10.1007/BF00794396.

21. Ribalko A.V., Sahin O. A modern representation of the behaviour of electrospark alloying of steel by hard alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, pp. 1724–1730. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.02.044.

22. Shkodich N.F., Vadchenko S.G., Nepapushev A.A., Kovalev D.Y., Kovalev I.D., Ruvimov S., Rogachev A.S., Mukasyan A.S. Crystallization of amorphous Cu50Ti50 alloy prepared by high-energy ball milling. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 741, pp. 575–579. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.062.

23. Garip Y., Ozdemir O. Comparative study of the oxidation and hot corrosion behaviors of TiAl-Cr intermetallic alloy produced by electric current activated sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 780, pp. 364–377. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.11.324.

24. Matsushita J.-I., Satsukawa T., Iwamoto N., Wang X., Yang J., Goto T., Sekino T., Wu X., Yin S., Sato T. Oxidation of pentatitanium trisilicide (Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>) powder at high temperature. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 868, pp. 38–42. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.868.38.

## Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

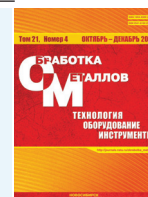
© 2019 The Author. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).





## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



### Зависимость изнашивания инструмента и параметров качества формируемой резанием поверхности от динамических характеристик

Вилор Заковоротный<sup>а</sup>, Валерия Гвинджилия<sup>б, \*</sup>

Донской государственный технический университет, пл. Гагарина, 1, г. Ростов-на-Дону, 344000, Россия

<sup>а</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  [vzakovorotny@dstu.edu.ru](mailto:vzakovorotny@dstu.edu.ru), <sup>б</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  [sinnedden@yandex.ru](mailto:sinnedden@yandex.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9:531.3

#### История статьи:

Поступила: 19 сентября 2019  
 Рецензирование: 15 октября 2019  
 Принята к печати: 15 ноября 2019  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Динамическая система точения  
 Скорость изнашивания  
 Качество формируемой резанием поверхности

#### Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-08-00022.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Известно, что износ и качество поверхности детали изменяются в ходе обработки. Эти изменения зависят от динамической системы резания. Известны также исследования в области динамики процесса резания, в которых рассматриваются проблемы устойчивости формируемых в окрестностях траекторий различных притягивающих множеств деформационных смещений. Анализируются и бифуркации притягивающих множеств, в том числе связанные с выделением энергии в зоне обработки. Однако исследование связи эволюционной перестройки системы с выходными свойствами процесса резания в единстве интенсивности изнашивания инструментов и формируемой резанием геометрической топологии поверхности не выполнено. В статье развиваются положения эволюционных преобразований динамической системы резания на случай анализа выходных характеристик процесса резания. **Целью работы** является раскрытие взаимосвязи эволюционной перестройки динамической системы резания с износостойкостью инструмента и изменением геометрической топологии формируемой резанием поверхности для обеспечения требуемых выходных характеристик обработки. **Предлагается** методика и приводятся результаты изучения изменения скорости изнашивания, величины износа и изменения геометрической топологии формируемой резанием поверхности в зависимости от исходных технологических режимов и динамических параметров системы в ходе эволюционной перестройки. **Методами исследований являются:** математическое моделирование эволюционных преобразований на основе представления зависимости параметров динамической связи, формируемой процессом резания, в виде их зависимости от траектории мощности необратимых преобразований в узлах сопряженных граней инструмента с заготовкой и зоной резания. При этом рассматривается преобразование мощности в скорость изнашивания инструмента и изменение геометрической топологии поверхности. **Результаты и обсуждение.** Раскрыты зависимости износа и геометрии поверхности от эволюционно изменяющихся свойств динамической системы резания. Поставлена задача согласования проектируемых траекторий с внутренней эволюционно изменяющейся динамикой системы для повышения эффективности обработки. Результаты исследований перспективны особенно для обработки деталей сложного геометрического профиля, а также деталей, матрицы жесткости которых изменяются вдоль траектории инструмента.

**Для цитирования:** 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.

## Введение

Резание представляет систему, в которой взаимодействуют механические, термодинамические, молекулярные, химические и другие процессы [1–6]. Они влияют на динамику и обладают свойством «медленной» эволюции,

отображающей накопление необратимых преобразований энергии на гранях инструмента, изменяют превалирующие механизмы физических взаимодействий и формирование диссипативных структур [1]. Первичным источником изменений является мощность необратимых преобразований и ее предыстория, влияющая на скорость изнашивания и параметры качества деталей [6–8]. При моделировании эволюции необходимо рассмотреть модели динамики резания [9–42]. Как правило, рассматривались уравнения в вариациях относительно равнове-

#### \*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, аспирант  
 Донской государственный технический университет  
 пл. Гагарина, 1,  
 344000, г. Ростов-на-Дону, Россия  
 Тел.: +7 (918) 583-23-33, e-mail: [sinnedden@yandex.ru](mailto:sinnedden@yandex.ru)

сия в подвижной системе координат, движение которой задается траекториями исполнительных элементов станка [43]. Эти траектории задаются и обеспечиваются внешним управлением. Рассматривались проблемы асимптотической устойчивости [9–20, 27, 29, 36, 38], формирования предельных циклов [14–17, 26, 39], инвариантных торов [35, 39] и хаотических аттракторов [13, 35, 37]. При раскрытии механизмов самовозбуждения рассматривались позиционные связи [9–14], запаздывание сил по отношению к деформациям [9, 14–17, 37], регенерация следа [9, 25–29], фрикционные взаимодействия [33–35], параметрическое самовозбуждение [31, 36, 40–42]. Следующим этапом становления знаний о динамической системе является влияние неуправляемых возмущений (биения шпинделя, кинематические и другие возмущения) [44–46]. Имеются также работы, направленные на изучение эволюционной перестройки системы за счет необратимых преобразований энергии в зоне резания [47–50]. Если обобщить представления о динамической системе, то ее можно раскрыть на основе использования следующей модели [37, 50]:

$$m \frac{d^2 X}{dt^2} + h \frac{dX}{dt} + cX = F_{\Sigma}(X, V_{i,0}, p_s), \quad i = 1, 2, 3; \quad s = 1, 2, \dots, k, \quad (1)$$

где  $m = [m_{s,k}]$ ,  $m_{s,k} = m$ , при  $s = k$ ;  $m_{s,k} = 0$  при  $s \neq k$  в кгс<sup>2</sup>/мм;  $h = [h_{s,k}]$  в кгс/мм,  $c = [c_{s,k}]$  в кг/мм,  $s, k = 1, 2, 3$  – симметричные, положительно определенные матрицы инерционных, скоростных и упругих коэффициентов;  $X = \{X_1, X_2, X_3\}^T$  – вектор упругих деформаций инструмента относительно несущей системы станка в [мм];  $F_{\Sigma} = \{F_{\Sigma 1}(X, V_{1,0}, V_{2,0}, V_{3,0}, p_i), F_{\Sigma 2}(X, V_{1,0}, V_{2,0}, V_{3,0}, p_i), F_{\Sigma 3}(X, V_{1,0}, V_{2,0}, V_{3,0}, p_i)\}^T$  – математическая модель динамической связи, формируемой резанием ( $V_{1,0}, V_{2,0}, V_{3,0}$  – скорости поперечного и продольного суппортов, а также скорость резания). Параметры  $V_{1,0}, V_{2,0}, V_{3,0}$  задаются внешним управлением и определяют подвижную систему координат, в которой рассматриваются деформации. В отличие от ранее выполненных исследований в (1) входят параметры  $p_i$ ,  $i = 1, 2, \dots, k$ , которые изменяют-

ся в ходе эволюции. Для раскрытия динамической связи рассматриваются силы, действующие на переднюю  $F = F^{(0)}\{\chi_1, \chi_1, \chi_3\}^T$  и задние  $\Phi = \{\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3\}^T$  грани инструмента (рис. 1). Угловые коэффициенты  $\chi_i$  удовлетворяют условиям нормировки  $(\chi_1)^2 + (\chi_2)^2 + (\chi_3)^2 = 1$ . Главные свойства динамической связи можно раскрыть, если представить силы  $F = F^{(0)}\{\chi_1, \chi_1, \chi_3\}^T$ , уравнением [37, 44–46]

$$F = F^{(0)}\{\chi_1, \chi_1, \chi_3\}^T, \quad (2)$$

где

$$T^{(0)} dF^{(0)} / dt + F^{(0)} = \rho \{1 + \mu \exp[-\zeta(V_{3,0} - dX_3 / dt)]\} [t_P^{(0)} - X_1] \times \int_{t-T}^t \{V_{2,0} - dX_2 / dt\} dt;$$

$\rho$  – давление стружки в [кг/мм<sup>2</sup>];  $\zeta$  – параметр крутизны уменьшения сил в [с/мм];  $\mu$  – безразмерный коэффициент;  $T^{(0)}$  – параметр, определяющий запаздывание сил. Для сил

$$\Phi = \{\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3\}^T \quad [37, 44–46]$$

$$\left\{ \begin{aligned} \Phi_1 &= \rho_1 \left\{ \int_{t-T}^t [V_{2,0} - dX_2 / dt] dt \right\} \times \\ &\times \exp[\alpha_1(-dX_1 / dt)]; \\ \Phi_2 &= \rho_2 [t_P^{(0)} - X_1(t)] \times \\ &\times \exp \alpha_2 [V_{2,0} - dX_2 / dt]; \\ \Phi_3 &= k_T [\Phi_1 + \Phi_2], \end{aligned} \right. \quad (3)$$

где  $\rho_1, \rho_2$  – силы, приведенные к длине контакта в [кг/мм];  $\alpha_1, \alpha_2$  – коэффициенты крутизны нарастания сил;  $k_T$  – постоянный коэффициент трения.

Следующим этапом знаний о динамической системе резания является раскрытие влияния динамики и эволюции динамической системы на выходные свойства процесса резания, оцениваемые интенсивностью изнашивания инструмента и геометрической топологией формируемой резанием поверхности. Этот тезис определяет **цель исследований**, рассмотренных в статье. Для достижения этой цели ставятся и **решаются следующие задачи**:

– раскрывается взаимосвязь траектории мощности необратимых преобразований энер-

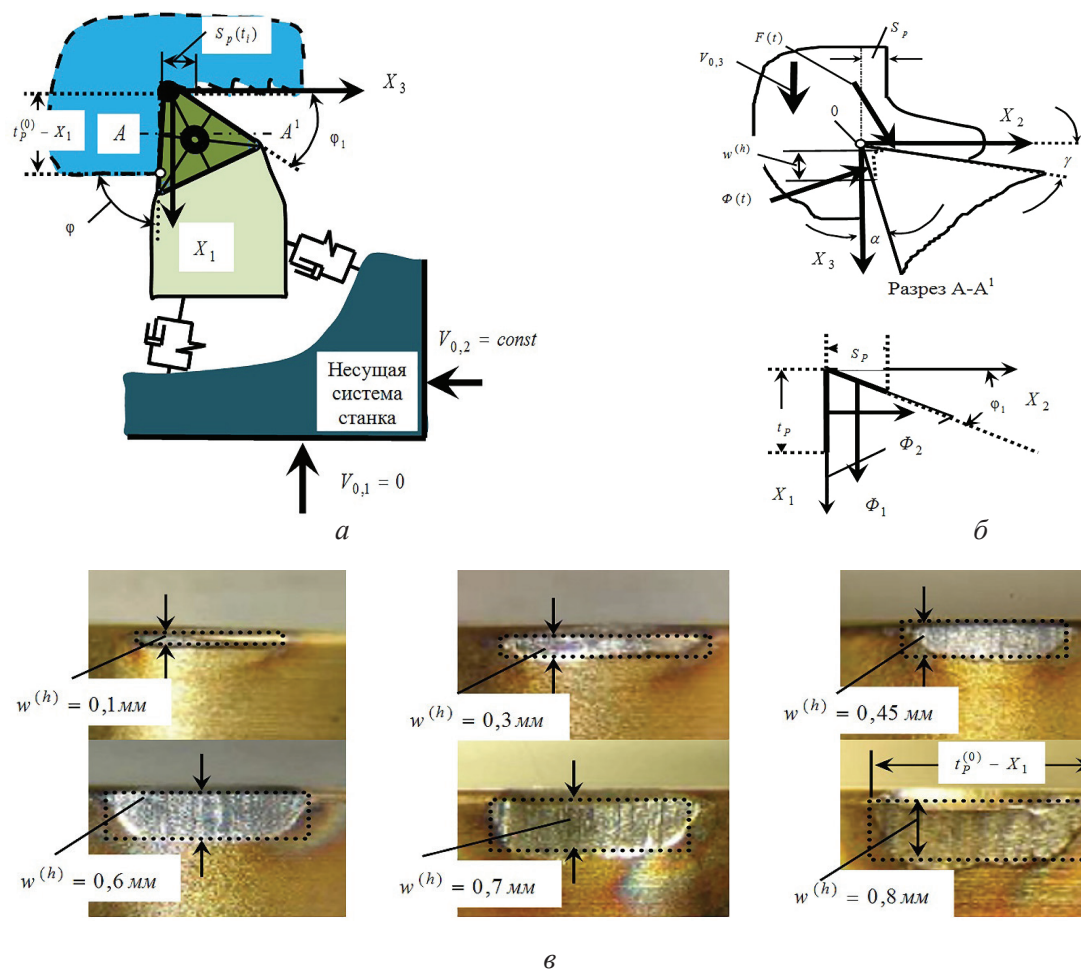


Рис. 1. Схема динамической системы резания:

*a* – схема динамической модели; *б* – схема сил, действующих на инструмент; *в* – фотографии развития износа по задней грани

Fig. 1. Diagram of dynamic cutting system:

*a* – dynamic model diagram; *б* – force plan; *в* – pictures of wear evolution along the back

гии в узлах сопряжения граней инструмента с заготовкой и зоной резания со скоростью изнашивания, что позволяет выяснить зависимость изнашивания от эволюционных преобразований динамической системы резания;

– рассматривается изменение формируемых в окрестностях траекторий притягивающих множеств деформационных смещений, которые изменяют геометрическую топологию формируемой резанием поверхности.

### Методика исследований

#### Методика исследований эволюции динамической системы резания

Изучение эволюции динамической системы резания за счет необратимых преобразований энергии в зонах сопряжения граней инструмен-

та с заготовкой и стружкой выполнено на основе методов математического моделирования и параметрической идентификации, а также сравнения полученных на основе моделирования результатов с экспериментами. Эволюция – это изменения свойств резания в зависимости от необратимых преобразований энергии. Это внутренняя перестройка, всегда существующая при резании. Для ее моделирования примем две гипотезы. **Первая** – параметры  $p_i$ ,  $i=1, 2, \dots, k$  изменяются по мере развития износа инструмента. Таким образом,

$$p_i = p_{i,0} + \Delta p_i(w^{(h)}), \quad (4)$$

где  $p_{i,0}$  – начальное значение параметра;  $\Delta p_i(w^{(h)})$  – его приращение при увеличении износа  $w^{(h)}$  по задней грани. **Вторая** – скорость

изнашивания  $v^{(w)} = dw^{(h)} / dt$  определяется мощностью необратимых преобразований энергии  $N(t)$  в области ее сопряжения с заготовкой и ее предысторией.

Ограничимся износом  $w^{(h)}$  в виде средней его величины. Тогда  $v^{(w)}$  [51]

$$v^{(w)}(t) = \beta_1 \left\{ N(t) + \beta_2 \int_0^t W(t - \xi) N(\xi) d\xi \right\}, \quad (5)$$

где  $\beta_1$  – коэффициент в  $[кг^{-1}]$ ;  $\beta_2$  – коэффициент размерности  $[с^{-1}]$ ;  $W(t - \xi)$  – безразмерное ядро интегрального оператора. При оценивании эволюции рассматривается мощность, приведенная к единице длины контакта, в нашем случае – к глубине резания. Ядро интегрального оператора учитывает два конкурирующих процесса адаптации и деградации свойств контактируемых тел. Оно равно

$$W(t - \xi) = \left\{ -\exp \left[ -\frac{1}{T_1} (t - \xi) \right] + \mu_v \exp \left[ -\frac{1}{T_2} (t - \xi) \right] \right\}, \quad (6)$$

где  $T_1 = T_1^{(L)} / V_3$ ,  $T_2 = T_2^{(L)} / V_3$  – отнесенные к скорости резания параметры, имеющие размерность [с]. Параметры  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $\mu_v$ ,  $\beta_1$ ,  $\beta_2$  интегральных уравнений и их связь с износом определяются на основе методов экспериментальной динамики. Обнаружено, что в неизменных условиях при варьировании скорости резания параметры  $T_1^{(L)}$  и  $T_2^{(L)}$  остаются неизменными и имеют размерность [мм]. Если известно  $v^{(w)}$ , то

$$w^{(h)}(t) = \int_0^t v^{(w)}(\xi) d\xi. \quad (7)$$

В дальнейшем удобно рассматривать усредненные по  $T$  значения мощности  $N(t)$ , представленной последовательностью  $N(t) = \{N_1, N_2, \dots, N_n\}$ :

$$\left\{ \begin{aligned} & \int_0^t \left[ \exp \left( -\frac{t - \xi}{T_1} \right) \right] N(\xi) d\xi \approx T_1 \left[ \exp \left( -\frac{nT}{T_1} \right) \right] \times \\ & \times \left[ \exp \left( \frac{T}{T_1} \right) - 1 \right] \sum_{i=0}^{i=n} \left\{ N_i \exp \left( \frac{(i-1)T}{T_1} \right) \right\}, \\ & \int_0^t \left[ \exp \left( -\frac{t - \xi}{T_2} \right) \right] N(\xi) d\xi \approx T_2 \left[ \exp \left( -\frac{nT}{T_2} \right) \right] \times \\ & \times \left[ \exp \left( \frac{T}{T_2} \right) - 1 \right] \sum_{i=0}^{i=n} \left\{ N_i \exp \left( \frac{(i-1)T}{T_2} \right) \right\}, \end{aligned} \right. \quad (8)$$

где  $t$  разбито на  $n$  отрезков длиной  $T$ , т. е.  $t = nT$ ,  $n = 1, 2, 3, \dots$ . В уравнениях (8) усредненное на отрезке  $T$  значение мощности вычисляется по правилу

$$N_i = \frac{1}{T} \int_{t_i-T}^{t_i} \left\{ \hat{\Phi}_1(t) \frac{dX_1}{dt} + \hat{\Phi}_2(t) \left[ V_{2,0} - \frac{dX_2}{dt} \right] + k_T \left[ \hat{\Phi}_1(t) + \hat{\Phi}_2(t) \right] \left[ V_3 - \frac{dX_3}{dt} \right] \right\} dt. \quad (9)$$

В выражении (9) функции  $\hat{\Phi}_1(t)$  и  $\hat{\Phi}_2(t)$  в отличие от системы (3) рассматриваются как отнесенные к глубине резания. При анализе мощности  $N_i$  необходимо учитывать, что  $dX_i / dt$ ,  $i = 1, 2, 3$  являются периодическими функциями времени, и силы  $\hat{\Phi}_i(t)$ ,  $i = 1, 2$  непропорционально возрастают при движении инструмента в сторону детали и они практически равны нулю при реверсировании движения (рис. 2). Выражение (8) положено в основу вычисления (5). Учтем также зависимость  $T^{(0)}$  от режимов с учетом деформационных смещений [10]. Тогда

$$T^{(0)}(S, V_{0,3}) = \frac{k S_p(t) t_p(t)}{V_{3,\Sigma}(t)}, \quad (10)$$

где  $S_p(t) = \int_{t-T}^t \{V_{2,0} - dX_2 / dt\} dt$ ;  $t_p(t) = t_p^0 - X_1(t)$ ;

$k$  – коэффициент, в  $[мм^{-1}]$ ;  $V_{3,\Sigma}(t) = V_{3,0} - dX_3 / dt$ . Система, описываемая уравнениями (1)–(3), (10), позволяет выяснить эволюцию динамических свойств резания при варьировании начальных параметров и режимов в единстве устойчивости и формируемых притягивающих множеств деформаций и их бифуркаций в ходе эволюции.

### Результаты и их обсуждение

#### Результаты изучения связи эволюции с изнашиваемостью инструмента

Влияние эволюционных преобразований в динамической системе резания на изнашивание инструмента проиллюстрируем на примере продольного точения недеформируемой детали с постоянными режимами и припуском. Рассмотрены эволюционные диаграммы при различных значениях жесткости  $c$ , скоростных коэффициентов  $h$ , припуска  $t_p^{(0)}$  и скорости  $V_{3,0}$  (рис. 3 и 4) на примере продольного точения

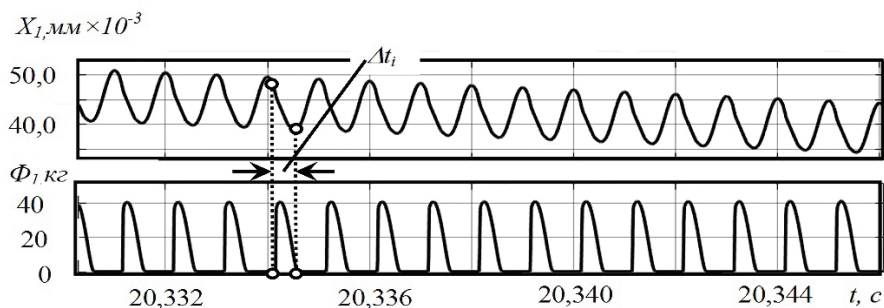


Рис. 2. Пример траектории деформационных смещений в направлении  $X_1$  и соответствующих им сил  $\Phi_1$ . Фрагмент  $\Delta t_i$  соответствует движению инструмента в сторону заготовки

Fig. 2. An example of the trajectory of deformation displacements in the direction  $X_1$  and the forces  $\Phi_1$  corresponding to it. The fragment  $\Delta t_i$  corresponds to the movement of the tool towards the workpiece

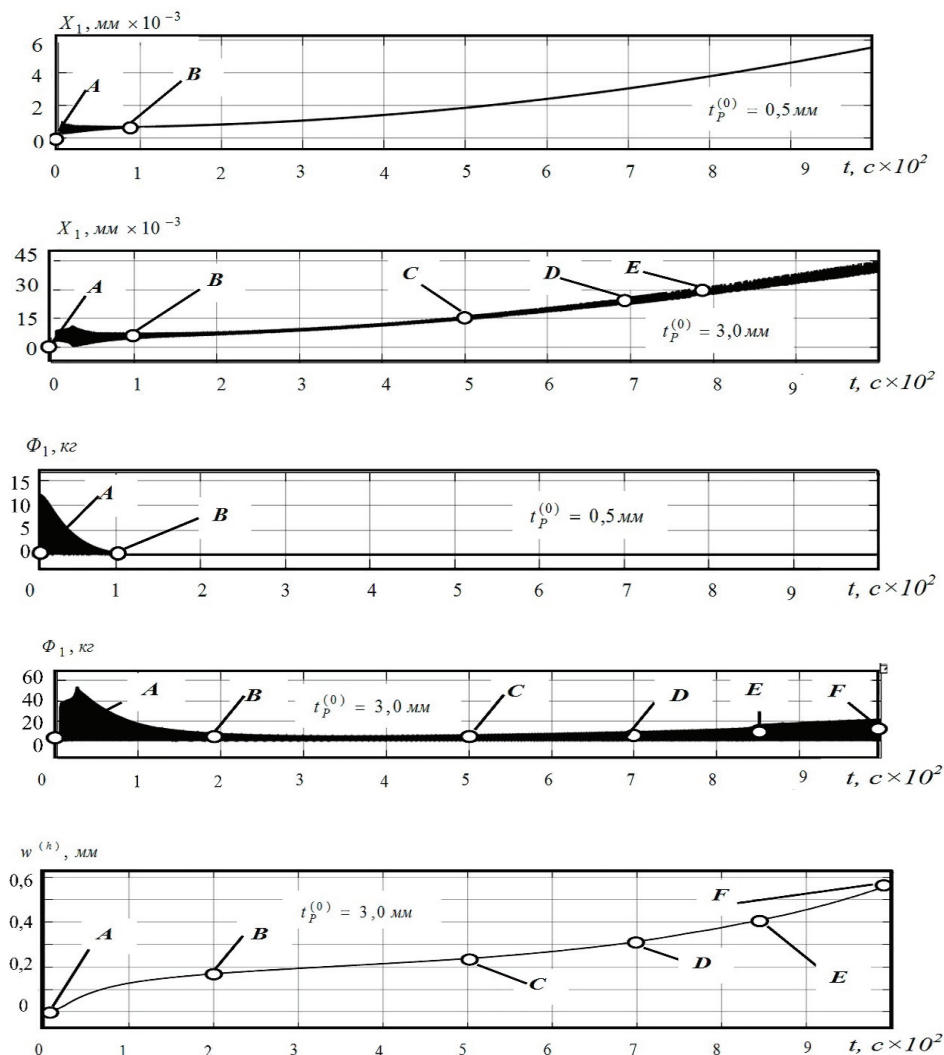


Рис. 3. Пример эволюционных изменений траектории деформационных смещений в направлении  $X_1$  и соответствующих сил  $F_1$ , действующих на заднюю грань, а также износа  $w^{(h)}$

Fig. 3. An example of evolutionary changes in the trajectory of deformation displacements in the direction  $X_1$  and corresponding forces  $F_1$  acting on the back, as well as wear  $w^{(h)}$

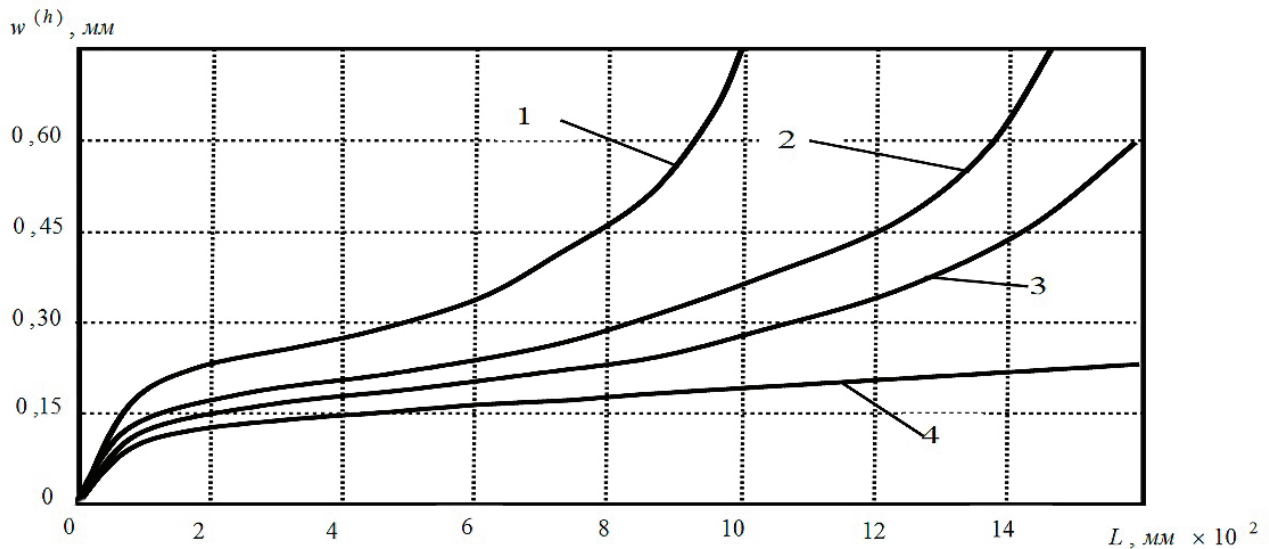


Рис. 4. Примеры изменение износа по пути резания:

$1 - t_p^{(0)} = 3,0 \text{ мм}, V_{3,0} = 80,0 \text{ м/мин}, c = c_0, h = h_0;$ 
 $2 - t_p^{(0)} = 3,0 \text{ мм}, V_{3,0} = 80,0 \text{ м/мин}, c = 2c_0, h = h_0;$   
 $3 - t_p^{(0)} = 3,0 \text{ мм}, V_{3,0} = 80,0 \text{ м/мин}, c = 2c_0, h = 2h_0;$ 
 $4 - t_p^{(0)} = 0,5 \text{ мм}, V_{3,0} = 80,0 \text{ м/мин}, c = c_0, h = h_0$

Fig. 4. Examples of changes in wear along the cutting path:

$1 - t_p^{(0)} = 3.0 \text{ mm}, V_{3,0} = 80.0 \text{ m/min}, c = c_0, h = h_0;$ 
 $2 - t_p^{(0)} = 3.0 \text{ mm}, V_{3,0} = 80.0 \text{ m/min}, c = 2c_0, h = h_0;$   
 $3 - t_p^{(0)} = 3.0 \text{ mm}, V_{3,0} = 80.0 \text{ m/min}, c = 2c_0, h = 2h_0;$ 
 $4 - t_p^{(0)} = 0.5 \text{ mm}, V_{3,0} = 80.0 \text{ m/min}, c = c_0, h = h_0$

Таблица 1

Table 1

**Параметры подсистемы инструмента**  
**The subsystem parameters of cutting tool**

$h_{1,1},$ 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
0,25	0,15	0,15	0,1	0,08	0,08
$c_{1,1},$ кг/мм	$c_{2,2},$ кг/мм	$c_{3,3},$ кг/мм	$c_{1,2} = c_{2,1},$ кг/мм	$c_{1,3} = c_{3,1},$ кг/мм	$c_{2,3} = c_{3,2},$ кг/мм
1000	800	800	800	800	800

Таблица 2

Table 2

**Начальные параметры модели**  
**The initial model parameters**

$\rho, \text{ кг/мм}^2$	$\alpha_1 = \alpha_2, \text{ с/мм}$	$\zeta, \text{ с/мм}$	$\mu$	$k, \text{ мм}^{-1}$	$\rho_1 = \rho_2, \text{ с/мм}$	$k_T$
500	20	0,2	0,5	1,2	0,5	0,2

**Параметры операторов**  
**The operators' parameters**

$\beta_1, \text{кг}^{-1}$	$\beta_2, \text{с}^{-1}$	$\mu_v$	$T_1^{(L)}, \text{мм}$	$T_2^{(L)}, \text{мм}$
$0,2 \cdot 10^{-4}$	$1,2 \cdot 10^{-3}$	0,2	50	200

стали 12X18H10T диаметром 80,0 мм инструментом с трехгранными пластинками TCGT 11 02 04 R-K твердого сплава фирмы SANDVIK COROMANT. Обработка без СОЖ. Углы инструмента  $\varphi = 90^\circ$ ,  $\varphi = 30^\circ$ ,  $\gamma = 20^\circ$ ,  $\alpha = 6^\circ$  (см. рис. 1). Технологические режимы: подача 0,1 мм/об; глубина (0,5...3,0) мм; скорость (36,0...160,0) м/мин. В табл.1 приведены параметры подсистемы инструмента ( $m = 4 \cdot 10^{-3}$  кг · с<sup>2</sup>/мм), а в табл. 2 – начальные параметры модели; в табл. 3 – параметры операторов. Значения матрицы жесткости и скоростных коэффициентов соответственно обозначены:  $c_0$  и  $h_0$ . Путь  $L$ , пройденный инструментом вдоль оси, отличается от времени на коэффициент  $V_2$ . Справедливо:

$$\widehat{X}_i(t) = \frac{1}{t} \int_0^t X_i(\xi) d\xi \Rightarrow X_i^*. \text{ Здесь } X_i^* \text{ – равновесие}$$

системы, величина, малая по сравнению с  $L$ . Поэтому при определении связи времени и пути величиной  $X_i^*$  можно пренебречь.

Вначале рассмотрим эволюционные диаграммы деформаций  $X_i, i = 1, 2, 3$  и сил  $\Phi_i, i = 1, 2, 3$  (рис. 3). В ходе эволюции наблюдаются бифуркации притягивающих множеств деформаций. Их тип и параметры изменяют силы  $\Phi_i, i = 1, 2, 3$  и, следовательно, мощность  $N_i$  (рис. 3). Все диаграммы являются уникальными и они зависят от начальных параметров, например матрицы жесткости и режимов. На диаграммах на начальном этапе (участок «А–В») наблюдается потеря устойчивости и, как правило, образование орбитально асимптотически устойчивого предельного цикла, размах колебаний которого монотонно уменьшается по мере установления стационарного режима. В зависимости от начальных параметров и режимов траектория может стать устойчивой или в ее окрестности образуются притягивающие множества типа предельного цикла («С–D»), инвариантного тора («D–E») или

странного аттрактора («E–F»). Траектория износа на рис. 3 вычислена по выражениям (5) и (7). Динамические взаимодействия при резании позволяют объяснить все известные этапы развития износа: приработку, стационарный режим, катастрофическое изнашивание. На диаграмме износа также показаны точки бифуркаций.

Для каждой начальной совокупности параметров и режимов существует уникальная эволюционная траектория, определяющая изнашивание (рис. 4). Как правило, увеличение жесткости матрицы скоростных коэффициентов вызывает увеличение пути, пройденного инструментом до критического износа. На износ влияют и режимы, изменяющие начальные параметры динамической связи. Приведенные данные согласуются с экспериментальными результатами [1, 4], показывающими увеличение стойкости при возрастании жесткости. В [4] экспериментально установлено, что интенсивность износа возрастает при увеличении  $t_p^{(0)}$ . При этом давление на заднюю грань практически не меняется. Представленные на рис. 3 и 4 данные показывают, что объяснение этому феномену кроется в особенностях эволюции системы и зависимости устойчивости от  $t_p^{(0)}$ .

Обращает на себя внимание зависимость изнашивания от запаса устойчивости. Принятая модель не учитывает параметрических условий самовозбуждения и внешних возмущений, проанализированных ранее [31, 44–46]. Если их учитывать, то по мере увеличения скорости резания существует диапазон, в котором запас устойчивости максимален. Это связано с двумя механизмами потери устойчивости. В области малых скоростей потеря устойчивости обусловлена запаздывающим аргументом в преобразовании деформаций в силы. В дальнейшем необходимо учитывать параметрическое самовозбуждение, которое проявляется при увеличении частоты

вращения шпинделя. Этим можно объяснить и влияние на изнашиваемость диаметра обрабатываемого материала [4].

### **Результаты изучения эволюции геометрической топологии поверхности**

Известно [2, 3, 8], что геометрическая топология определяется траекторией формообразующих движений и геометрией инструмента. На

рельеф оказывают влияние и самостоятельные процессы, например, пластическое выдавливание материала из зоны резания, температурные деформации, следы от адгезионных взаимодействий и пр. Мы ограничимся рассмотрением геометрической топологии, определяемой исключительно следом на детали от вершины инструмента. Если задана (вычислена или наблюдаема) функция  $X_1(t)$ , то

$$R = \begin{bmatrix} X_1(\Delta t) & X_1(2\Delta t) & X_1(3\Delta t) & \dots & X_1(i\Delta t) & \dots & X_1(k\Delta t) \\ X_1[(k+1)\Delta t] & X_1[(k+2)\Delta t] & X_1[(k+3)\Delta t] & \dots & X_1[(k+i)\Delta t] & \dots & X_1[(2k)\Delta t] \\ X_1[(2k+1)\Delta t] & X_1[(2k+2)\Delta t] & X_1[(2k+3)\Delta t] & \dots & X_1[(2k+i)\Delta t] & \dots & X_1[(3k)\Delta t] \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ X_1\{(i-1)k+1\}\Delta t & X_1\{(i-1)k+2\}\Delta t & X_1\{(i-1)k+3\}\Delta t & \dots & X_1\{(i-1)k+i\}\Delta t & \dots & X_1[(ik)\Delta t] \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ X_1\{(k-1)k+1\}\Delta t & X_1\{(k-1)k+2\}\Delta t & X_1\{(k-1)k+3\}\Delta t & \dots & X_1\{(k-1)k+i\}\Delta t & \dots & X_1[(kk)\Delta t] \end{bmatrix}. \quad (11)$$

Здесь временной отрезок  $T_\Sigma$  разбит на  $k$  последовательных диапазонов, длина которых равна  $T = k\Delta t$ , т. е.  $T_\Sigma = k^2\Delta t$ . Приращение  $\Delta t$  определяется частотой Найквиста. Таким образом, в (11) столбцы характеризуют продольный рельеф, а строки – поперечный. Следовательно, для определения неровностей продольного сечения необходимо из последовательности  $X_1(t)$  выбрать значения стробоскопического отображения Пуанкаре с периодом  $T$ . Можно определить и оценки рельефа по другим направлениям. Не останавливаясь на деталях, рассмотрим изменение геометрической топологии (рис. 5) в ходе эволюции для диаграммы, представленной на рис. 3. Даны примеры для участков «СД», «ДЕ» и «ЕФ». Как видно, в ходе эволюции изменяется геометрическая топология поверхности, возрастает ее неопределенность и размах следа инструмента на детали. Расположение регулярных неровностей в случае предельного цикла зависит от соотношения частот вращения заготовки и формируемых автоколебаний.

Хаотическим колебаниям соответствует хаотическая поверхность. В случае двумерного тора колебания геометрии поверхности содержат две периодические составляющие, и в зависимости от соотношения частот вращения шпинделя и частот, определяющих тор, возможны биения на разностных частотах. Подчеркнем, что приведенные примеры геометри-

ческих топологий характеризуют отклонения траекторий вершины инструмента от заданных параметров управления.

### **Обсуждение результатов**

Необратимые преобразования энергии механической системы в областях сопряжений граней инструмента с заготовкой и процессом резания вызывают эволюционные изменения свойств динамической системы. Изменения свойств приводят к вариациям скорости изнашивания и формированию различных притягивающих множеств деформаций, которые влияют на точность и геометрическую топологию поверхности детали. При этом анализируется работа и мощность необратимых преобразований не всей системы резания, а только в области контакта задней грани инструмента с заготовкой. Силы  $\Phi$ , во-первых, зависят не от смещений, а от их скоростей. Нетрудно показать, что эти силы совместно с силами  $F$  формируют непотенциальные (циркуляционные) составляющие, которые вызывают прецессионные колебания, и на периодических траекториях этих сил совершается работа. Во-вторых, по отношению к скоростям эта связь не обладает свойством центральной симметрии, поэтому в силах при периодических движениях инструмента относительно заготовки образуется постоянная составляющая, которая не только вызывает дополнительные упругие смещения инструмента, но и изменяет условия



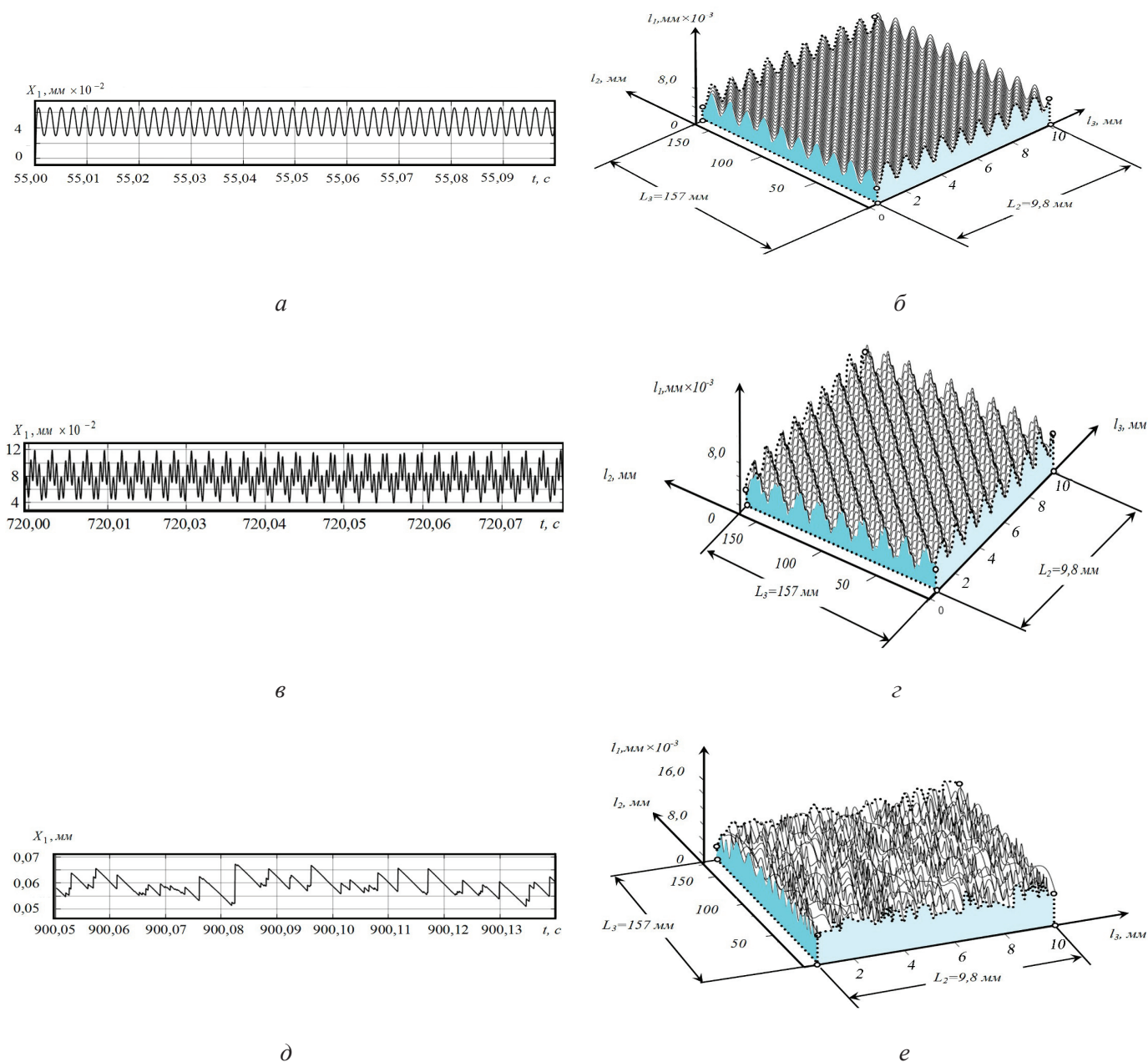


Рис. 5. Изменение геометрической топологии поверхности в ходе эволюции:

*a, в, д* – временные траектории, соответствующие участкам «CD», «DE», «EF» (рис. 3); *б, г, е* – геометрические топологии, соответствующие этим участкам

Fig. 5. Changes in the geometric topology of the surface during evolution:

*a, в, д* – time trajectories corresponding to the sections “CD”, “DE”, “EF” (Fig. 3); *б, г, е* – geometric topologies corresponding to these sections

сближения задней грани инструмента с заготовкой. В-третьих, за счет контакта задних граней с заготовкой формируемые дополнительные силы обеспечивают эффект скольжения задней грани вдоль некоторой предельной траектории. Это вызывает не только нелинейные искажения, но и смещение формируемых притягивающих множеств деформационных смещений в низко-

частотную область, в некоторых случаях образующих хаотические колебания.

Таким образом, процесс резания является типичным примером самоорганизующейся эволюционной динамической системы, в которой имеется постоянный источник поступающей энергии и ее необратимые преобразования. В этой системе наблюдается обмен информа-

цией между подсистемами в виде изменения математического представления динамической связи, объединяющей подсистемы. Процесс резания характеризуется как сложная нелинейная система, отдельные подсистемы в которой являются взаимосвязанными, т. е. она характеризуется свойством эмерджентности. В ней эволюционные изменения и самоорганизация являются естественными, они влияют на выходные свойства процесса, и ее эволюцией можно управлять путем согласования внешнего управления, например от системы ЧПУ с внутренней динамикой.

По мере накопления мощности необратимых преобразований система эволюционирует, что проявляется в бифуркациях притягивающих множеств. Во всех случаях по мере совершения работы нестационарность траекторий возрастает, что проявляется в образовании при критическом изнашивании хаотической динамики. Таким образом, динамическая система резания может рассматриваться как сложная взаимосвязанная система, свойства которой естественным образом меняются и достигают некоторого предельного множества, определяемого параметрами качества формируемых деталей. Так как система обладает свойством эмерджентности, то свойства подсистемы не соответствуют свойствам системы в целом. В частности, при проведении экспериментов, например по изнашиванию инструментов на конкретном станке, переносить полученные результаты на другой станок с другими динамическими характеристиками можно с большой осторожностью.

### Выводы

Процесс обработки резанием на металлорежущих станках представляет сложную нелинейную самоорганизующуюся и эволюционно изменяющуюся динамическую систему. Самоорганизация обусловлена мощностью необратимых преобразований энергии, подводимой к процессу резания. В результате система сама без внешнего воздействия изменяет свои свойства в единстве изнашивания инструмента и изменения формируемой резанием геометрической топологии поверхности детали. Изменение выходных характеристик процесса резания обусловлено варьированием параметров формируемой резанием динамической связи, которые зависят от

траектории мощности необратимых преобразований энергии в зоне резания и одновременно влияют на траекторию мощности по произведенной работе. Поэтому, например, каждая траектория развития износа во времени является уникальной, так как зависит от множества бифуркаций динамической системы резания в ходе эволюции. Уникальным является и изменение геометрической топологии формируемой резанием поверхности.

В связи с этим для повышения эффективности обработки на металлорежущих станках, в том числе управляемых от системы ЧПУ, необходимо согласовать внешнее управление (например программу ЧПУ) с внутренней динамикой, стимулирующей не только внутренние взаимодействия, но и эволюцию системы. Причем внешнее управление понимается в широком смысле не только как управление траекториями исполнительных элементов станка, но и как согласование с внутренней динамикой системы доступных изменению параметров системы.

### Список литературы

1. *Рыжкин А.А.* Синергетика изнашивания инструментальных материалов при лезвийной обработке / Донской гос. техн. ун-т. – Ростов н/Д.: ДГТУ, 2019. – 289 с. – ISBN 978-5-7890-1669-5.
2. *Безъязычный В.Ф., Фоменко В.В., Непомилуев В.В.* Исследование влияния технологических условий обработки точением режущим инструментом с износостойкими покрытиями на параметры качества поверхностного слоя деталей машин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2017. – Т. 19, № 3. – С. 108–113.
3. *Васин С.А.* Резание материалов: термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 447 с. – ISBN 5-7038-1823-0.
4. *Макаров А.Д.* Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.
5. *Зорев Н.Н.* Влияние природы износа режущего инструмента на зависимость его стойкости от скорости резания // Вестник машиностроения. – 1965. – № 2. – С. 68–76.
6. *Козочкин М.П., Алленов Д.Г.* Исследование влияния износа режущей кромки инструмента на деформации поверхностного слоя детали // Вестник МГТУ «Станкин». – 2015. – № 4 (35). – С. 22–29.
7. *Постнов В.В., Шафииков А.А.* Разработка эволюционной модели изнашивания режущего инструмента для управления процессом обработки //



Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2008. – Т. 11, № 2. – С. 139–145.

8. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. – М.: Машиностроение, 2000. – 320 с.

9. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation // Transactions of American Society of Mechanical Engineers. – 1954. – Vol. 76. – P. 593–597.

10. Кудинов В.А. Динамика станков. – М.: Машиностроение, 1967. – 359 с.

11. Thusty I., Ismail F. Basic non-linearity in Machining Chatter // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 1981. – Vol. 30. – P. 299–304. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60946-9.

12. Жарков И.Г. Вибрации при обработке лезвийным инструментом. – Л.: Машиностроение, 1987. – 184 с.

13. Chaotic vibrations in regenerative cutting process / J. Warminski, G. Litak, J. Lipski, M. Wiercigroch, M.P. Cartmell // IUTAM/IFToMM Symposium on Synthesis of Nonlinear Dynamical Systems. – Dordrecht; Boston: Kluwer Academic Publishers, 2000. – P. 275–284.

14. Городецкий Ю.И. Теория нелинейных колебаний и динамика станков // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Математическое моделирование и оптимальное управление. – 2001. – № 2. – С. 69–88.

15. Balachandran B. Nonlinear dynamics of milling process // Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 793–819.

16. Stepan 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.

17. Wiercigroch M., Budak E. Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting // Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 663–693. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0750.

18. Wiercigroch M., Krivtsov A.M. Frictional chatter in orthogonal metal cutting // Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 713–738. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0752.

19. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process // Chaos, Solitons and Fractals. – 2002. – Vol. 13. – P. 1531–1535. – DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.

20. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays / A.M. Gousskov, S.A. Voronov, H. Paris, S.A. Batzer // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. – 2002. – Vol. 7. – P. 207–221. – DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.

21. Wang X., Feng C.X. Development of empirical models for surface roughness prediction in finish turning // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2002. – Vol. 20 (5). – P. 348–356. – DOI: 10.1007/s001700200162.

22. Surface quality of a work material's influence on the vibrations of the cutting process / J. Lipski, G. Litak, R. Rusinek, K. Szabelski, A. Teter, J. Warminski, K. Zaleski // Journal of Sound and Vibration. – 2002. – Vol. 252. – P. 729–737. – DOI: 10.1006/jsvi.2001.3943.

23. Calculation of the specific cutting coefficients and geometrical aspects in sculptured surface machining / A. Lamikiz, L.N. Lopez de Lacalle, J.A. Sanchez, U. Bravo // Machining Science and Technology. – 2005. – Vol. 9 (3). – P. 411–436. – DOI: 10.1080/15321790500226614.

24. Namachchivaya N.S., Beddini R. Spindle speed variation for the suppression of regenerative chatter // Journal of Nonlinear Science. – 2003. – Vol. 13. – P. 265–288.

25. Stepan 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.

26. Influence of the ploughing effect on the dynamic behaviour of the self-vibratory drilling head / H. Paris, D. Brissaud, A. Gousskov, N. Guibert, J. Rech // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2008. – Vol. 57. – P. 385–388. – DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.101.

27. Wahi P., Chatterjee A. Self-interrupted regenerative metal cutting in turning // International Journal of Non-Linear Mechanics. – 2008. – Vol. 43. – P. 111–123. – DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2007.10.010.

28. Nonlinear behaviour of the regenerative chatter in turning process with a worn tool / H. Moradi, F. Bakhtiari-Nejad, M.R. Movahhedy, M.T. Ahmadian // Mechanism and Machine Theory. – 2010. – Vol. 45 (8). – P. 1050–1066. – DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2010.03.014.

29. On the global dynamics of chatter in the orthogonal cutting model / Z. Dombovari, D.A.W. Barton, R.E. Wilson, G. Stepan // International Journal of Non-Linear Mechanics. – 2011. – Vol. 46. – P. 330–338. – DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2010.09.016.

30. Litak G., Rusinek R. Dynamics of a stainless steel turning process by statistical and recurrence analyses // Meccanica. – 2012. – Vol. 47 (6). – P. 1517–1526. – DOI: 10.1007/s11012-011-9534-x.

31. Заковоротный В.Л., Фам Т.Х. Параметрическое самовозбуждение динамической системы резания // Вестник Донского государственного технического университета. – 2013. – Т. 13, № 5–6 (74). – С. 97–103. – DOI: 10.12737/1286.

32. Analysis of indirect measurement of cutting forces turning metal cylindrical shells / K. Kondratenko, A. Gousskov, M. Gousskov, Ph. Lorong, G. Panovko // Vibra-

tion Engineering and Technology of Machinery. – Cham: Springer, 2014. – P. 929–937. – DOI: 10.1007/978-3-319-09918-7\_82.

33. *Заковоротный В.Л.* Нелинейная трибомеханика. – Ростов н/Д.: Изд-во ДГТУ, 2000. – 293 с. – ISBN 5-7890-0134-3.

34. *Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P.* Influence of tool flank forces on complex dynamics of cutting process // *International Journal of Bifurcation and Chaos*. – 2014. – Vol. 24, N 9. – P. 1450115. – DOI: 10.1142/S0218127414501156.

35. *Weremczuk A., Rusinek R.* Influence of frictional mechanism on chatter vibrations in the cutting process – analytical approach // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 89. – P. 2837–2844. – DOI: 10.1007/s00170-016-9520-5.

36. *Воронов С.А., Иванов И.И., Киселев И.А.* Исследования процесса фрезерования на основе редуцированной динамической модели // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. – 2015. – № 1. – С. 62–71.

37. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting / *V.L. Zakovorotnyi, A.D. Lukyanov, A.A. Gubanov, V.V. Khristoforova* // *Journal of Sound and Vibration*. – 2016. – Vol. 368. – P. 174–190. – DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.

38. *Reith M.J., Bachrathy D., Stepan G.* Improving the stability of multi-cutter turning with detuned dynamics // *Machining Science and Technology*. – 2016. – Vol. 20 (3). – P. 440–459. – DOI: 10.1080/10910344.2016.1191029.

39. *Azvar M., Budak E.* Multi-dimensional modelling of chatter stability in parallel turning operation // *Proceedings of the 17th International Conference on Machine Design and Production UMTIK 2016, Bursa, Turkiye, July 12–15*. – Bursa, 2016.

40. Analytical approach of turning thin-walled tubular parts. Stability analysis of regenerative chatter / *A. Gerasimenko, M. Guskov, A. Gouskov, P. Lorong, G. Panovko* // *Vibroengineering Procedia*. – 2016. – Vol. 8. – P. 179–184.

41. 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.

42. *Воронов С.А., Киселев И.А.* Нелинейные задачи динамики процессов резания // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2017. – № 2 (51). – С. 9–23.

43. *Заковоротный В.Л., Санкар Т., Бордачев Е.В.* Система оптимального управления процессом глубокого сверления отверстий малого диаметра // *СТИН*. – 1994. – № 12. – С. 22–25.

44. *Zakovorotny V.L., Gvindjilia V.E.* Influence of kinematic perturbations on shape-generating movement trajectory stability // *Procedia Engineering*. – 2017. – Vol. 206. – P. 157–162. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.453.

45. *Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E.* Influence of spindle wobble in a lathe on the tool's deformational-displacement trajectory // *Russian Engineering Research*. – 2018. – Vol. 38, N 8. – P. 623–631. – DOI: 10.3103/S1068798X1808018X.

46. *Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E.* Dynamic influence of spindle wobble in a lathe on the workpiece geometry // *Russian Engineering Research*. – 2018. – Vol. 38, N 9. – P. 723–725. – DOI: 10.3103/S1068798X18090307.

47. *Khamel S., Ouelaa N., Bouacha K.* Analysis and prediction of tool wear, surface roughness and cutting forces in hard turning with CBN tool // *Journal of Mechanical Sciences and Technology*. – 2012. – Vol. 26 (11). – P. 3605–3616. – DOI: 10.1007/s12206-012-0853-1.

48. *Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D.* The problems of control of the evolution of the dynamic system interacting with the medium // *International Journal of Mechanical Engineering and Automation*. – 2014. – Vol. 1, N 5. – P. 271–285.

49. *Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E.* Evolution of the dynamic cutting system with irreversible energy transformation in the machining zone // *Russian Engineering Research*. – 2019. – Vol. 39, N 5. – P. 423–430. – DOI: 10.3103/S1068798X19050204.

50. *Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.* Бифуркации притягивающих множеств деформационных смещений режущего инструмента в ходе эволюции свойств процесса обработки // *Известия высших учебных заведений. Прикладная нелинейная динамика*. – 2018. – Т. 26, № 5. – С. 20–38. – DOI: 10.18500/0869-6632-2018-26-5-20-38.

51. *Мышкис А.Д.* Математика для вузов: специальные курсы. – М.: Наука, 1971. – 640 с.

## Конфликт интересов

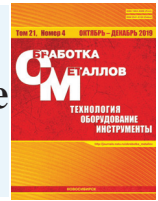
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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 Dependence of Tool Wear and Quality Parameters of the Surface being Cut on Dynamic Characteristics

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>,  [sinedden@yandex.ru](mailto:sinedden@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 19 September 2019

Revised: 15 October 2019

Accepted: 15 November 2019

Available online: 15 December 2019

#### Keywords:

Dynamic turning system

Wear speed

Surface quality

#### Funding

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 19-08-00022.

### ABSTRACT

**Introduction.** It is known that the wear and quality of the parts surface change during the cutting process. These changes depend on the dynamic cutting system. Studies are also known in the field of the dynamics of the cutting process, in which stability problems of various attractive sets of deformation displacements formed in the vicinity of the trajectories are considered. The bifurcations of attracting sets are analyzed, including those associated with the release of energy in the cutting zone. However, a study of the relationship between the evolutionary restructuring of the system and the output properties of the cutting process in the unity of the wear rate of the tools and the geometric surface topology formed by cutting is not performed. The provisions of evolutionary transformations of a dynamic cutting system for the case of analysis of the output characteristics of the cutting process are developed in the paper. **The purpose of research** is to disclose the relationship of the evolutionary adjustment of the dynamic cutting system with the tool wear resistance and a change in the geometric topology of the surface formed by cutting to ensure the required output processing characteristics. A method **is proposed**, and the results of studying changes in the wear rate, the amount of wear, and changes in the geometric topology of the surface formed by cutting depending on the initial technological conditions and the dynamic parameters of the system during evolutionary adjustment **are presented**. The **research methods** are: mathematical simulation of evolutionary transformations based on the representation of the dependence of the dynamic coupling parameters formed by the cutting process, in the form of its dependence on the power path of irreversible transformations at the interface nodes of the tool faces with the workpiece and the cutting zone. In this case, the conversion of power into the tool wear rate and the change in the geometric surface topology are considered. **Results and discussion.** Dependences of wear and surface geometry on the evolutionarily changing properties of a dynamic cutting system are disclosed. The task is to coordinate the designed trajectories with the internal evolutionarily changing dynamics of the system to increase processing efficiency. The research results are promising especially for processing parts with complex geometric profiles, as well as parts whose stiffness matrices vary along the tool path.

**For citation:** Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. The dependence of tool wear and quality parameters of the surface being cut on dynamic characteristics. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 31–46. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-31-46. (In Russian).

### References

1. Ryzhkin A.A. *Sinergetika iznashivaniya instrumental'nykh materialov pri lezviinoi obrabotke* [Synergetics of wear of tool materials at blade processing]. Rostov-on-Don, Don State Technical University Publ., 2019. 289 p. ISBN 978-5-7890-1669-5.
2. Bez'yazychnyi V.F., Fomenko V.V., Nepomiluev V.V. Issledovanie vliyaniya tekhnologicheskikh uslovii obrabotki tocheniem rezhushchim instrumentom s iznosostoikimi pokrytiyami na parametry kachestva poverkhnostnogo sloya detalei mashin [Investigation of influence of technological conditions of machining turning cutting tool with wear-resistant coatings on quality parameters of surface layer of machine parts]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2017, vol. 19, no. 3, pp. 108–113.

#### \* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Post-graduate Student

Don State Technical University,

1 Gagarin square,

344000, Rostov-on-Don, Russian Federation

Tel.: +7 (918) 583-23-33, e-mail: [sinedden@yandex.ru](mailto:sinedden@yandex.ru)

3. Vasin S.A. *Rezanie materialov: termomekhanicheskii podkhod k sisteme vzaimosvyazei pri rezanii* [Cutting materials: thermomechanical approach to the system of relationships in cutting]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2001. 447 p. ISBN 5-7038-1823-0.
4. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
5. Zorev N.N. Vliyanie prirody iznosa rezhushchego instrumenta na zavisimost' ego stoikosti ot skorosti rezaniya [Influence of the nature of wear of the cutting tool on the dependence of its resistance on the cutting speed]. *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering*, 1965, no. 2, pp. 68–76.
6. Kozochkin M.P., Allenov D.G. Issledovanie vliyaniya iznosa rezhushchei kromki instrumenta na deformatsii poverkhnostnogo sloya detali [Study of the influence of wear of tool cutting edges on the deformation of the surface layer details]. *Vestnik MGTU "Stankin" = Vestnik MSTU "Stankin"*, 2015, no. 4 (35), pp. 22–29.
7. Postnov V.V., Shafikov A.A. Razrabotka evolyutsionnoi modeli iznashivaniya rezhushchego instrumenta dlya upravleniya protsessom obrabotki [Development of evolutionary model of wear of the cutting tool for management of process of processing]. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik UGATU*, 2008, vol. 11, no. 2, pp. 139–145.
8. Suslov A.G. *Kachestvo poverkhnostnogo sloya detalei mashin* [The quality of the surface layer of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2000. 320 p.
9. 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.
10. Kudinov V.A. *Dinamika stankov* [Dynamics of machines]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 359 p.
11. Tlusty I., Ismail F. Basic non-linearity in machining chatter. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1981, pp. 299–304. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60946-9.
12. Zharkov I.G. *Vibratsii pri obrabotke lezviinym instrumentom* [Vibration when machining the edge tool]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987. 184 p.
13. Warminski J., Litak G., Lipski J., Wiercigroch M., Cartmell M.P. Chaotic vibrations in regenerative cutting process. *IUTAM/IFToMM Symposium on Synthesis of Nonlinear Dynamical Systems*. Dordrecht, Boston, Kluwer Academic Publishers, 2000, pp. 275–284.
14. Gorodetsky Yu.I. Teoriya nelineinykh kolebaniy i dinamika stankov [Theory of nonlinear oscillations and machine tool dynamics]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo. Matematicheskoe modelirovanie i optimal'noe upravlenie = Vestnik of Lobachevsky State University of Nizhni Novgorod. Mathematical Modeling and Optimal Control*, 2001, no. 2, pp. 69–88.
15. Balachandran B. Nonlinear dynamics of milling process. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 793–819.
16. Stepan 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.
17. Wiercigroch M., Budak E. Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 663–693. DOI: 10.1098/rsta.2000.0750.
18. Wiercigroch M., Krivtsov A.M. Frictional chatter in orthogonal metal cutting. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 713–738. DOI: 10.1098/rsta.2000.0752.
19. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process. *Chaos, Solitons and Fractals*, 2002, vol. 13, pp. 1531–1535. DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.
20. Gousskov A.M., Voronov S.A., Paris H., Batzer S.A. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays. *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, 2002, vol. 7, pp. 207–221. DOI: 10.1016/s1007-5704(02)00014-x.
21. Wang X., Feng C.X. Development of empirical models for surface roughness prediction in finish turning. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2002, vol. 20 (5), pp. 348–356. DOI: 10.1007/s001700200162.
22. Lipski J., Litak G., Rusinek R., Szabelski K., Teter A., Warminski J., Zaleski K. Surface quality of a work material's influence on the vibrations of the cutting process. *Journal of Sound and Vibration*, 2002, vol. 252, pp. 729–737. DOI: 10.1006/jsvi.2001.3943.
23. Lamikiz A., Lopez de Lacalle L.N., Sanchez J.A., Bravo U. Calculation of the specific cutting coefficients and geometrical aspects in sculptured surface machining. *Machining Science and Technology*, 2005, vol. 9 (3), pp. 411–436. DOI: 10.1080/15321790500226614.



24. Namachchivaya N.S., Beddini R. Spindle speed variation for the suppression of regenerative chatter. *Journal of Nonlinear Science*, 2003, vol. 13, pp. 265–288.
25. Stepan 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.
26. Paris H., Brissaud D., Gousskov A., Guibert N., Rech J. Influence of the ploughing effect on the dynamic behaviour of the self-vibratory drilling head. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 2008, vol. 57, pp. 385–388. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.101.
27. Wahi P., Chatterjee A. Self-interrupted regenerative metal cutting in turning. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 2008, vol. 43, pp. 111–123. DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2007.10.010.
28. Moradi H., Bakhtiari-Nejad F., Movahhedy M.R., Ahmadian M.T. Nonlinear behaviour of the regenerative chatter in turning process with a worn tool. *Mechanism and Machine Theory*, 2010, vol. 45 (8), pp. 1050–1066. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2010.03.014.
29. Dombovari Z., Barton D.A.W., Wilson R.E., Stepan G. On the global dynamics of chatter in the orthogonal cutting model. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 2011, vol. 46, pp. 330–338. DOI: 10.1016/j.ijnonlinmec.2010.09.016.
30. Litak G., Rusinek R. Dynamics of a stainless steel turning process by statistical and recurrence analyses. *Meccanica*, 2012, vol. 47 (6), pp. 1517–1526. DOI: 10.1007/s11012-011-9534-x.
31. Zakovorotnyi V.L., Fam T.H. Parametricheskoe samovozbuzhdenie dinamicheskoi sistemy rezaniya [Parametric self-excitation of cutting dynamic system]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2013, vol. 13, no. 5–6 (74), pp. 97–103. DOI: 10.12737/1286.
32. Kondratenko K., Gousskov A., Gousskov M., Lorong Ph., Panovko G. Analysis of indirect measurement of cutting forces turning metal cylindrical shells. *Vibration Engineering and Technology of Machinery*. Cham, Springer, 2014, pp. 929–937. DOI: 10.1007/978-3-319-09918-7\_82.
33. Zakovorotnyi V.L. *Nelineinaya tribomekhanika* [Nonlinear tribomechanical]. Rostov-on-Don, DGTU Publ., 2000. 293 p. ISBN 5-7890-0134-3.
34. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of cutting process. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2014, vol. 24, no. 9, p. 1450115. DOI: 10.1142/S0218127414501156.
35. Weremczuk A., Rusinek R. Influence of frictional mechanism on chatter vibrations in the cutting process – analytical approach. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 89, pp. 2837–2844. DOI: 10.1007/s00170-016-9520-5.
36. Voronov S.A., Ivanov I.I., Kiselev I.A. Issledovaniya protsessa frezerovaniya na osnove redutsirovannoi dinamicheskoi modeli [Investigation of the milling process based on a reduced dynamic model of cutting tool]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin = Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2015, no. 1, pp. 62–71. (In Russian).
37. Zakovorotnyi V.L., Lukyanov A.D., Gubanov A.A., Khristoforova V.V. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting. *Journal of Sound and Vibration*, 2016, vol. 368, pp. 174–190. DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
38. Reith M.J., Bachrathy D., Stepan G. Improving the stability of multi-cutter turning with detuned dynamics. *Machining Science and Technology*, 2016, vol. 20 (3), pp. 440–459. DOI: 10.1080/10910344.2016.1191029.
39. Azvar M., Budak E. Multi-dimensional modeling of chatter stability in parallel turning operation. *Proceedings of the 17th International Conference on Machine Design and Production, UMTIK 2016*, Bursa, Turkiye, July 12–15, 2016.
40. Gerasimenko A., Gousskov M., Gousskov A., Lorong P., Panovko G. Analytical approach of turning thin-walled tubular parts. Stability analysis of regenerative chatter. *Vibroengineering Procedia*, 2016, vol. 8, pp. 179–184.
41. Gousskov A., Gousskov M., Lorong Ph., Panovko G. Influence of the clearance face on the condition of chatter self-excitation during turning. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2017, vol. 19 (1), pp. 17–39.
42. Voronov S.A., Kiselev I.A. Nelineinye zadachi dinamiki protsessov rezaniya [Nonlinear problems of dynamics of cutting processes]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie = Mechanical engineering and engineering education*, 2017, no. 2 (51), pp. 9–23.
43. Zakovorotnyi V.L., Sankar T., Bordachev E.V. Sistema optimal'nogo upravleniya protsessom glubokogo sverleniya otverstii malogo diametra [The optimal control System by the process of deep hole drilling of small diameter]. *STIN = Russian Engineering Research*, 1994, no. 12, pp. 22–25. (In Russian).
44. Zakovorotny V.L., Gvindjilia V.E. Influence of kinematic perturbations on shape-generating movement trajectory stability. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 206, pp. 157–162. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.453.

45. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Influence of spindle wobble in a lathe on the tool's deformational-displacement trajectory. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, no. 8, pp. 623–631. DOI: 10.3103/S1068798X1808018X.
46. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Dynamic influence of spindle wobble in a lathe on the workpiece geometry. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, no. 9, pp. 723–725. DOI: 10.3103/S1068798X18090307.
47. Khmel S., Ouelaa N., Bouacha K. Analysis and prediction of tool wear, surface roughness and cutting forces in hard turning with CBN tool. *Journal of Mechanical Sciences and Technology*, 2012, vol. 26 (11), pp. 3605–3616. DOI: 10.1007/s12206-012-0853-1.
48. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D. The problems of control of the evolution of the dynamic system interacting with the medium. *International Journal of Mechanical Engineering and Automation*, 2014, vol. 1, no. 5, pp. 271–285.
49. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Evolution of the dynamic cutting system with irreversible energy transformation in the machining zone. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39, no. 5, pp. 423–430. DOI: 10.3103/S1068798X19050204.
50. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Bifurkatsii prityagivayushchikh mnozhestv deformatsionnykh smeshchenii rezhushchego instrumenta v khode evolyutsii svoistv protsessa obrabotki [Bifurcations of attracting sets of cutting tool deformation displacements at the evolution of treatment process properties]. *Izvestiya vysshih uchebnyh zavedenij. Prikladnaya nelinejnaya dinamika = Izvestiya VUZ. Applied Nonlinear Dynamics*, 2018, vol. 26, no. 5, pp. 20–38. DOI: 10.18500/0869-6632-2018-26-5-20-38.
51. Myshkis A.D. *Matematika dlya vtuzov: spetsial'nye kursy* [Mathematics. Special course]. Moscow, Nauka Publ., 1971. 640 p.

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

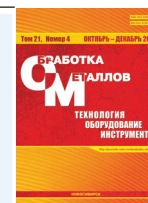
© 2019 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).





## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



### Синтез закона движения механизма прибора точных нитей станка СТБ с приводом от кулачков

Юрий Подгорный<sup>1, 2, a, \*</sup>, Александр Кириллов<sup>1, 3, b</sup>, Владимир Иванцовский<sup>1, c</sup>,  
Дмитрий Лобанов<sup>4, d</sup>, Ольга Максимчук<sup>2, e</sup>





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



<sup>2</sup> Новосибирский технологический институт (филиал) Московского государственного университета дизайна и технологии, Красный пр., 35 (ул. Потанинская, 5), г. Новосибирск, 630099, Россия

<sup>3</sup> Новосибирский государственный педагогический университет, ул. Вилюйская, 28, г. Новосибирск, 630126, Россия

<sup>4</sup> Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, г. Чебоксары, 428015, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1664-5351>,  [pjui@mail.ru](mailto:pjui@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8142-2787>,  [kirillovalvs@mail.ru](mailto:kirillovalvs@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>,  [ivancivskij@corp.nstu.ru](mailto:ivancivskij@corp.nstu.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4273-5107>,  [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-6976-1164>,  [ovmak@mail.ru](mailto:ovmak@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.8, 519.6:539.3

#### История статьи:

Поступила: 25 мая 2019

Рецензирование: 12 сентября 2019

Принята к печати: 15 ноября 2019

Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Проектирование механизмов

Кулачковый механизм

Синтез закона движения

Технологическая машина

Машина-автомат

Цикловая диаграмма

Профиль кулачка

#### Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках Тематического плана НИР НГТУ по проекту ТП-ПТМ-1\_19.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Рассматривается проектирование механизма прибора точных нитей для ткацкого станка типа СТБ. Анализ научной литературы по данному вопросу указывает на то, что при выработке массового ассортимента тканей при высоких скоростях необходимо предусматривать в начальный период движения механизма дополнительный участок на профиле кулачка, позволяющий снижать ударную нагрузку в момент выборки зазора в паре кулачок–ролик. В этом случае конструктору необходимо синтезировать такой закон ускорений, который должен иметь специфический характер и обеспечивать выполнение определенной технологической операции. Актуальность исследования обусловлена тем, что на основе существующих методик синтеза механизмов прибора точных нитей не удается модернизировать механизмы, работа которых зависит от основного (механизма прибора). Повысить производительность таких механизмов становится возможным только после существенного изменения их цикловых диаграмм. **Цель работы:** синтез нового закона движения механизма прибора точных нитей (батанного механизма), позволяющего снизить нагрузки на ведомое звено в начальный период его движения. **В работе исследован** закон движения механизма прибора с дополнительным участком профиля кулачка, позволяющего сообщать дополнительное движение ведомому звену в момент начала его движения. **Метод исследования:** проектирование привода батанного механизма, выполненного в виде кулачков на геометрическое замыкание с использованием пакетов прикладных программ. **Результаты и обсуждение.** В результате проведенных исследований предложена методика синтеза закона движения для батанного механизма. Предлагается ввести дополнительный участок для профиля кулачка. Законы изменения перемещений получены путем интегрирования графика ускорений. Теоретические исследования доведены до числовых значений ускорений и перемещений ведомого звена батанного механизма.

**Для цитирования:** Синтез закона движения механизма прибора точных нитей станка СТБ с приводом от кулачков / Ю.И. Подгорный, А.В. Кириллов, В.Ю. Иванцовский, Д.В. Лобанов, О.В. Максимчук // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С.47–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-47-58.

#### \*Адрес для переписки

Подгорный Юрий Ильич, д.т.н., профессор

Новосибирский государственный технический университет,  
пр. К. Маркса, 20,

г. Новосибирск, 630073, Россия

Тел.: +7 (383) 346-17-79, e-mail: [pjui@mail.ru](mailto:pjui@mail.ru)

## Введение

В настоящее время производство массового ассортимента тканей для нужд народного потребления осуществляется в основном на бесчелночных ткацких станках. Эти станки обладают следующими преимуществами: небольшие габариты, высокая производительность. Однако при

формировании тканей на таких станках можно столкнуться с рядом проблем, например, усиление вибраций, ускоренный износ механизмов. Действие указанных факторов приводит к снижению производительности и качества вырабатываемой ткани [1–8].

Практика эксплуатации станков СТБ в промышленности указывает на то, что без существенного изменения отдельных механизмов повысить производительность не представляется возможным. В первую очередь необходимо модернизировать механизм, который непосредственно принимает участие в формировании тканей – механизм прибора уточных нитей (батанный механизм), имеющий в приводе кулачки, выполненные на геометрическое замыкание. На его работу в цикловой диаграмме станка отводится определенное время, что необходимо учитывать при синтезе закона движения. В ряде научных работ российских и зарубежных авторов представлен синтез законов движения кулачковых механизмов для различных форм графика ускорений [9–18]. В некоторых случаях конструктору необходимо синтезировать такой закон ускорений, который должен иметь специфический характер и может выполнять определенную технологическую операцию. Поэтому **целью настоящей работы является синтез нового закона движения механизма прибора уточных нитей (батанного механизма), позволяющего снизить нагрузки на ведомое звено в начальный период его движения. В связи с этим в работе поставлены следующие задачи:**

- определить фазовые углы для дополнительного участка профиля кулачка;
- синтезировать специальный закон движения ведомого звена для батанного механизма с дополнительным участком профиля кулачка, позволяющего уменьшить нагрузки в паре кулачок–ролик в начальный период движения ведомого звена;
- определить численные значения ускорений, перемещений ведомого звена батанного механизма;
- для реализации предложенного закона провести необходимые расчеты и построить график перемещения ведомого звена батанного механизма.

Законы движения кулачковых механизмов, в частности батанного, определяются фазовыми

углами поворота кулачка, размахом коромысла, а также необходимой долговечностью механизма, выраженной в основном контактными напряжениями в паре кулачок–ролик или износостойкостью этой пары.

Синтез кулачков для привода системы батана состоит из двух этапов: 1) задается закон движения для коромысла; 2) определяются конструктивные или кинематические параметры.

В настоящее время в практике проектирования механизмов, имеющих в приводе кулачки, используются преимущественно уже известные зарекомендовавшие себя законы. Многими авторами предлагается рассматривать законы движения ведомых звеньев по типам: 1) выстой – подъем – опускание – выстой; 2) выстой – подъем – выстой. Эти законы можно представить состоящими из непрерывных математических кривых, таких как синусоидальные, косинусоидальные, прямолинейные и др. Сложные законы движения могут быть представлены как комбинированные, состоящие из сочетания простых математических кривых. Существуют универсальные методы для выбора законов движения ведомого звена, разработаны семейства однотипных законов с переменными параметрами, характеристики которых изменяются в широких пределах [17, 18, 22–30], но в рассматриваемом случае они не могут быть применены из-за сложности предполагаемого закона. Полиномиальные законы не могут быть применены из-за высокой степени полинома (выше 10), что приводит к осцилляциям передаточных функций и, как следствие, к ухудшению работы механизма. Метод эффективен только при одной фиксированной частоте вращения кулачка. Описать закон движения ведомого звена кулачкового механизма можно с помощью вариационного метода [22]. Он может быть применен только в частных случаях. Наиболее приемлемым (с точки зрения универсальности, удобства применения компьютеров, отсутствия необходимости стыковки) является выбор закона движения ведомого звена, описанного с помощью сплайнов третьей степени [18, 22], но в этом случае процесс достаточно трудоемкий и требует специальных знаний. Для механизма прибора уточных нитей (батанного), имеющего сложную траекторию движения берда, законы ускорений на граничных участках необходимо стыковать.

Этот процесс весьма трудоемкий, да и точность стыкованных кривых желает оставлять лучшего. При неточной стыковке подобного рода кривых могут наблюдаться значительные скачки ускорений, соизмеримые с максимальными значениями ускорений основного движения.

### Методика исследований

Батанный механизм (рис. 1, а) работает следующим образом [18]: кулачки 2, 3, закрепленные на главном валу 1, передают движение подбатанному валу 5, совершающему возвратно качательное движение вместе с роликами 4, лопастями 6, брусом батана 7 и бердом 8.

Кинематическая схема батанного механизма (рис. 1, б) представлена в упрощенном виде и включает в себя: межосевое расстояние  $A_k$ , переменный радиус-вектор  $R$  и длину  $L$  коромысла, на котором укреплен ролик.

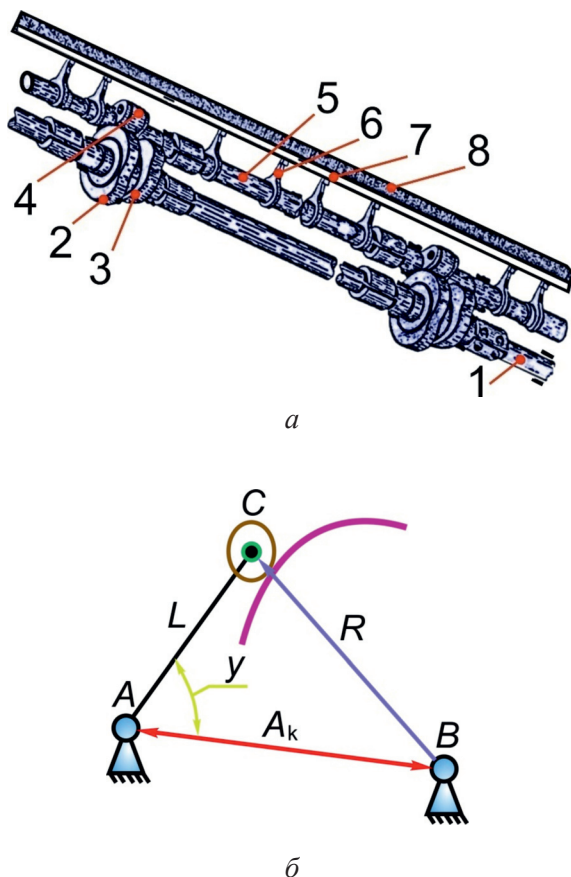


Рис. 1. Батанный механизм бесчелночного ткацкого станка СТБ:

а – общий вид; б – кинематическая схема

Fig. 1. Slay mechanism of STB shuttleless loom:

а – general view; б – kinematic diagram

Авторы настоящей статьи используют существующий опыт синтеза и вводят дополнительные условия, исходя из конкретной задачи, кроме того, предложено введение дополнительного участка на профиле кулачка, позволяющего изменить характер движения ведомого звена батанного механизма в начале его движения. Весь процесс синтеза предлагается проводить с использованием математического пакета *MathCAD*.

В связи с этим необходимо определиться с величинами фазовых углов. Ход ведомого звена в период подъема и опускания равен  $70^\circ$ . При этом следует отметить, что для дополнительного движения в переднем положении необходимо отвести время ведомому звену, равное или близкое по значению к периоду свободных колебаний системы. Частота свободных колебаний при кручении системы батана может быть определена из следующих предположений. В периоды, когда ведомое звено выстаивает, расчетная модель системы может быть представлена моментами инерции ведомых частей со свободными от заделок концами, а в моменты движения ведомых частей – моментами инерции масс, разделенными заделками в месте расположения проушин, несущих ролики [18]. Расчеты показали, что периоды колебаний на собственной частоте будут разными для предложенных схем закрепления. В нашем случае использована расчетная модель с заделанными концами, поэтому нам необходимо было реализовать дополнительное время движения для системы батана, равное периоду его свободных колебаний, которое соответствует  $12^\circ$  по цикловой диаграмме работы станка.

На первой стадии синтеза график ускорений на фазах подъема и обратного движения описан с использованием циклоидального закона перемещения центра ролика. Это сделано с целью упрощения учета влияния масштабных факторов на величины кинематических характеристик механизма. Далее в связи с использованием матрицы ускорений закон движения был изменен: добавлен участок в начале движения кулачкового механизма и изменена форма ускорения в отрицательной зоне (рис. 2). Кроме того, при синтезе закона ускорений соблюдались следующие условия:

– функция ускорений должна быть непрерывной (не иметь разрывов первого и второго рода);

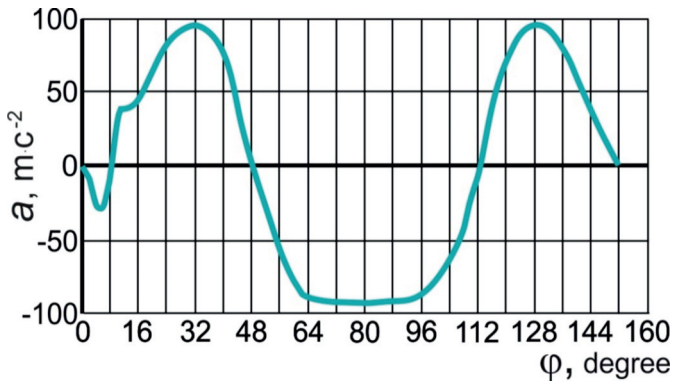


Рис. 2. Синтезированный закон движения батанного механизма станка СТБ

Fig. 2. Synthesized motion law of the slay mechanism for STB loom

– график ускорений должен иметь плавный характер;

– должно соблюдаться равенство положительных и отрицательных площадей графика.

Представленный закон движения батанного механизма предлагается использовать для дальнейшего изучения его поведения на динамической модели. Расчетная модель строится исходя из предположения, что трансформация деформаций кручения осуществляется последовательно от ведущего кулачка по приводу на отдельные элементы механизма. Кроме того, за его податливость для системы батана несет ответственность подбатанный вал, а другие элементы, например брус батана, лопасти и бердо, только за инерционно-массовые характеристики. В таком случае инерционные и упругие свойства для всего механизма можно учитывать в виде приведенных значений.

Так, при последовательном соединении для приведенной податливости будем иметь [18]

$$e_{\text{пр}} = \sum_{i=1}^n e_i. \quad (1)$$

Для определения приведенных сопротивлений можно воспользоваться зависимостью

$$\psi_{\text{пр}} = \sum_{i=1}^n \psi_i \frac{e_i}{e_{\text{пр}}}, \quad (2)$$

где  $\psi = 2\lambda$ , а  $\lambda$  – декремент затухания колебаний [18].

Динамическая модель механизма представлена на рис. 3, на котором приняты обозначения:  $J_1$ – $J_8$  – моменты инерции ведомых частей;  $e_1, e_2$  – податливости участков главного вала;  $e_3$ – $e_7$  –

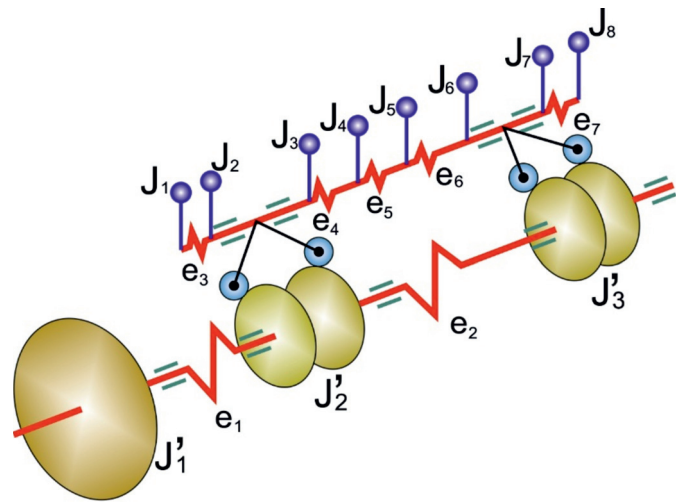


Рис. 3. Динамическая модель батанного механизма

Fig. 3. Dynamic model of the slay mechanism

жесткости соединительных участков подбатанного вала;  $e_1, e_2$  – податливости участков приводного вала;  $J_1'$  – момент инерции маховика;  $J_2', J_3'$  – моменты инерции приводных кулачков.

В связи с тем что трансформация импульса деформации кручения происходит последовательно, то очевидно, что основную нагрузку несет первая по приводу пара спаренных кулачков. Поэтому динамическая модель механизма может быть упрощена и сведена до одного приведенного момента инерции для приводного вала и одного приведенного момента инерции ведомых частей для системы батана. Диссипативные свойства механизма также могут быть представлены как приведенные величины и для ведомых частей, и на приводном валу (рис. 4). На рис. 4 обозначены приведенные значения указанных величин:  $J_0, J_1, J_2$  – приведенные моменты инерции кулачка и ведомых частей системы батана соответственно;  $e_1$  – приведенная жесткость главного вала между кулачком и маховиком;  $e_2$  – переменная приведенная жесткость системы батана, величина коэффициента диссипации принимается равной  $\psi_1 = \psi_2 = 0,4 \dots 0,6$  [18].

Первую передаточную функцию для механизма обозначим  $\Pi(\varphi_1)$ . За обобщенные координаты  $q_i$  предлагается принять угол поворота ведущего вала и угловые деформации элементов механизма:

$$\begin{aligned} \varphi_0 &= q_1, \\ \varphi_1 &= \varphi_0 + q_2 = q_1 + q_2, \\ \varphi_2 &= q_3 + q_4, \\ \varphi_3 &= q_4 \text{ (избыточная координата)}. \end{aligned}$$

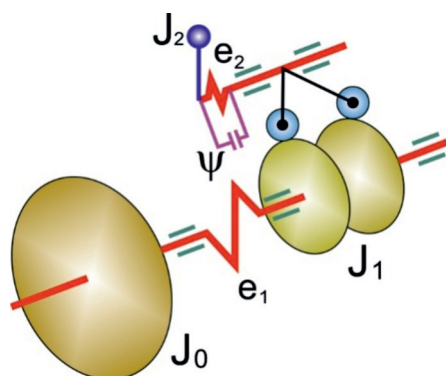


Рис. 4. Упрощенная динамическая модель батанного механизма

Fig. 4. Simplified dynamic model of slay mechanism

Кинетическую энергию системы можно представить как

$$T = \frac{1}{2}(J_0\dot{\phi}_0^2 + J_1\dot{\phi}_1^2 + J_2\dot{\phi}_2^2) = \frac{1}{2}(J_0\dot{q}_1^2 + J_1\dot{q}_1^2 + 2J_1\dot{q}_1\dot{q}_2 + J_1\dot{q}_2^2 + J_2\dot{q}_3^2 + 2J_2\dot{q}_3\dot{q}_4 + J_2\dot{q}_4^2). \quad (3)$$

Выражение для потенциальной энергии будет иметь вид

$$P = 0,5[(1/e_1)q_2^2 + (1/e_2)q_3^2]. \quad (4)$$

Квазиупругие коэффициенты и инерционно-массовые характеристики определяются как

$$a_{11} = J_0 + J_1; a_{12} = a_{21} = J_1; a_{22} = J_1; a_{33} = J_2; a_{34} = a_{43} = J_2; a_{44} = J_2; 1/e_{22} = 1/e_1; 1/e_3 = 1/e_2.$$

Обобщенные силы  $Q_i$  можно определить:

$$Q_1 = M_0,$$

$$Q_2 = R_2 = b_2\dot{q}_2, Q_3 = R_3 = b_3\dot{q}_3, \quad (5)$$

где  $b_2, b_3$  – коэффициенты пропорциональности, определяемые по известной формуле

$$b = \frac{1}{2\pi\omega} \frac{\Psi_{\text{пр}}}{e_{\text{пр}}}, \quad (6)$$

где  $e_{\text{пр}}$  – приведенная податливость ведомых частей механизма;  $\Psi_{\text{пр}}$  – приведенный коэффициент диссипации;  $\omega$  – частота собственных колебаний. Для расчетов принято значение  $\Psi_{\text{пр}} = 0,4$  [18].

Первые частоты свободных колебаний системы батана имеют несколько значений в связи с

тем, что его жесткость зависит от фазы движения и определяется характером движения вперед и обратно или остается неподвижным. При этом частоты собственных колебаний будут иметь значения  $620$  и  $786 \text{ с}^{-1}$  [18].

В связи с тем что в подобных динамических моделях имеют место избыточные связи, получим [10]:

$$\phi_3 = q_4 = \Pi(\phi_1),$$

$$\dot{q}_4 = \Pi'(\dot{q}_1 + \dot{q}_2), \quad (7)$$

$$\Pi'\dot{q}_1 + \Pi'\dot{q}_2 - \dot{q}_4 = 0,$$

$$h_{11} = \Pi'_1, h_{12} = \Pi'_1, h_{13} = 0, h_{14} = -1,$$

Система уравнений с лишними координатами будет иметь вид

$$\begin{cases} (J_0 + J_1)\ddot{q}_1 + J_1\ddot{q}_2 = M_0 + \Lambda_1 h_{11}, \\ J_1\ddot{q}_1 + J_1\ddot{q}_2 + c_1 q_2 = -R_1 + \Lambda_1 h_{12}, \\ J_2\ddot{q}_3 + J_2\ddot{q}_4 + c_2 q_2 = -R_2, \\ J_2\ddot{q}_3 + J_2\ddot{q}_4 = \Lambda_1 h_{14}. \end{cases} \quad (8)$$

Полагаем, что податливость главного вала намного меньше подбатанного, поэтому его податливостью можно пренебречь. В этом случае координату  $q_1$  и ее производные можно принять равными нулю.

## Результаты и их обсуждение

Представленный ранее закон движения батанного механизма использовался для изучения его поведения на динамической модели (см. рис. 2). Полагаем, что жесткость главного вала намного превышает жесткость соединительного, поэтому его податливость можно в расчете не учитывать. В этом случае координату  $q_1$  и ее производные можно принять равными нулю. В результате решения дифференциальных уравнений (8) получен характер и величина ускорений, представленная на рис. 5.

На графике (рис. 5) в начальный период времени значительно изменились как характер, так и амплитудные значения ускорений. Проявились наложения частот свободных колебаний как в положительной, так и в отрицательных зонах графика ускорений. Максимальные значения ускорений отличаются незначительно.

В связи с тем что перед нами стоит задача в определении перемещений ведомого звена

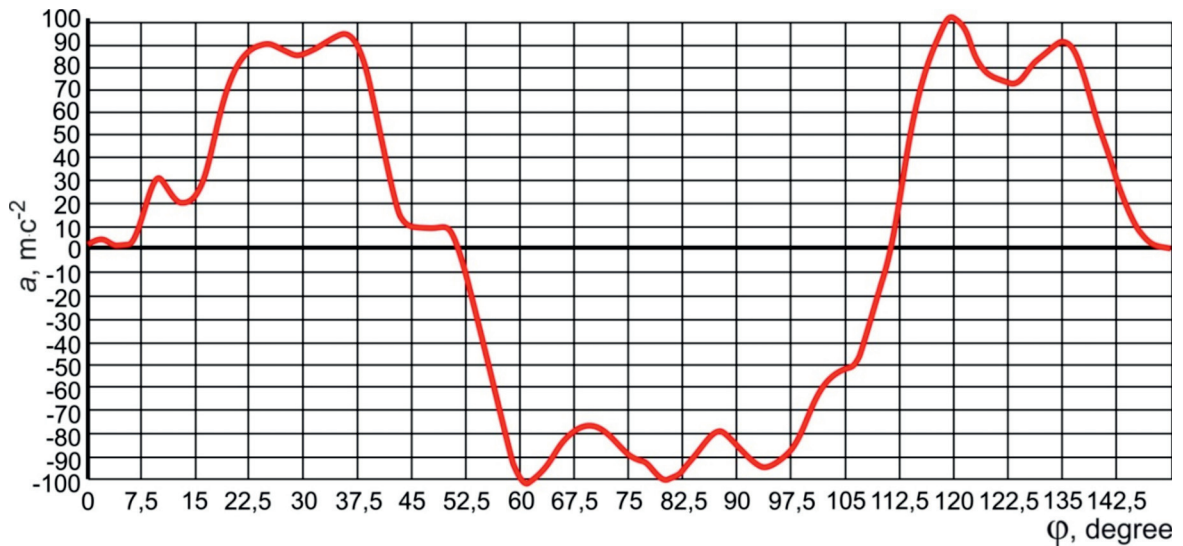


Рис. 5. График ускорений, полученный в результате расчетов на динамической модели

Fig. 5. Acceleration curve obtained as a result of dynamic model calculations

батанного механизма, ускорения были дважды проинтегрированы. График и численные значения перемещений изображены на рис. 6.

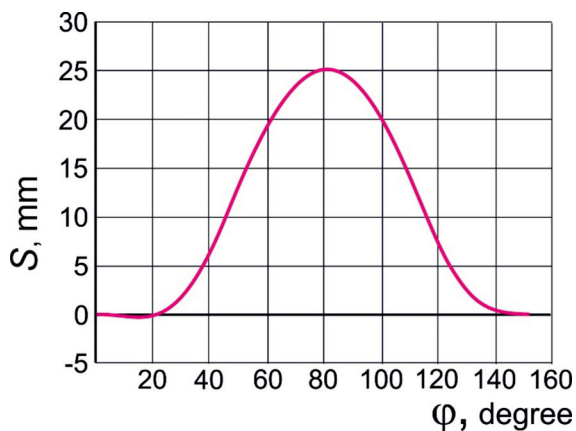


Рис. 6. График перемещений ведомого звена батанного механизма

Fig. 6. Displacement curve of the slay mechanism follower

Для определения напряжений в паре кулачок–ролик необходимо знать момент от действия инерционных сил, для чего необходимо значения угловых ускорений умножить на момент инерции ведомой массы системы батана (см. график, показанный на рис. 7).

Для проверки адекватности полученных результатов был проведен эксперимент, в результате которого получена осциллограмма деформаций

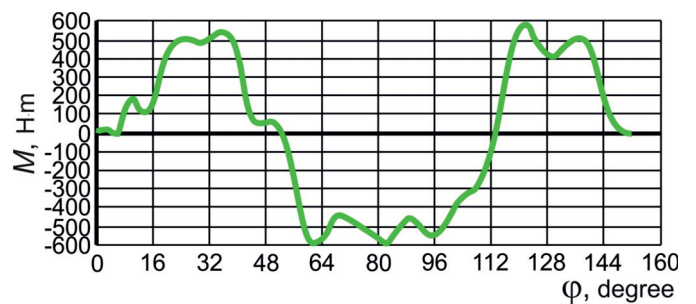


Рис. 7. Момент от сил инерции батанного механизма

Fig. 7. Slay mechanism inertia moment

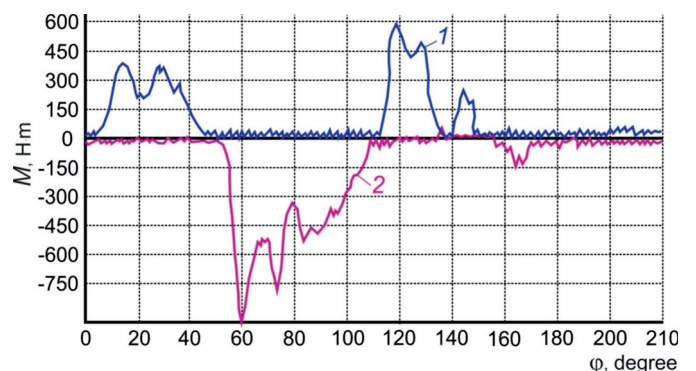


Рис. 8. Осциллограмма деформаций проушин для роликов, протарированных по моменту:

1 – деформация проушин для нижнего ролика; 2 – деформация проушин для верхнего ролика

Fig. 8. Oscilloscope of eyelets deformation for the rollers calibrated by the moment:

1 – eyelets deformation for the lower roller; 2 – eyelets deformation for the upper roller

проушин для роликов, протарированных по моменту (рис. 8).

В научно-технической литературе по вопросам расчета и проектирования кулачковых механизмов контактные напряжения в паре кулачок – ролик принято определять по формуле Герца–Беляева [9, 13]:

$$\sigma = 0,418 \sqrt{\frac{N}{b} E_{\text{пр}} \left( \frac{1}{r_p} + \frac{1}{\rho_{\text{кр}} - r_p} \right)}, \quad (9)$$

где  $N$  – сила, передаваемая по нормали к профилю кулачка;  $b$  – ширина линии контакта;  $E_{\text{пр}}$  – приведенный модуль упругости;  $\rho_{\text{кр}}$  – радиус кривизны профиля кулачка;  $r_p$  – радиус ролика.

Величина реакции  $N$  без учета силы трения находится из условия

$$N = \frac{M_{\text{и}}}{l \cos(\delta)}, \quad (10)$$

где  $M_{\text{и}}$  – момент от действия сил инерции кулачкового механизма;  $\delta$  – угол давления.

Момент инерции кулачкового механизма  $M_{\text{и}} = -J_{\text{пр}} \varepsilon$ , где  $J_{\text{пр}}$  – приведенный момент инерции масс механизма;  $\varepsilon$  – угловое ускорение коромысла. Следует учесть, что в данном случае значение приведенного момента инерции следует делить пополам, так как приводов два.

Определение радиуса кривизны профиля кулачка производят согласно уравнению [9, 13]:

$$\rho_{\text{кр}} = \frac{L \sin(\psi(i) + \psi(0))}{\cos(\delta(i))} \times \left[ 1 + \left( \frac{\cos(\delta(i))}{L \cdot \sin(\psi(i) + \psi(0))} \right) \times \left[ \ddot{\psi}(i) (1 + \ddot{\psi}(i) \cos(\delta(i)) - \ddot{\psi}(i) \cos(\delta(i))) \right] \right], \quad (11)$$

где  $\delta(i)$  – угол давления;  $\psi(i)$  – угол качания коромысла;  $\psi(0)$  – начальный угол коромысла;  $L$  – расстояние между осями ролика коромысла и кулачка (рис. 1, б).

Использованием математического пакета *Mathcad* получены численные значения таблиц профиля кулачков (ввиду большого массива значений в работе не приводятся).

Запас прочности по контактным напряжениям определяется в соответствии с выражением

$$n = \frac{[\sigma]}{\sigma},$$

где  $[\sigma]$  – допускаемые напряжения, равные 1300 МПа.

На рис. 9 показаны графики изменения коэффициента запаса прочности для типового (кривая 1) и синтезированного (кривая 2) закона.

Надежность работы батанного механизма определяется главным образом запасом прочности кулачковой пары. Предполагается, что кулачки изготовлены из одного материала – сталь 40ХН (поверхностная твердость 52...56 HRC). При этом диапазон режимов работы механизма будет определяться выработкой ткани и частотным диапазоном работы оборудования.

В связи с тем что при выработке массового ассортимента тканей величина силы прибора будет незначительной (2000...3000 Н), то достаточно провести исследования при разных частотах вращения ведущего вала (кулачкового). В связи с этим расчет контактных напряжений производился исходя из величин действующих инерционных сил (моментов).

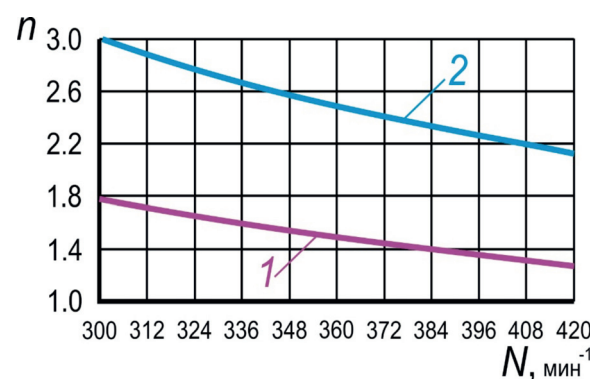


Рис. 9. График изменения коэффициента запаса по контактным напряжениям от частоты вращения главного вала станка:

1 – для типового закона движения; 2 – для нового синтезированного закона

Fig. 9. Graph of variance of safety factor for contact stresses from the frequency of rotation of the machine main shaft:

1 – for the standard motion law; 2 – for the new synthesized law

## Выводы

1. Разработана методика синтеза специально-го закона движения для механизма прибора уточ-ных нитей с приводом от дисковых кулачков с дополнительным участком профиля, позволя-ющего обеспечить дополнительное движение ведомому звену с целью уменьшения импульса силы в начальный период движения.

2. На основании динамической модели полу-чены характер изменения и величины ускорений перемещений ведомого звена механизма прибора с учетом его упругости.

3. Проведены необходимые расчеты контакт-ных напряжений в паре кулачок–ролик и пред-ложены зависимости изменения коэффициента запаса прочности пары кулачок–ролик от частот вращения главного вала станка в диапазоне ча-стот 300...420 мин<sup>-1</sup>. Увеличение коэффициента запаса прочности для нового синтезированного закона составило в среднем 70 %.

4. Результаты сравнительного анализа теоре-тических и экспериментальных значений указы-вают на хорошую сходимость количественных и качественных характеристик для момента нача-ла движения ведомого звена батанного механиз-ма. Расхождение результатов находится в преде-лах от 10 до 15 % по моменту.

## Список литературы

1. Faxin L., Xianzhang F. The design of parallel com-bination for cam mechanism // *Procedia Environmental Sciences*. – 2011. – Vol. 10, pt. B. – P. 1343–1349. – DOI: 10.1016/j.proenv.2011.09.215.

2. Sateesh N., Rao C.S.P., Janardhan Reddy T.A. Optimisation of cam-follower motion using B-splines // *International Journal of Computer Integrated Manu-facturing*. – 2009. – Vol. 22, iss. 6. – P. 515–523. – DOI: 10.1080/09511920802546814.

3. Rothbart H.A. *Cam design handbook*. – New York: McGraw-Hill, 2003. – 606 p. – ISBN 0071377573. – ISBN 978-0875841830.

4. Myszka D.H. *Machines and mechanisms: ap-plied kinematic analysis*. – 4<sup>th</sup> ed. – Upper Saddle Riv-er, NJ: Pearson, 2012. – 376 p. – ISBN 0132157802. – ISBN 978-0132157803.

5. Vulfson I. *Dynamics of cyclic machines*. – Cham: Springer International Publ., 2015. – 390 p. – ISBN 978-3-319-12633-3. – DOI: 10.1007/978-3-319-12634-0.

6. Ondrášek J. The synthesis of a hook drive cam mechanism // *Procedia Engineering*. – 2014. – Vol. 92. – P. 320–329. – DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.129.

7. Mott R.L. *Machine elements in mechanical de-sign*. – 5<sup>th</sup> ed. – Upper Saddle River, NJ: Pearson, 2013. – 816 p. – ISBN-10: 0135077931. – ISBN-13: 978-0135077931.

8. Design and analysis of high-speed cam mecha-nism using Fourier series / C. Zhoua, B. Hua, S. Chenb, L. Mac // *Mechanism and Machine Theory*. – 2016. – Vol. 104. – P. 118–129. – DOI: 10.1016/j.mechmachthe-ory.2016.05.009.

9. Артоболевский И.И. *Теория механизмов и ма-шин: учебник для вузов*. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука, 1988. – 640 с. – ISBN 5-02-013810-X.

10. Левитский Н.И. *Теория механизмов и машин: учебное пособие для вузов*. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Наука, 1990. – 592 с. – ISBN 5-02-014188-7.

11. Вульфсон И.И. *Динамика цикловых машин*. – СПб.: Политехника, 2013. – 425 с. – ISBN 978-5-7325-1024-9.

12. Dresig H., Vulfson I.I. *Dynamik der mecha-nismen*. – Wien; New York: Springer, 1989. – 328 p. – ISBN 978-3-7091-9036-4. – DOI: 10.1007/978-3-7091-9035-7.

13. Фролов К.В. *Теория механизмов и машин*. – М.: Высшая школа, 1987. – 496 с.

14. S&A – Expert system for planar mechanisms design / H. Varbanov, T. Yankova, K. Kulev, S. Lilov // *Expert Systems with Applications*. – 2006. – Vol. 31, iss. 3. – P. 558–569. – DOI: 10.1016/j.eswa.2005.09.081.

15. Fomin A., Paramonov M. Synthesis of the four-bar double-constraint mechanisms by the application of the Grubler’s method // *Procedia Engineering*. – 2016. – Vol. 150. – P. 871–877. – DOI: 10.1016/j.pro-eng.2016.07.034.

16. To the theory of mechanisms subfamilies / A. Fomin, L. Dvornikov, M. Paramonov, A. Jahr // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineer-ing*. – 2016. – Vol. 124. – P. 012055. – DOI: 10.1088/1757-899X/124/1/012055.

17. Подгорный Ю.И., Афанасьев Ю.А., Кирил-лов А.В. *Исследование и выбор параметров при син-тезе и эксплуатации механизмов технологических машин: монография*. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. – 196 с.

18. Исследование и синтез законов движения ку-лачковых механизмов: монография / Ю.И. Подгор-ный, А.В. Кириллов, О.В. Максимчук, М.В. Лукин. – Новосибирск: Изд-во НГПУ, 2011. – 219 с.

19. Лукин М.В. Синтез законов движения кулач-ковых механизмов на основе гармонических состав-ляющих ряда Фурье: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.18. – Новосибирск, 2007. – 16 с.

20. АLEXINA Г.Б. Многокритериальный синтез ку-лачковых механизмов с неформальным заданием за-конов движения толкателя: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.18. – Омск, 2000. – 174 с.



21. Рыбникова Е.В. Динамический синтез кулачковых механизмов с учетом контактного взаимодействия элементов высшей пары: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.18. – Омск, 2005. – 165 с.

22. Подгорный Ю.И. Методы исследования заправок, их синтез и разработка критериев оптимальности условий эксплуатации ткацких станков при формировании плотных тканей: дис. ... д-ра техн. наук: 05.19.03; 05.02.13: защищена 20.05.1990: утв. 07.12.1990. – Кострома, 1990. – 541 с.

23. Подгорный Ю.И., Кириллов А.В., Максимчук О.В. Исследование закона движения кулачкового механизма с учетом деформаций конструктивных элементов // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия «Технические науки». – 2014. – № 3. – С. 115–122.

24. Проектирование кулачкового механизма с учетом технологической нагрузки и энергетических затрат / Ю.И. Подгорный, В.Ю. Скиба, А.В. Кириллов, О.В. Максимчук, П.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 2. – С. 17–27. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-17-27.

25. Шан Бао Пин. Исследование батанного механизма ткацких станков типа СТБ и разработка технических мероприятий по увеличению его ресурса: дис. канд. техн. наук. – Иваново, 2005. – 183 с.

26. Лушников С.В., Белый М.А. Исследование возможности уравновешивания сил на главном валу

ткацких станков СТБ с использованием кулачков-разгрузателей // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. – 2009. – № 2С. – С. 85–88.

27. Разработка методики оценки геометрической точности профилей кулачков батанного механизма станка СТБ / В.А. Гусев, В.В. Данилов, Д.М. Цветков, А.Б. Смирнов // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. – 2007. – № 6С. – С. 92–97.

28. Терёхина А.О., Соловьёв А.Б. Модернизированный кулачковый привод батанного механизма ткацкого станка типа СТБ // Известия высших учебных заведений. Технология текстильной промышленности. – 2004. – № 2. – С. 80–83.

29. Kinematic analysis of crank-cam mechanism of process equipment / Yu.I. Podgornyj, V.Yu. Skeebeba, T.G. Martynova, N.S. Pechorkina, P.Yu. Skeebeba // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 327. – P. 042080. – DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042080.

30. Motion laws synthesis for cam mechanisms with multiple follower displacement / Yu.I. Podgornyj, V.Yu. Skeebeba, A.V. Kirillov, T.G. Martynova, P.Yu. Skeebeba // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 327. – P. 042079. – DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042079.

## Конфликт интересов

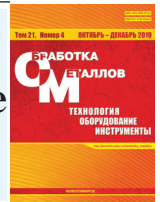
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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)



### Synthesis of the Motion Law of Filling Threads Beat-up Mechanisms of the STB Loom with Cam Driven

Yuriy Podgornyj<sup>1, 2, a, \*</sup>, Alexander Kirillov<sup>1, 3, b</sup>, Vladimir Ivancivsky<sup>1, c</sup>, Dmitry Lobanov<sup>4, d</sup>,  
Olga Maksimchuk<sup>2, e</sup>

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

<sup>2</sup> Novosibirsk Technological Institute (branch) Moscow State University of Design and Technology, 35 Krasny prospect (5 Potaninskayast.), Novosibirsk, 630099, Russian Federation

<sup>3</sup> Novosibirsk State Pedagogical University, 28 Viluiskayast., Novosibirsk, 630126, Russian Federation

<sup>4</sup> I. N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1664-5351>, [pjui@mail.ru](mailto:pjui@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8142-2787>, [kirillovalvs@mail.ru](mailto:kirillovalvs@mail.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9244-225X>, [ivancivskij@corp.nstu.ru](mailto:ivancivskij@corp.nstu.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4273-5107>, [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru),

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6976-1164>, [ovmak@mail.ru](mailto:ovmak@mail.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 25 May 2019

Revised: 12 September 2019

Accepted: 15 November 2019

Available online: 15 December 2019

##### Keywords:

Cam mechanism

Synthesis of motion law

Technological machine

Automatic machine

Cyclogram

Cam profile

##### Funding

This study was supported by a NSTU grant (project No. TP-PTM-1\_19).

#### ABSTRACT

**Introduction.** The paper considers the design of the filling threads beat-up mechanism for the STB type loom. The analysis of scientific literature in the field indicates that the wide range of fabrics production at high speeds requires providing the initial period of the mechanism movement with an additional area on the cam profile which allows reducing the impact load at the time of clearance adjustment in the pair of cam-roller. In this case, the designer needs to synthesize an acceleration law which should be task-specific and provide for a certain production step. This study is relevant since the existing synthesis methods of the filling threads beat-up mechanism fail in providing the basis for modernization of the mechanisms whose work depends on the main one (beat-up mechanism). The performance of such mechanisms can be increased only after significant changes in their cycle charts. **Objective:** synthesis of the new motion law of the filling threads beat-up mechanism (slay mechanism), allowing to reduce the load on the follower in the initial period of its movement. **The paper investigates** the motion law of the beat-up mechanism with an additional section of the cam profile which allows imparting additional movement to the follower at the moment of its initial movement. **Research Method:** designing the slay mechanism drive with form-fit cams using software packages application. **Results and discussion.** The conducted research allowed proposing the method of motion law synthesis for slay mechanism. We suggest introducing an additional section at the cam profile. The laws of displacement change are obtained by integrating the acceleration curve. Theoretical studies are brought to numerical values of the slay mechanism's follower accelerations and displacements.

**For citation:** Podgornyj Yu.I., Kirillov A.V., Ivancivsky V.V., Lobanov D.V., Maksimchuk O.V. Synthesis of the motion law of filling threads beat-up mechanisms of the STB loom with cam driven. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 47–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-47-58. (In Russian).

#### References

1. Faxin L., Xianzhang F. The design of parallel combination for cam mechanism. *Procedia Environmental Sciences*, 2011, vol. 10, pt. B, pp. 1343–1349. DOI: 10.1016/j.proenv.2011.09.215.
2. Sateesh N., Rao C.S.P., Janardhan Reddy T.A. Optimisation of cam-follower motion using B-splines. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 2009, vol. 22, iss. 6, pp. 515–523. DOI: 10.1080/09511920802546814.

##### \* Corresponding author

Podgornyj Yuriy I., D.Sc. (Engineering), Professor  
 Novosibirsk State Technical University,  
 20 Prospekt K. Marksa,  
 Novosibirsk, 630073, Russian Federation  
 Tel: +7 (383) 346-17-79, e-mail: [pjui@mail.ru](mailto:pjui@mail.ru)

3. Rothbart H.A. *Cam design handbook*. New York, McGraw-Hill, 2003. 606 p. ISBN 0071377573. ISBN 978-0875841830.
4. Myszk D.H. *Machines and mechanisms: applied kinematic analysis*. 4<sup>th</sup> ed. Upper Saddle River, NJ, Pearson, 2012. 376 p. ISBN 0132157802. ISBN 978-0132157803.
5. Vulfson I. *Dynamics of cyclic machines*. Cham, Springer International Publ., 2015. 390 p. ISBN 978-3-319-12633-3. DOI: 10.1007/978-3-319-12634-0.
6. Ondrášek J. The synthesis of a hook drive cam mechanism. *Procedia Engineering*, 2014, vol. 92, pp. 320–329. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.129.
7. Mott R.L. *Machine elements in mechanical design*. 5<sup>th</sup> ed. Upper Saddle River, NJ, Pearson, 2013. 816 p. ISBN 0135077931. ISBN 978-0135077931.
8. Zhoua C., Hua B., Chenb S., Mac L. Design and analysis of high-speed cam mechanism using Fourier series. *Mechanism and Machine Theory*, 2016, vol. 104, pp. 118–129. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2016.05.009.
9. Artobolevskii I.I. *Teoriya mekhanizmov i mashin* [Theory of mechanisms and machines]. 4<sup>th</sup> ed. Moscow, Nauka Publ., 1988. 640 p. ISBN 5-02-013810-X.
10. Levitskii N.I. *Teoriya mekhanizmov i mashin* [Theory of mechanisms and machine]. 2<sup>nd</sup> ed. Moscow, Nauka Publ., 1990. 592 p. ISBN 5-02-014188-7.
11. Vul'fson I.I. *Dinamika tsiklovykh mashin* [Dynamics of cyclic machines]. St. Petersburg, Politehnika Publ., 2013. 425 p. ISBN 978-5-7325-1024-9.
12. Dresig H., Vul'fson I.I. *Dynamik der mechanismen*. Wien, New York, Springer, 1989. 328 p. ISBN 978-3-7091-9036-4. DOI: 10.1007/978-3-7091-9035-7.
13. Frolov K.V. *Teoriya mekhanizmov i mashin* [Theory of mechanisms and machines]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1987. 496 p.
14. Varbanov H., Yankova T., Kulev K., Lilov S. S&A – Expert system for planar mechanisms design. *Expert Systems with Applications*, 2006, vol. 31, iss. 3, pp. 558–569. DOI: 10.1016/j.eswa.2005.09.081.
15. Fomin A., Paramonov M. Synthesis of the four-bar double-constraint mechanisms by the application of the Grubler's method. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 150, pp. 871–877. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.07.034.
16. Fomin A., Dvornikov L., Paramonov M., Jahr A. To the theory of mechanisms subfamilies. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 124, p. 012055. DOI: 10.1088/1757-899X/124/1/012055.
17. Podgorniy Yu.I., Afanas'ev Yu.A., Kirillov A.V. *Issledovanie i vybor parametrov pri sinteze i ekspluatatsii mekhanizmov tekhnologicheskikh mashin* [Research and selection of parameters in the synthesis and operation mechanisms of technological machines]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2002. 196 p.
18. Podgorniy Yu.I., Kirillov A.V., Maksimchuk O.V., Lukin M.V. *Issledovanie i sintez zakonov dvizheniya kulachkovykh mekhanizmov* [Research and synthesis of the laws of motion of cam mechanisms]. Novosibirsk, NSPU Publ., 2011. 219 p.
19. Lukin M.V. *Sintez zakonov dvizheniya kulachkovykh mekhanizmov na osnove garmonicheskikh sostavlyayushchikh ryada Fur'e*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Synthesis of the laws of motion of cam mechanisms based on the harmonic components of the Fourier series. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. Novosibirsk, 2007. 16 p.
20. Alekhina G.B. *Mnogokriterial'nyi sintez kulachkovykh mekhanizmov s neformal'nyim zadaniem zakonov dvizheniya tolkatelya*. Diss. kand. tekhn. nauk [Multicriteria synthesis of cam mechanisms with an informal specification of the laws of motion of the pusher. PhD eng. sci. diss.]. Omsk, 2000. 174 p.
21. Rybnikova E.V. *Dinamicheskii sintez kulachkovykh mekhanizmov s uchetom kontaktnogo vzaimodeistviya elementov vysshei pary*. Diss. kand. tekhn. nauk [Dynamic synthesis of cam mechanisms taking into account the contact interaction of elements of the higher pair. PhD eng. sci. diss.]. Omsk, 2005. 165 p.
22. Podgorniy Yu.I. *Metody issledovaniya zapravok, ikh sintez i razrabotka kriteriev optimal'nosti uslovii ekspluatatsii tkatskikh stankov pri formirovani plotnykh tkanei*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Research methods refills, their synthesis and development of criteria of optimality conditions looms in the formation of dense tissue. Dr. eng. sci. diss.]. Kostroma, 1990. 541 p.
23. Podgorniy Yu.I., Kirillov A.V., Maksimchuk O.V. *Issledovanie zakona dvizheniya kulachkovogo mekhanizma s uchetom deformatsii konstruktivnykh elementov* [Investigation of the cam mechanism motion law with structural elements deformations]. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Seriya "Tekhnicheskie nauki" = Vestnik of Samara State Technical University. Technical Sciences Series*, 2014, no. 3, pp. 115–122.
24. Podgorniy Yu.I., Skeebe V.Yu., Kirillov A.V., Maksimchuk O.V., Skeebe P.Yu. *Proektirovanie kulachkovogo mekhanizma s uchetom tekhnologicheskoi nagruzki i energeticheskikh zatrat* [Cam mechanism designing with

account of the technological load and energy costs]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 2, pp. 17–27. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-17-27.

25. Shan Bao Pin. *Issledovanie batannogo mekhanizma tkatskikh stankov tipa STB i razrabotka tekhnicheskikh meropriyatii po uvelicheniyu ego resursa*. Diss. kand. tekhn. nauk. [Investigation of the weaving mechanism of STB type looms and development of technical measures to increase its resource. PhD. eng. sci. diss.]. Ivanovo, 2005. 183 p.

26. Lushnikov S.V., Belyi M.A. *Issledovanie vozmozhnosti uravnoveshivaniya sil na glavnom valu tkatskikh stankov STB s ispol'zovaniem kulachkov-razgruzhatelei* [Investigation of the possibility of balancing forces on the main shaft of STB looms using fist-unloaders]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tekhnologiya tekstil'noi promyshlennosti = Proceedings of Higher Educational Institutions. Technology of the textile industry*, 2009, no. 2S, pp. 85–88.

27. Gusev V.A., Danilov V.V., Tsvetkov D.M., Smirnov A.B. *Razrabotka metodiki otsenki geometricheskoi tochnosti profilei kulachkov batannogo mekhanizma stanika STB* [Development of a methodology for evaluating the geometric accuracy of the cams of the sley mechanism of the STB machine]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tekhnologiya tekstil'noi promyshlennosti = Proceedings of Higher Educational Institutions. Technology of the textile industry*, 2007, no. 6S, pp. 92–97.

28. Terekhina A.O., Solov'ev A.B. *Modernizirovannyy kulachkovyy privod batannogo mekhanizma tkatskogo stanika tipa STB* [Modernized cam drive for the sley mechanism of the STB loom]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tekhnologiya tekstil'noi promyshlennosti = Proceedings of Higher Educational Institutions. Technology of the textile industry*, 2004, no. 2, pp. 80–83.

29. Podgornyy Yu.I., Skeebe V.Yu., Martynova T.G., Pechorkina N.S., Skeebe P.Yu. *Kinematic analysis of crank-cam mechanism of process equipment*. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 327, p. 042080. DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042080.

30. Podgornyy Yu.I., Skeebe V.Yu., Kirillov A.V., Martynova T.G., Skeebe P.Yu. *Motion laws synthesis for cam mechanisms with multiple follower displacement*. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 327, p. 042079. DOI: 10.1088/1757-899X/327/4/042079.

## Conflicts of Interest

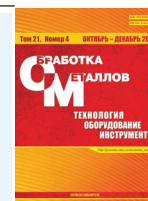
The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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)



### Гидротермальное нанесение C/MoS<sub>2</sub> на электроискровые Fe–Al-покрытия для нержавеющей стали AISI 304

Александр Бурков<sup>a,\*</sup>, Павел Чигрин<sup>b</sup>, Мария Кулик<sup>c</sup>

Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  [burkovalex@mail.ru](mailto:burkovalex@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1560-489X>,  [pal\\_chig@mail.ru](mailto:pal_chig@mail.ru),  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  [marijka80@mail.ru](mailto:marijka80@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762; 537.523.4

#### История статьи:

Поступила: 19 июля 2019  
 Рецензирование: 20 августа 2019  
 Принята к печати: 14 сентября 2019  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Нержавеющая сталь AISI 304  
 Покрытие  
 Электроискровое легирование  
 Аллюминид железа  
 Гидротермальный синтез  
 Дисульфид молибдена  
 Износостойкость

#### Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке правительства Хабаровского края (распоряжение № 476-рп от 10 июня 2019 г.)

#### Благодарности

Авторы выражают благодарность Центру коллективного пользования ФГБУН «Национальный научный центр морской биологии им. А.В. Жирмунского» Дальневосточного отделения Российской академии наук за помощь в проведении рамановских исследований и лично с.н.с., к.б.н. А.А. Карпенко.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Улучшение триботехнических свойств нержавеющей стали может быть достигнуто путем создания антифрикционных покрытий. **Цель работы:** изучение структуры и износостойкости композиционных электроискровых покрытий из интерметаллидов Fe–Al с порами, заполненными C/MoS<sub>2</sub>. **Методы исследования.** В работе исследованы покрытия из интерметаллидов Fe–Al, полученных на нержавеющей стали AISI 304 методом электроискровой обработки в смеси гранул, состоящих из железа и алюминия. Было приготовлено пять смесей гранул с содержанием алюминия от 20 до 100 моль %. С целью увеличения пористости интерметаллидных покрытий они были подвергнуты травлению в 20 %-м растворе щелочи. Для заполнения пористой поверхности образцов аморфным углеродом и дисульфидом молибдена применялся метод гидротермального синтеза в два этапа: в растворе глюкозы при 160 °С и в растворе тиомочевины и молибдата натрия при 220 °С. Структуру покрытий изучали методами рентгеновского дифракционного анализа, растровой электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа и рамановской спектроскопии. Износостойкость покрытий исследовалась согласно стандарту ASTM G99–04 при сухом трении скольжения с применением контртел в виде дисков из быстрорежущей стали P6M5 на скорости 0,47 м/с при нагрузках 10 и 50 Н. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что с ростом содержания алюминия в смеси гранул фазовый состав интерметаллидных покрытий изменяется от FeAl до Fe<sub>14</sub>Al<sub>86</sub>. Показано, что травление интерметаллидных покрытий приводило к расширению поперечных трещин и возникновению пор, которые заполнялись углеродом и сульфидом молибдена. Коэффициент трения покрытий находился в диапазоне от 0,26 до 0,46. Скорость износа Fe–Al–C–MoS<sub>2</sub>-покрытий находилась в пределах 1,1...9 · 10<sup>-5</sup> мм<sup>3</sup>/Нм, что меньше чем у стали AISI 304 в 3...22,5 раз. Лучшую износостойкость ожидаемо продемонстрировали покрытия, приготовленные в среде гранул с наибольшим содержанием алюминия.

**Для цитирования:** Бурков А.А., Чигрин П.Г., Кулик М.А. Гидротермальное нанесение C/MoS<sub>2</sub> на электроискровые Fe–Al-покрытия для нержавеющей стали AISI 304 // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 59–69. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-59-69.

#### \*Адрес для переписки

Бурков Александр Анатольевич, к.ф.-м.н., с.н.с.  
 Институт материаловедения  
 Хабаровского научного центра ДВО РАН,  
 ул. Тихоокеанская, 153  
 680042, г. Хабаровск, Россия  
 Тел.: +79141618954, e-mail: burkovalex@mail.ru

## Введение

Трибологические явления играют существенную роль в безопасности, надежности и эффективности практически всех инженерных конструкций, машин и агрегатов. Для трибологи-

ческих взаимодействий только скорость износа и коэффициент трения являются двумя общими параметрами, которые в отличие от твердости, вязкости, модуля упругости не являются неотъемлемыми свойствами материалов. Скорость износа и коэффициент трения изменяются во времени с учетом множества факторов, например, материала пар трения, скорости скольжения, приложенных нагрузок и условий окружающей среды. Улучшение триботехнических свойств нержавеющей сталей может быть достигнуто путем создания защитных покрытий с повышенной твердостью, а также введением в структуру покрытия антифрикционных соединений. Твердые покрытия формируют методами цементации железа [1–4], а также внедрением других соединений с сильными ковалентными связями ( $>100$  кДж/моль) [5–8]. Недостатком такого способа улучшения триботехнического поведения является образование абразивных частиц в области трения, приводящее к повышенному износу контртел. Внедрение в структуру покрытия твердых сухих смазок позволяет избежать данного эффекта абразивного износа [9–11]. В работе [12] самосмазывающиеся  $C/WS_2$  покрытия наносились на нержавеющую сталь методом магнетронного напыления. Коэффициент трения полученных покрытий составил от 0,06 до 0,17. Однако данный метод имеет ряд существенных недостатков: низкая производительность, сложное и дорогое оборудование, необходимость поддержания вакуума, специальная подготовка поверхности подложки и пр. Кроме того, распыление сернистых соединений нежелательно, так как может приводить к повышенной коррозии используемого оборудования из-за способности серы образовывать соединения с переходными металлами и аллотропные летучие модификации, которые трудно удалять из вакуумных камер. В настоящее время наибольшее распространение получили сухие смазки на основе  $MoS_2$  в силу его низкой стоимости и высокой устойчивости к воздействию вакуума и высоких температур [13]. Так, в работе [14]  $Cu/Cu-MoS_2$ -покрытия были получены электроразрядным осаждением на быстрорежущей стали при использовании в качестве электрода медной трубки, заполненной  $MoS_2$ . Коэффициент трения полученных покрытий был сравнительно высо-

ким, что объясняется частичным разложением сульфида молибдена.

Другим подходом для формирования антифрикционных покрытий на сплавах является создание развитой поверхности, которая заполняется частицами  $MoS_2$ . Для этого используют лазерное и абразивное текстурирование или нанесение пористого керамического оксидного слоя на металле. Следует заметить, что при создании развитой поверхности настоящим способом увеличение пористости незначительно, а улучшение трибологического поведения происходит только в определенном направлении трения. Вместе с тем нанесение пористого керамического слоя позволяет существенно увеличить площадь поверхности, что приводит в первую очередь к более экономному использованию смазки вследствие ее более эффективного удержания. Лазерное текстурирование поверхности сплава с последующим нанесением  $MoS_2$  и графеноподобного углерода полировочной тканью [15] показало относительно высокий коэффициент трения, который при этом зависел от ориентации текстуры. В работе [16] керамическое покрытие наносили на стальную подложку методом плазменного напыления. Пористый керамический слой заполняли дисульфидом молибдена методом гидротермального синтеза. При этом частицы дисульфида молибдена формируются непосредственно в порах из маточного раствора, что обеспечивает высокую заполняемость и удержание смазки в покрытии. Общим недостатком использования керамического слоя является плохая адгезия керамики с металлом и образование абразивных керамических частиц в процессе трения, что вызывает повышенный износ контртел.

В настоящей работе впервые предложен метод селективного травления электроискрового интерметаллидного  $Fe-Al$ -покрытия в 20 %-м растворе КОН. За счет того что в растворе щелочи растворяется алюминий, но не железо, это обеспечивает повышенное значение площади поверхности оставшегося железного скелета. Формирование интерметаллидных покрытий предлагается методом электроискровой обработки нержавеющей стали AISI 304 в смеси гранул из железа и алюминия. Интерметаллиды  $Fe-Al$  будут служить также для придания прочности и коррозионной стойкости покрытий [17–18].

Нанесение  $C/MoS_2$  в пористую структуру будет осуществляться *in situ* гидротермальным синтезом в растворе прекурсоров ( $(NH_2)_2CS$ ,  $Na_2MoO_4$  и  $C_6H_{12}O_6$ ). Эффективность полученных покрытий будет оценена по величине скорости износа в сравнении со сталью AISI 304.

### Методика исследований

Приготовление интерметаллидных Fe–Al-покрытий осуществлялось методом электроискровой обработки в смеси гранул из железа и алюминия. Гранулы были изготовлены в форме цилиндров длиной  $4 \pm 1$  мм из прутков алюминиевого сплава 1188 и Ст3 диаметром  $4 \pm 0,5$  мм. Из этих гранул были сформированы пять смесей с разной концентрацией металлов (табл. 1). Покрытия осаждали на образцы в форме цилиндров диаметром 12 мм и высотой 10 мм из нержавеющей стали AISI 304 (табл. 2). Образец-

подложку закрепляли в центре внутренней полости стального контейнера и добавляли смесь гранул. Контейнер располагался под углом  $45^\circ$  к плоскости стола и приводился во вращение с помощью электродвигателя. Положительный потенциал от генератора импульсов подавали на контейнер, а отрицательный – на подложку. Во время прохождения разрядов контейнер вращался со скоростью 60 об/мин, катод-подложка – с аналогичной скоростью в обратном направлении. Разрядные импульсы тока прямоугольной формы имели среднюю амплитуду 110 А при напряжении 30 В. Длительность импульсов составляла 100 мкс, частота повторения – 1 кГц. Для предотвращения окисления поверхности образцов в рабочий объем контейнера подавали аргон со скоростью 10 л/мин. Покрытия осаждались в течение 10 мин. Питание на генератор импульсов, двигателя и газовый электроклапан подавалось через электротаймер, после запуска которого стартовал процесс обработки в автоматическом режиме. Механизм осаждения покрытий методом электроискровой обработки в среде гранул подробно описан в работах [19–20]. Фазовый состав полученных покрытий изучали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в  $Cu-K\alpha$  излучении. В целях идентификации линий рентгенограмм применялся программный пакет PDWin (НПП «Буревестник»).

Травление образцов выполнялось в 20 %-м растворе гидроксида калия в течение трех часов. Затем образцы трехкратно промывались в дистиллированной воде и высушивались при температуре  $120^\circ C$ . Уменьшение массы образцов контролировалось с помощью лабораторных весов с чувствительностью 0,1 мг. Гидротермальный синтез аморфного углерода и дисульфида молибдена проводился в два этапа по известной методике [16]. Образцы помещались в гидротермальную бомбу из нержавеющей стали с фторопластовой вставкой и заливались 10 вес. % раствором глюкозы. Для удаления воздуха образцы с открытым реактором подвергались кипячению в течение 10 мин, синтез проводился при температуре  $160^\circ C$  в течение 6 ч. Образцы и реактор промывали в дистиллированной воде, высушивали и заливали раствором с 2 вес. % молибдата натрия и 3,5 вес. % тиомочевины. Синтез осуществлялся при температуре  $220^\circ C$  в течение 48 ч. Структура покрытий исследовалась при

Таблица 1

Table 1

#### Обозначения электродов и покрытий в зависимости от состава исходной смеси Marking of electrodes and coatings depending on the composition of the initial mixture

Обозначение образцов	Содержание, at. %	
	Al	Fe
A20	20	80
A40	40	60
A60	60	40
A80	80	20
A100	100	0

Таблица 2

Table 2

#### Состав нержавеющей стали AISI 304 Composition of AISI 304 stainless steel

Элемент	Вес. %
C	Max 0,08
Cr	18...20
Fe	66,345...74
Mn	Max 2
Ni	8...10,5
P	Max 0,045
S	Max 0,03
Cu	Max 1

помощи растрового электронного микроскопа (СЭМ) Sigma 300 VP, оснащенного микрорентгеноспектральным анализатором (МРА) INCA Energy. Модель рамановская микроспектрометра выполнялась на приборе InVia Reflex (Renishaw, UK), совмещенным с универсальным микроскопом Leika DM2500 (Leika Germany). Параметры зонда: лазер 532 нм, мощность 5 мВт на выходе при 2000 повторах.

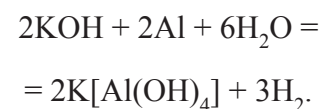
Износостойкость покрытий согласно стандарту ASTM G99–04 исследовалась при сухом трении скольжения с применением контртел в виде дисков из быстрорежущей стали Р6М5 на скорости 0,47 м/с при нагрузках 10 и 50 Н. Время испытания составляло 600 с. Износ измерялся по изменению массы образцов с чувствительностью 0,1 мг.

### Результаты и обсуждения

Результаты рентгенофазового анализа Fe–Al покрытий показывают преобладание интерметаллидов Fe–Al (рис. 1, а), причем с ростом содержания алюминия в смеси гранул состав интерметаллидов изменяется в сторону обогащения алюминием от FeAl до Fe<sub>14</sub>Al<sub>86</sub> и даже свободного алюминия. МРС-анализ покрытий

показал, что изменение состава Fe–Al смеси гранул позволяет изменять состав покрытий (рис. 1, б). Так, повышение содержания алюминия в смеси гранул с 20 до 100 ат. % приводит к его увеличению в составе покрытий с 32 до 74 ат. %. При этом содержание железа сокращается в три раза. Отклонения состава покрытий от состава смеси гранул объясняется более высокой электроискровой эрозией алюминиевых гранул по сравнению с железными из-за различия в температурах плавления. Вместе с тем, когда используются только алюминиевые гранулы, железо подложки неизбежно участвует в формировании покрытия. Кроме того, как показали наши предыдущие исследования, материал стального контейнера также может вносить железо на поверхность гранул и подложки до 4 ат. %.

В процессе травления образцов с интерметаллидными покрытиями в растворе КОН происходило удаление алюминия согласно реакции



В связи с этим алюминий из интерметаллидов переходит в раствор в виде тетрагидроксоалюмината калия, частично покидая покрытие.

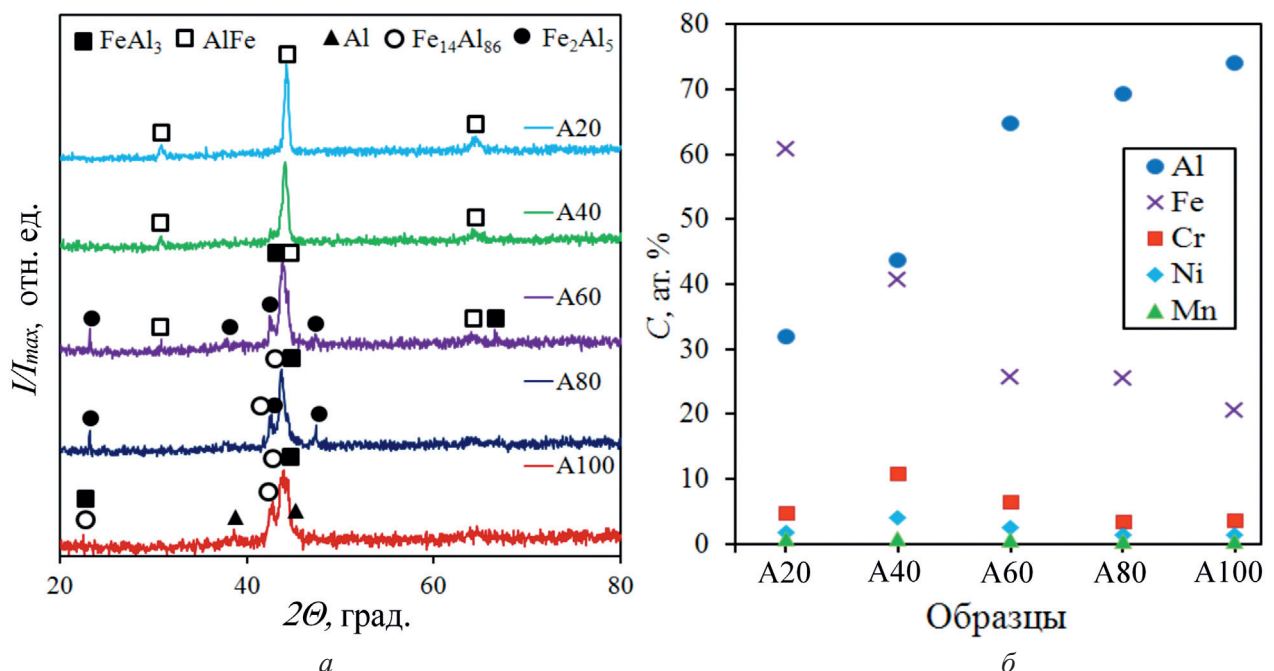


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа (а) и состав покрытий по данным МРС-анализа (б) в зависимости от концентрации алюминия в смеси гранул

Fig. 1. X-ray diffraction patterns (a) and composition of coatings according to EDS analysis (b) depending on aluminum concentration in granule mixtures



Поэтому вполне ожидаемо, что с ростом содержания алюминия в покрытиях снижалась масса образцов в результате травления (рис. 2). СЭМ-изображение поперечного сечения покрытия A100 после нанесения C/MoS<sub>2</sub> показано на рис. 3. На нем отчетливо виден слой из интерметалли-

дов Fe-Al с поперечными трещинами, доходящими до подложки, и пустотами. Возникновение трещин принято объяснять различием в коэффициентах теплового расширения покрытия и подложки в ходе многократных циклов нагрева-охлаждения материала при ЭИЛ [21]. Пустоты и трещины с повышенной шириной возникли в результате травления интерметаллидного покрытия. Трещины служили основными каналами, посредством которых электролит проникал в глубь покрытия. При этом наибольшее скопление пустот и широкие трещины наблюдаются на более темных участках покрытия, имеющих повышенное содержание алюминия.

После гидротермального синтеза трещины и пустоты заполнились аморфным углеродом и сульфидом молибдена (рис. 4, табл. 3). Картирование по молибдену и сере демонстрирует совпадение максимумов, что указывает на формирование сульфида молибдена. Серый слой на поверхности интерметаллидного покрытия толщиной 5...10 мкм состоит из C/MoS<sub>2</sub>. В составе серого слоя наблюдаются: алюминий, железо, кислород и хром. Кислород указывает на формирование оксидов железа алюминия и хрома в результате травления и автоклавирования. Вместе с тем в качестве побочного продукта

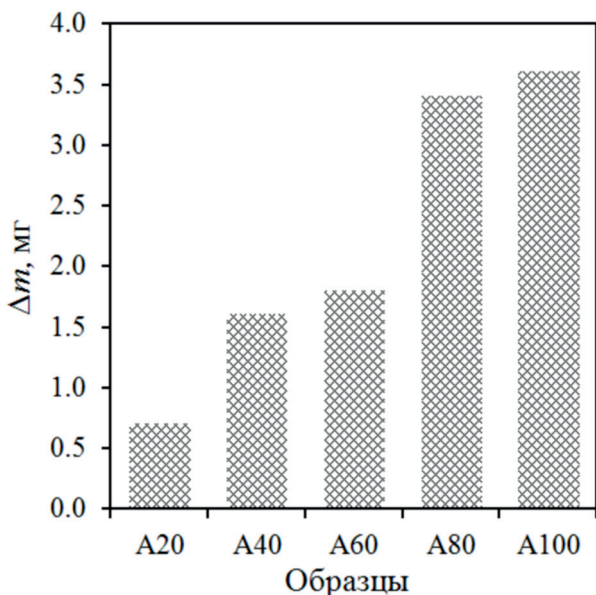


Рис. 2. Уменьшение массы образцов в результате травления  
 Fig. 2. Etched samples weight loss

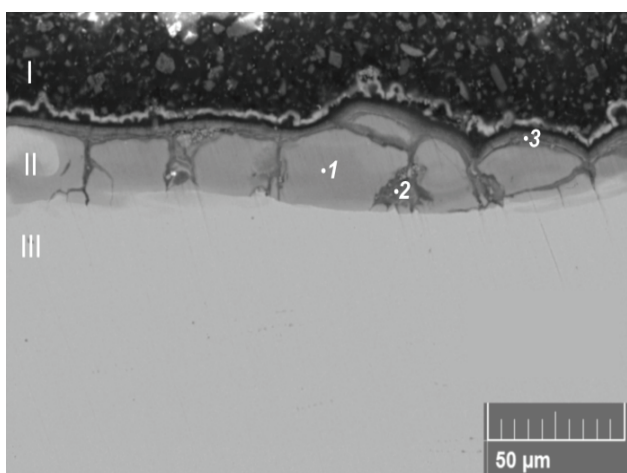


Рис. 3. Типичное СЭМ-изображение покрытия A100 после нанесения C/MoS<sub>2</sub>.  
 I – эпоксидная смола; II – Fe-Al-покрытие; III – подложка. Точками обозначены места МРС-сканирования для табл. 3

Fig. 3. Typical SEM image of A100 coating after C/MoS<sub>2</sub> application:  
 I – epoxy resin; II – Fe-Al coating; III – substrate. Dots mark the locations of the EDS scan

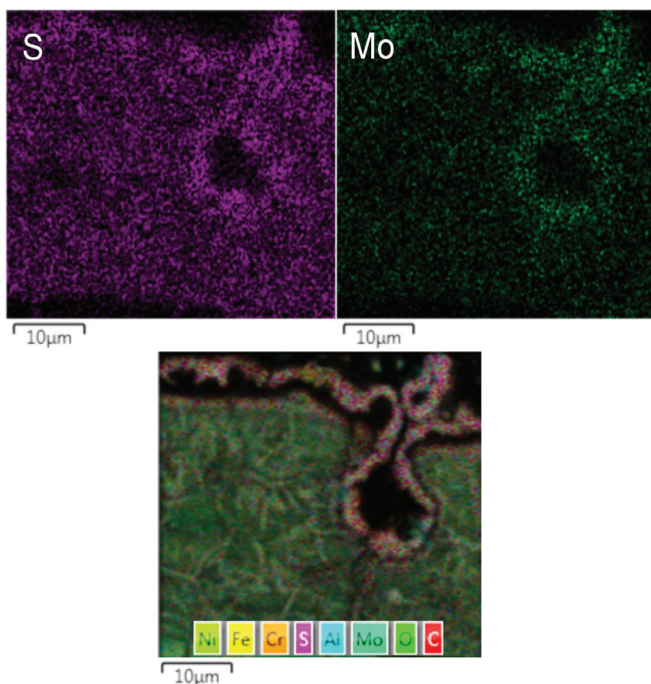


Рис. 4. Картирование локальной поры по сере и молибдену

Fig. 4. Local pore mapping for sulfur and molybdenum

Результаты MPC анализа областей сканирования покрытия A100 согласно рис. 3  
 The results of the EDS analysis of the scanning areas of the coating A100, according to fig. 3

Место сканирования	Концентрация, ат. %								
	C	O	Al	S	Cr	Fe	Mo	Mn	Ni
1	–	–	74.13	–	3.69	20.43	–	0.42	1.33
2	27.94	29.56	12.54	12.23	1.08	8.23	8.43	–	–
3	33.44	26.59	3.7	16.05	1.07	8.42	10.38	–	0.35

синтеза MoS<sub>2</sub> возможно формирование сульфидов железа. Рис. 5 показывает данные рамановской спектроскопии, четко указывающие на присутствие MoS<sub>2</sub> и углерода в покрытиях.

Результаты испытания Fe-Al-C-MoS<sub>2</sub> образцов и нержавеющей стали AISI 304 на износ в условиях сухого скольжения показаны на рис. 6. Средний коэффициент трения покрытий находился в диапазоне от 0,26 до 0,46, причем для большинства образцов он был выше при нагрузке 50 Н, чем при 10 Н. Таким образом, применение Fe-Al-C-MoS<sub>2</sub> слоев позволяет снизить коэффициент трения стали AISI 304 от 1,5 до 2,8 раз. Скорость износа образцов с покрытиями при нагрузке 10 Н находилась в пределах от 1,8 до 9 · 10<sup>-5</sup> мм<sup>3</sup>/Нм, а при 50 Н от 1,1 до 3,6 · 10<sup>-5</sup> мм<sup>3</sup>/Нм. Это меньше, чем у стали AISI 304 в 4,5...22,5 и 3...9 раз соответственно. Лучшие свойства ожидаемо продемонстрировали покрытия, приготовленные в среде гранул с наибольшим содержанием алюминия, которые после травления щелочью обладали наибольшей пористостью и, как следствие, содержали больше компонента C-MoS<sub>2</sub>.

### Выводы

Методом электроискровой обработки в смеси гранул из алюминия и железа получены интерметаллидные Fe-Al-покрытия на нержавеющей стали AISI 304. Концентрация алюминия в покрытиях возрастала при увеличении его содержания в смеси гранул. При травлении данных образцов в растворе гидроксида калия их масса снижалась соответствующим образом. В результате гидротермального синтеза в порах, трещинах и на поверхности покрытий

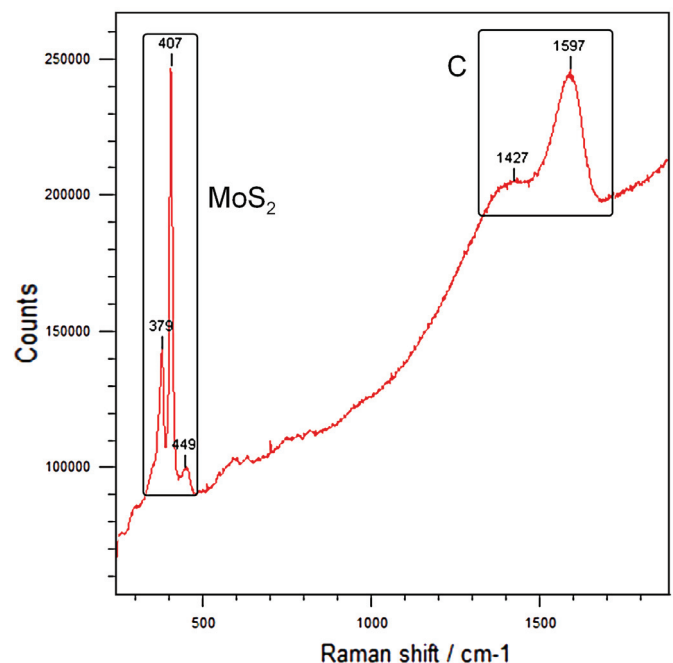


Рис. 5. Типичный рамановский спектр поверхности покрытия A20 после гидротермального синтеза  
 Fig. 5. Typical Raman spectrum of A20 coating surface after hydrothermal synthesis

образовался дисульфид молибдена и графит. Результаты испытаний показали, что полученные покрытия позволяют снизить скорость износа стали AISI 304 при сухом трении скольжения до 22 раз.

### Список литературы

1. Preparation of titanizing coating on AISI 316 stainless steel by pack cementation to mitigate surface damage: estimations of corrosion resistance and tribological behavior / N. Lin, L. Zhao, Q. Liu, J. Zou, R. Xie, S. Yuan, D. Li, L. Zhang, Z. Wang, B. Tang // Journal of Physics and Chemistry of Solids. –

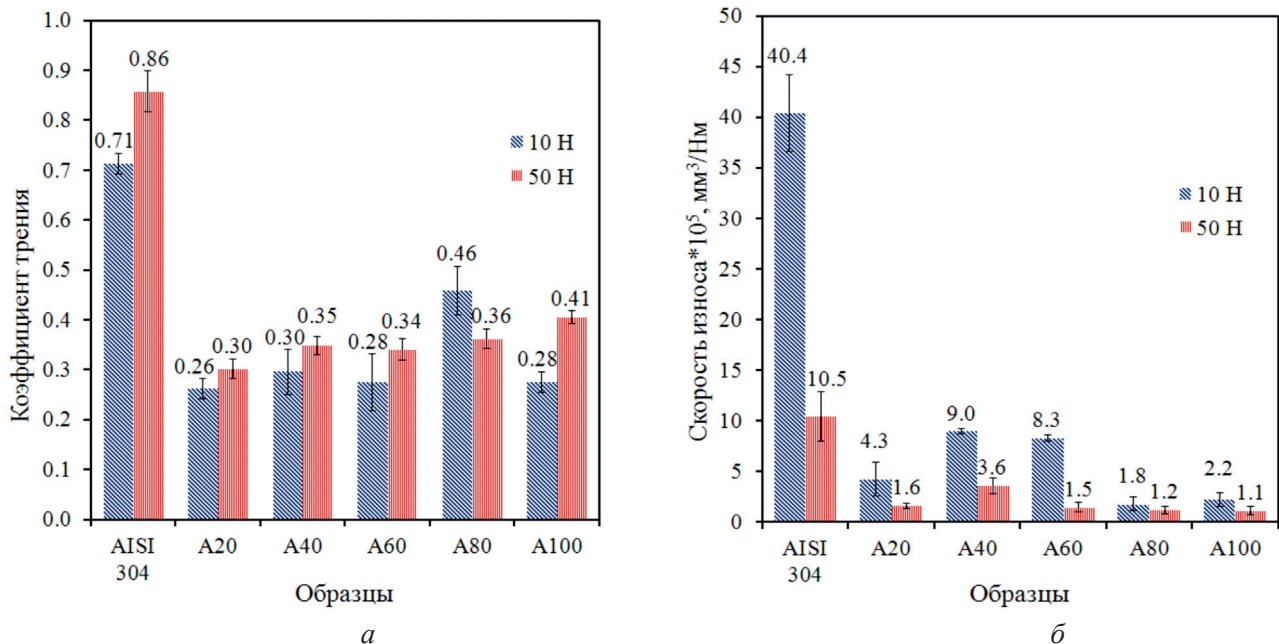


Рис. 6. Коэффициент трения (а) и скорость изнашивания (б) Fe-Al-C-MoS<sub>2</sub>-покрытий по сравнению с нержавеющей сталью AISI 304 при нагрузках 10 и 50 Н

Fig. 6. Coefficient of friction (a) and wear rate (б) of Fe-Al-C-MoS<sub>2</sub> coatings compared to stainless steel AISI 304 under loads of 10 and 50 N

2019. – Vol. 129. – P. 387–400. – DOI: 10.1016/j.jpms.2019.01.029.

2. Properties and tribological performance of ceramic-base chromium and vanadium carbide composite coatings / A. Günen, B. Kurt, P. Milner, M.S. Gök // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2019. – Vol. 81. – P. 333–344. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.03.019.

3. *Ebrahimifar H.* Microstructure and oxidation behavior of cobalt diffusional coating fabricated on AISI 429 stainless steel // Oxidation of Metals. – 2019. – Vol. 91. – P. 417–435. – DOI: 10.1007/s11085-019-09889-y.

4. *Perminov A.E., Ignatov M.G., Prokof'ev E.Yu.* Rapid monitoring of the hardened-layer depth on a steel part // Russian Engineering Research. – 2019. – Vol. 39. – P. 394–395. – DOI: 10.3103/S1068798X19050162.

5. Cold sprayed WC reinforced maraging steel 300 composites: microstructure characterization and mechanical properties / C. Chen, Y. Xie, X. Yan, R. Huang, M. Kuang, W. Ma, R. Zhao, J. Wang, M. Liu, Z. Ren, H. Liao // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 785. – P. 499–511. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.135.

6. *Abu-warda N., López A.J., Utrilla M.V.* High temperature corrosion and wear behavior of HVOF-sprayed coating of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NiAl on AISI 304 stainless steel // Surface and Coatings Technology. – 2019. – Vol. 359. – P. 35–46. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.047.

7. Effect of LaB<sub>6</sub> addition on the microstructure and properties of (Ti3Al + TiB)/Ti composites by laser cladding // Materials and Design. – 2019. – Vol. 181. – P. 107959. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107959.

8. Fabrication of Fe-based composite coatings reinforced by TiC particles and its microstructure and wear resistance of 40Cr gear steel by low energy pulsed laser cladding / Z. Zhang, X. Wang, Q. Zhang, Y. Liang, L. Ren, X. Li // Optics and Laser Technology. – 2019. – Vol. 119. – P. 105622. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105622.

9. *Furlan K.P., Mello J.D.B. De, Klein A.N.* Self-lubricating composites containing MoS<sub>2</sub>: a review // Tribology International. – 2018. – Vol. 120. – P. 280–298. – DOI: 10.1016/j.triboint.2017.12.033.

10. Dry sliding 10 wear behavior of SS316L composites containing h-BN and MoS<sub>2</sub> solid lubricants / S. Mahathanabodee, T. Palathai, S. Raadnuai, R. Tong Sri, N. Sombatsompop // Wear. – 2014. – Vol. 316. – P. 37–48. – DOI: 10.1016/j.wear.2014.04.015.

11. Tribological behavior of coppermolybdenum disulfide composites / J.K. Xiao, W. Zhang, L.M. Liu, L. Zhang, C. Zhang // Wear. – 2017. – Vol. 384–385. – P. 61–71. – DOI: 10.1016/j.wear.2017.05.006.

12. Superior lubrication of dense/porous-coupled nanoscale C/WS<sub>2</sub> multilayer coating on ductile substrate / S. Xu, Y. Liu, M. Gao, K.-H. Kang, D.-G. Shin, D.-E. Kim // Applied Surface Science. – 2019. – Vol. 476. – P. 724–732. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.01.170.

13. Characterization and frictional behavior of nanostructured Ni-W-MoS<sub>2</sub> composite coatings / M.F. Cardinal, P.A. Castro, J. Baxi, H. Liang, F.J. Williams // *Surface and Coatings Technology*. – 2009. – Vol. 204. – P. 85–90. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.06.037.
14. Cao T., Lei S., Zhang M. The friction and wear behavior of Cu/Cu-MoS<sub>2</sub> self-lubricating coating prepared by electrospark deposition // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 270. – P. 24–32. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.023.
15. Tribological behaviour of laser textured Ti6Al4V alloy coated with MoS<sub>2</sub> and graphene / M.A. Arenas, J.I. Ahuir-Torres, I. García, H. Carvajal, J. de Damborenea // *Tribology International*. – 2018. – Vol. 128. – P. 240–247. – DOI: 10.1016/j.triboint.2018.07.031.
16. YSZ/MoS<sub>2</sub> self-lubricating coating fabricated by thermal spraying and hydrothermal reaction / S. Li, X. Zhao, Y. An, D. Liu, H. Zhou, J. Chen // *Ceramics International*. – 2018. – Vol. 44. – P. 17864–17872. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.06.258.
17. Wang W., Wang D., Han F. Improvement of corrosion resistance of twinning-induced plasticity steel by hot-dipping aluminum with subsequent thermal diffusion treatment // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 248. – P. 60–64. – DOI: 10.1016/j.matlet.2019.04.001.
18. Yürektürk Y., Baydoğan M. Effect of aluminizing and austempering processes on structural, mechanical and wear properties of a SSF ductile iron // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – P. 016550. – DOI: 10.1088/2053-1591/aae804.
19. Burkov A.A., Pyachin S.A. Formation of WC-Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 80. – P. 109–115. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.008.
20. Burkov A.A., Chigrin P.G. Effect of tungsten, molybdenum, nickel and cobalt on the corrosion and wear performance of Fe-based metallic glass coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 351. – P. 68–77. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.07.078.
21. Salmaliyan M., Malek Ghaeni F., Ebrahimnia M. Effect of electro spark deposition process parameters on WC-Co coating on H13 steel // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 321. – P. 81–89. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.04.04.

## Конфликт интересов

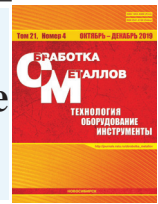
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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)





## Hydrothermal Deposition of C/MoS<sub>2</sub> on Electrospark Fe-Al Coatings for AISI 304 Stainless Steel

Alexander Burkov<sup>a,\*</sup>, Pavel Chigrin<sup>b</sup>, Maria Kulik<sup>c</sup>

Institute for Material Studies, Khabarovsk Scientific Center, Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences, 153 Tikhookeanskaya st., Khabarovsk, 680042, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  burkovalex@mail.ru, <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1560-489X>,  pal\_chig@mail.ru,

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  marijka80@mail.ru

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 19 July 2019

Revised: 20 August 2019

Accepted: 14 September 2019

Available online: 15 December 2019

#### Keywords:

Stainless steel AISI 304

Coating

Electrospark deposition

Iron aluminide

Hydrothermal synthesis

Molybdenum sulfide

Wear resistance

#### Funding

The study is supported by the Khabarovsk Territory Government (Decree No. 476-rp of June 10, 2019).

#### Acknowledgements

The authors are grateful to the Center for Collective Use of the "National Research Center for Marine Biology named after A.V. Zhirmunsky" Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences for help in conducting Raman studies and personally senior scientist, candidate of biological sciences A.A. Karpenko.

### ABSTRACT

**Introduction.** Improving the tribological properties of stainless steels can be achieved by creating anti-friction coatings. **The purpose of the work** is a research of the structure and wear resistance of composite electrospark coatings made of Fe-Al intermetallic compounds with pores filled with C/MoS<sub>2</sub>. **Methods.** In this work, the coatings of Fe-Al intermetallic compounds are obtained on AISI 304 stainless steel by the method of electrospark deposition in a mixture of granules consisting of iron and aluminum. Five mixtures of granules with aluminum content from 20 to 100 mol % are prepared. In order to increase the porosity of intermetallic coatings, it was etched in a 20% alkali solution. To fill the porous surface of samples with amorphous carbon and molybdenum disulfide, the method of hydrothermal synthesis is applied in two stages: in a glucose solution at 160 °C, and in a solution of thiourea and sodium molybdate at 220 °C. The structure of the coatings is studied by X-ray diffraction analysis, scanning electron microscopy, X-ray microanalysis and Raman spectroscopy. The wear resistance of the coatings is investigated according to ASTM G99-04 technique with dry sliding friction using counter bodies in the form of disks made of high-speed steel R6M5 at a speed of 0.47 m/s under loads of 10 and 50 N. **Results and discussion.** It is established that with an increase of the aluminum content in the granules mixture, the phase composition of intermetallic coatings changes from FeAl to Fe<sub>14</sub>Al<sub>86</sub>. It is shown that the etching of intermetallic coatings is accompanied by the expansion of transverse cracks and the appearance of pores that further are filled with carbon and with molybdenum disulfide. Friction coefficient is in range of 0.26-0.46. The wear rate of Fe-Al-C-MoS<sub>2</sub> coatings is in the range of 1.1-9 · 10<sup>-5</sup> mm<sup>3</sup>/Nm, which is 3-22.5 times lower than one of AISI 304 steel. The best wear resistance is expectedly demonstrated by coatings prepared in the medium of granules with the highest aluminum content.

**For citation:** Burkov A.A., Chigrin P.G., Kulik M.A. Hydrothermal deposition of C/MoS<sub>2</sub> on electrospark Fe-Al coatings for AISI 304 stainless steel. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 59–69. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-59-69. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Burkov Alexander A., Ph.D. (Physics and Mathematics),  
 Institute for Material Studies, Khabarovsk Scientific Center,  
 Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences,  
 153 Tikhookeanskaya st.,  
 680042, Khabarovsk, Russian Federation  
**Tel.:** +79141618954, **e-mail:** burkovalex@mail.ru

## References

1. Lin N., Zhao L., Liu Q., Zou J., Xie R., Yuan S., Li D., Zhang L., Wang Z., Tang B. Preparation of titanizing coating on AISI 316 stainless steel by pack cementation to mitigate surface damage: estimations of corrosion resistance and tribological behavior. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2019, vol. 129, pp. 387–400. DOI: 10.1016/j.jpcs.2019.01.029.
2. Günen A., Kurt B., Milner P., Gök M.S. Properties and tribological performance of ceramic-base chromium and vanadium carbide composite coatings. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, vol. 81, pp. 333–344. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.03.019.
3. Ebrahimifar H. Microstructure and oxidation behavior of cobalt diffusional coating fabricated on AISI 429 stainless steel. *Oxidation of Metals*, 2019, vol. 91, pp. 417–435. DOI: 10.1007/s11085-019-09889-y.
4. Perminov A.E., Ignatov M.G., Prokof'ev E.Yu. Rapid monitoring of the hardened-layer depth on a steel part. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39, pp. 394–395. DOI: 10.3103/S1068798X19050162.
5. Chen C., Xie Y., Yan X., Huang R., Kuang M., Ma W., Zhao R., Wang J., Liu M., Ren Z., Liao H. Cold sprayed WC reinforced maraging steel 300 composites: microstructure characterization and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 785, pp. 499–511. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.135.
6. Abu-warda N., López A.J., Utrilla M.V. High temperature corrosion and wear behavior of HVOF-sprayed coating of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -NiAl on AISI 304 stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 359, pp. 35–46. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.047.
7. Feng Y., Feng K., Yao C., Li Z. Effect of  $\text{LaB}_6$  addition on the microstructure and properties of (Ti3Al + TiB)/Ti composites by laser cladding. *Materials and Design*, 2019, vol. 181, p. 107959. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107959.
8. Zhang Z., Wang X., Zhang Q., Liang Y., Ren L., Li X. Fabrication of Fe-based composite coatings reinforced by TiC particles and its microstructure and wear resistance of 40Cr gear steel by low energy pulsed laser cladding. *Optics and Laser Technology*, 2019, vol. 119, p. 105622. DOI: 10.1016/j.optlastec.2019.105622.
9. Furlan K.P., Mello J.D.B. De, Klein A.N. Self-lubricating composites containing  $\text{MoS}_2$ : a review. *Tribology International*, 2018, vol. 120, pp. 280–298. DOI: 10.1016/j.triboint.2017.12.033.
10. Mahathanabodee S., Palathai T., Raadnuai S., Tongsri R., Sombatsompop N. Dry sliding 10 wear behavior of SS316L composites containing h-BN and  $\text{MoS}_2$  solid lubricants. *Wear*, 2014, vol. 316, pp. 37–48. DOI: 10.1016/j.wear.2014.04.015.
11. Xiao J.K., Zhang W., Liu L.M., Zhang L., Zhang C. Tribological behavior of coppermolybdenum disulfide composites. *Wear*, 2017, vol. 384–385, pp. 61–71. DOI: 10.1016/j.wear.2017.05.006.
12. Xu S., Liu Y., Gao M., Kang K.-H., Shin D.-G., Kim D.-E. Superior lubrication of dense/porous-coupled nanoscale C/ $\text{WS}_2$  multilayer coating on ductile substrate. *Applied Surface Science*, 2019, vol. 476, pp. 724–732. DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.01.170.
13. Cardinal M.F., Castro P.A., Baxi J., Liang H., Williams F.J. Characterization and frictional behavior of nanostructured Ni-W- $\text{MoS}_2$  composite coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2009, vol. 204, pp. 85–90. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.06.037.
14. Cao T., Lei S., Zhang M. The friction and wear behavior of Cu/Cu- $\text{MoS}_2$  self-lubricating coating prepared by electrospark deposition. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 270, pp. 24–32. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.03.023.
15. Arenas M.A., Ahuir-Torres J.I., García I., Carvajal H., Damborenea J. de. Tribological behaviour of laser textured Ti6Al4V alloy coated with  $\text{MoS}_2$  and graphene. *Tribology International*, 2018, vol. 128, pp. 240–247. DOI: 10.1016/j.triboint.2018.07.031.
16. Li S., Zhao X., An Y., Liu D., Zhou H., Chen J. YSZ/ $\text{MoS}_2$  self-lubricating coating fabricated by thermal spraying and hydrothermal reaction. *Ceramics International*, 2018, vol. 44, pp. 17864–17872. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.06.258.
17. Wang W., Wang D., Han F. Improvement of corrosion resistance of twinning-induced plasticity steel by hot-dipping aluminum with subsequent thermal diffusion treatment. *Materials Letters*, 2019, vol. 248, pp. 60–64. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.04.001.



18. Yürektürk Y., Baydoğan M. Effect of aluminizing and austempering processes on structural, mechanical and wear properties of a SSF ductile iron. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6, p. 016550. DOI: 10.1088/2053-1591/aae804.

19. Burkov A.A., Pyachin S.A. Formation of WC-Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition. *Materials and Design*, 2015, vol. 80, pp. 109–115. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.008.

20. Burkov A.A., Chigrin P.G. Effect of tungsten, molybdenum, nickel and cobalt on the corrosion and wear performance of Fe-based metallic glass coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 351, pp. 68–77. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.07.078.

21. Salmaliyan M., Malek Ghaeni F., Ebrahimnia M. Effect of electro spark deposition process parameters on WC-Co coating on H13 steel. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 321, pp. 81–89. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.04.04.

## Conflicts of Interest

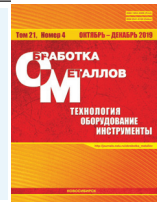
The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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 лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава

Роман Саврай<sup>1, а\*</sup>, Ирина Малыгина<sup>1, б</sup>, Алексей Макаров<sup>1, 2, 3, с</sup>, Алевтина Осинцева<sup>1, д</sup>,  
 Светлана Роговая<sup>1, е</sup>, Юрий Колобылин<sup>1, ф</sup>

<sup>1</sup> Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

<sup>2</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9873-3621>, [ras@imach.uran.ru](mailto:ras@imach.uran.ru), <sup>б</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9463-1473>, [malygina@imach.uran.ru](mailto:malygina@imach.uran.ru),

<sup>с</sup> <http://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, [avm@imp.uran.ru](mailto:avm@imp.uran.ru), <sup>д</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0043-8435>, [osintseva@imach.uran.ru](mailto:osintseva@imach.uran.ru),

<sup>е</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3895-7284>, [rogovaya@imach.uran.ru](mailto:rogovaya@imach.uran.ru), <sup>ф</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7831-2624>, [uramk@mail.ru](mailto:uramk@mail.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92:620.178

#### История статьи:

Поступила: 01 августа 2019  
 Рецензирование: 26 сентября 2019  
 Принята к печати: 07 октября 2019  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Литейный алюминиевый сплав  
 Лазерное легирование  
 Микроструктура  
 Фазовый состав  
 Микротвердость  
 Микроиндентирование  
 Абразивная износостойкость  
 Разгаростойкость

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-1-40) в части исследованных материалов и способов их обработки и в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4 и ИФМ УрО РАН по теме № АААА- А18-118020190116-6 в части измерений микромеханических характеристик и оценки сопротивления упругопластическому деформированию. Электронная сканирующая микроскопия и микромеханические испытания выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Использование технологий лазерного модифицирования является актуальным и перспективным способом повышения свойств поверхности алюминиевых сплавов. Большой интерес вызывает лазерное легирование алюминиевых сплавов, которое способствует повышению их коррозионной стойкости, механических свойств и износостойкости в условиях адгезионного и абразивного изнашивания. **Цель работы:** исследование возможности повышения физико-механических свойств литейного алюминиевого сплава АК7ч путем лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti (смесь № 1) и Si–Cu (смесь № 2), нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок. Лазерное легирование поверхности образцов проводили на CO<sub>2</sub>-лазере непрерывного действия с длиной волны излучения  $\lambda = 10,6$  мкм. **Методы исследования.** Оптическая и сканирующая электронная микроскопия, энергодисперсионный микроанализ, рентгеноструктурный фазовый анализ, измерение микротвердости, инструментированное микроиндентирование, испытания на абразивную износостойкость и разгаростойкость. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что в результате лазерного легирования на поверхности образцов сплава АК7ч формируются легированные слои глубиной  $h = 3,5 \dots 4,0$  мм. Легированные слои имеют дендритно-ячеистую структуру, основными структурными составляющими которой являются твердый раствор  $\alpha$ -Al и сетка эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек. В структуре легированных слоев также присутствует интерметаллид CuAl<sub>2</sub> с размером частиц 1...5 мкм. Лазерное легирование повышает микротвердость сплава АК7ч от 90 до 125 HV<sub>0,025</sub> при легировании смесью № 1 и до 100 HV<sub>0,025</sub> при легировании смесью № 2. По данным микроиндентирования легированные слои характеризуются повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров  $R_e$  в 1,2...1,38 раза,  $H_{IT}/E^*$  в 1,33...1,67 раза и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  в 2,14...3,71 раза. Испытания на износостойкость в условиях абразивного изнашивания показали, что лазерное легирование приводит к некоторому росту интенсивности изнашивания  $Ih$  (снижению износостойкости) алюминиевого сплава АК7ч от  $(1,49 \pm 0,09)10^{-3}$  до  $(1,82 \pm 0,06)10^{-3}$  при легировании смесями № 1 и 2. Однако лазерное легирование сплава АК7ч приводит к повышению его разгаростойкости, что выражается в уменьшении количества и размеров термических трещин.

**Для цитирования:** Влияние лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu на структуру и свойства литейного алюминиевого сплава / Р.А. Саврай, И.Ю. Малыгина, А.В. Макаров, А.Л. Осинцева, С.А. Роговая, Ю.М. Колобылин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 70–84. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-70-84.

#### \*Адрес для переписки

Саврай Роман Анатольевич, к.т.н., зав. лабораторией  
 Институт машиноведения УрО РАН,  
 ул. Комсомольская, 34,  
 620049, г. Екатеринбург, Россия  
 Тел.: 8 (343) 362-30-14, e-mail: [ras@imach.uran.ru](mailto:ras@imach.uran.ru)



## Введение

Алюминиевые сплавы находят широкое применение в различных отраслях машиностроения, особенно в транспортном машиностроении [1]. Непрерывно возрастает интерес к использованию алюминиевых сплавов (в частности силуминов [2, 3]) в качестве материала для блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы бензиновых и дизельных двигателей внутреннего сгорания. По сравнению с традиционно применяемыми блоками цилиндров из серого чугуна блоки из алюминиевых сплавов имеют ряд преимуществ: наряду с малым удельным весом они обладают высоким удельным модулем упругости, хорошей теплопроводностью, что обеспечивает значительную разгрузку термически нагруженных зон. Вследствие меньшей массы блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы снижается потребление горючего и соответственно выброс вредных веществ [4]. При этом для повышения сопротивления различным видам усталостного разрушения и изнашивания детали из алюминиевых сплавов подвергают поверхностному модифицированию. Примером является применяемая с 80-х годов XX века технология лазерного оплавления поверхности головок блоков цилиндров из литейных сплавов АК9ч и АК7ч, которая позволила увеличить долговечность в процессе эксплуатации за счет изменения морфологии эвтектического кремния и образования мелкодисперсных интерметаллидных фаз, связывающих кремний в сложные соединения. Такой эффект стал возможен благодаря высоким скоростям нагрева и охлаждения при лазерном плавлении [5].

Анализ современной литературы также свидетельствует об актуальности и перспективности повышения свойств поверхности алюминиевых сплавов с использованием технологий лазерного модифицирования, которые предлагается использовать для обработки различных деталей [6–11]. Дальнейшее улучшение комплекса физико-механических свойств алюминиевых сплавов может быть достигнуто за счет изменения химического состава поверхностного слоя [12]. В частности, большой интерес вызывает лазерное легирование алюминиевых сплавов,

которые легируют как отдельными неметаллическими и металлическими элементами, например кремнием, бором, железом, никелем, хромом, кобальтом, молибденом [13–16], так и смесями этих элементов, различными соединениями и сплавами [17–26]. При этом в литературе отмечается повышение коррозионной стойкости [15], механических свойств [13, 23] и износостойкости в условиях адгезионного и абразивного изнашивания [16, 24–26], подвергнутых лазерному легированию, алюминиевых сплавов по сравнению со сплавами без лазерного легирования. Поэтому целью данной работы стало исследование возможности повышения физико-механических свойств литейного алюминиевого сплава АК7ч путем лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu, нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок, что упрощает проведение обработки. Выбор составов порошковых смесей обусловлен предположением, что при таком легировании возможно выделение дисперсных интерметаллидов  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Al}_3\text{Ti}$ , аналогичных образующимся в высокопрочных сплавах АЛ4М и В124, и фаз, содержащих цинк, аналогичных образующимся в сплаве В95 [27].

## Методика исследований

Лазерному легированию подвергали доэвтектический литейный алюминиевый сплав АК7ч по ГОСТ 1583–93 системы Al–Si–Mg (силумин) промышленной плавки, химический состав которого представлен в табл. 1. Химический состав сплава определяли с использованием оптического эмиссионного спектрометра «SPECTROMAXx F».

Составы легирующих обмазок представлены в табл. 2. Легирующие обмазки состоят из порошковой смеси легирующих элементов и связующего вещества. В качестве связующего вещества использовали смесь, содержащую 70 об. % водного раствора декстрина (13 %  $(\text{C}_6\text{H}_{10}\text{O}_5)_n$ –87 %  $\text{H}_2\text{O}$ ) и 30 об. % натриевого жидкого стекла  $\text{Na}_2\text{O}(\text{SiO}_2)_n$ . Данная смесь на основе декстрина характеризуется малым сухим остатком и не оказывает влияния на состав легированных слоев, а также обеспечивает хорошую адгезию легирующей обмазки с поверхностью образцов [10].

Таблица 1

Table 1

**Химический состав сплава АК7ч, мас. %**  
**Chemical composition of the aluminum alloy, wt %**

Основные элементы			Примеси									
Al	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Zn	Ni	Co	Pb	Sn	Bi	Ti+Zr
осн.	6,34	0,32	0,25	0,006	0,012	0,03	0,02	0,009	0,002	0,003	0,012	0,02

Таблица 2

Table 2

**Составы порошковых смесей и легирующих обмазок для лазерного легирования сплава АК7ч**  
**The compositions of the powder blends and doping coatings for laser alloying of the aluminum alloy**

Номер смеси	Состав порошковой смеси, мас. %	Состав легирующей обмазки
1	71 Cu + 23 Zn + 6 Ti	5,9 г порошка + 2 мл связующего вещества
2	83 Si + 17 Cu	3,2 г порошка + 2 мл связующего вещества

Легирующие обмазки наносили на поверхность образцов алюминиевого сплава АК7ч в виде слоев толщиной 0,3 мм. После нанесения обмазок образцы высушивали до полного удаления воды; для этого использовали образцы призматической формы сечением 20×20 мм и длиной 40 мм.

Лазерное легирование поверхности образцов с нанесенными легирующими обмазками с оплавлением поверхности проводили на CO<sub>2</sub>-лазере Trumpf Lasercell 1005 непрерывного действия с длиной волны излучения  $\lambda = 10,6$  мкм при мощности излучения  $P = 5,0$  кВт (рис. 1) по центру образца вдоль длинной стороны с параметрами, представленными в табл. 3. Параметры лазерного легирования выбирали таким образом, чтобы обеспечить расплавление нанесенной обмазки и поверхностного слоя алюминиевого сплава, а также формирование достаточно глубоких (до нескольких миллиметров) легированных слоев. Защиту зоны обработки от выгорания легирующих элементов и окисления поверхности в процессе лазерного легирования осуществляли применением защитного газа аргона, который подавался в зону обработки через трубчатое сопло.

Микроструктуру сплава АК7ч до и после лазерного легирования, а также распределение элементов по глубине поверхностного слоя изучали методом сканирующей электронной ми-

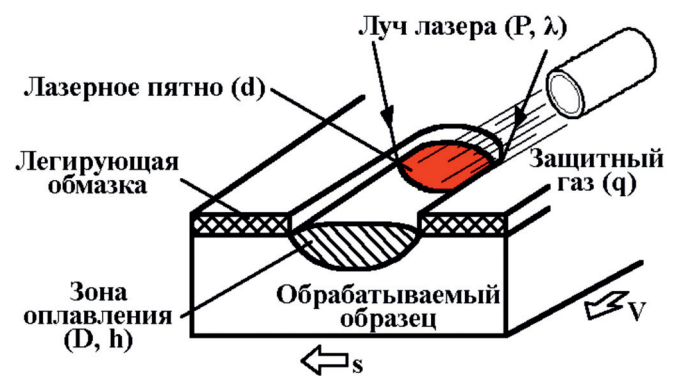


Рис. 1. Схема лазерного легирования с оплавлением поверхности:

$P$  – мощность лазерного излучения;  $\lambda$  – длина волны лазерного излучения;  $d$  – диаметр лазерного пятна на поверхности образца;  $V$  – скорость перемещения образца;  $s$  – смещение между проходами лазерного луча;  $q$  – расход защитного газа;  $D$  – ширина зоны оплавления;  $h$  – глубина зоны оплавления

Fig. 1. Scheme of laser alloying with surface melting:

$P$  is the radiation power;  $\lambda$  is the laser emission wavelength;  $d$  is the laser spot diameter on the specimen surface;  $V$  is the specimen velocity;  $s$  is the offset between laser beam passes;  $q$  is the protective gas flow;  $D$  is the width of the molten zone;  $h$  is the depth of the molten zone

кроскопии (СЭМ) с применением микроскопа Tescan VEGA II XMU с системой рентгеновского энергодисперсионного (ЭДС) микроанализа INCA ENERGY 450. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в CrK<sub>α</sub>-излучении.

**Параметры лазерного легирования алюминиевого сплава АК7ч**  
**Laser alloying parameters of the aluminum alloy**

Номер смеси	Диаметр лазерного пятна, $d$ , мм	Скорость перемещения, $V$ , м/мин	Количество проходов	Смещение между проходами, $s$ , мм	Расход защитного газа, $q$ , л/мин
1	6	0,5	2	4	10
2	6	0,4	2	4	10

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка определяли на приборе Shimadzu HMV-G21DT при нагрузке 0,245 Н, скорости нагружения 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с. Инструментированное микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,245 Н, времени нагружения 20 с, выдержке при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с [28]. Согласно стандарту ISO 14577 [29] определяли максимальную глубину вдавливания индентора  $h_{\max}$  и остаточную глубину вдавливания индентора после снятия нагрузки  $h_p$ , контактный модуль упругости  $E^*$  ( $E^* = E/(1-\nu^2)$ , где  $E$  – модуль Юнга;  $\nu$  – коэффициент Пуассона), твердость вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ , твердость по Мартенсу  $HM$ , работу обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$  и общую механическую работу вдавливания  $W_t$ . На основе измеряемых при индентировании характеристик рассчитывали следующие параметры: отношение твердости вдавливания к контактному модулю упругости  $H_{IT}/E^*$ , [30], упругое восстановление  $R_e = (h_{\max} - h_p)/h_{\max} \cdot 100\%$  [31, 32] и степенное отношение  $H_{IT}^3/E^{*2}$  [33], характеризующие способность материала сопротивляться упругопластическому деформированию. Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирования по 10 измерениям определяли с доверительной вероятностью  $p = 0,95$ .

Испытания на абразивную износостойкость образцов сплава АК7ч в исходном состоянии и после лазерного легирования проводили на

лабораторной трибологической установке по схеме «палец–пластина» при возвратно-поступательном скольжении поверхности образцов размером 7×7 мм по закрепленному абразиву электрокорунда зернистостью 160 мкм (шлифовальная шкурка 14A16H ГОСТ 6456–82), при нагрузке на образец  $N = 29,4$  Н (3 кгс) и со средней скоростью скольжения  $v = 0,18$  м/с. Общий путь трения для одного испытания составил  $L = 8$  м. Количество испытаний для каждого состояния поверхности (до лазерного легирования и после легирования порошковыми смесями различного состава) составило 8–10. Интенсивность абразивного изнашивания определяли по формуле  $Ih = Q/\rho SL$ , где  $Q$  – потери массы образца, г;  $\rho$  – плотность материала образца, которую принимали равной 2,66 г/см<sup>3</sup>;  $S$  – геометрическая площадь контакта, см<sup>2</sup>;  $L$  – общий путь трения, см [34].

Исследование разгаростойкости проводили на лазерной установке импульсного действия «Квант 16» при мощности излучения 30 Вт и диаметре пятна 1 мм. Количество термических циклов нагрева и охлаждения составляло 200, 400 и 600.

### Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлена микроструктура сплава АК7ч в исходном литом состоянии.

Она состоит из дендритов твердого раствора  $\alpha$ -Al и сетки крупных эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек. Размер дендритных ячеек составляет  $d_\alpha = 50 \dots 190$  мкм, размер кристаллов кремния  $d_{Si} = 5 \dots 30$  мкм [10].

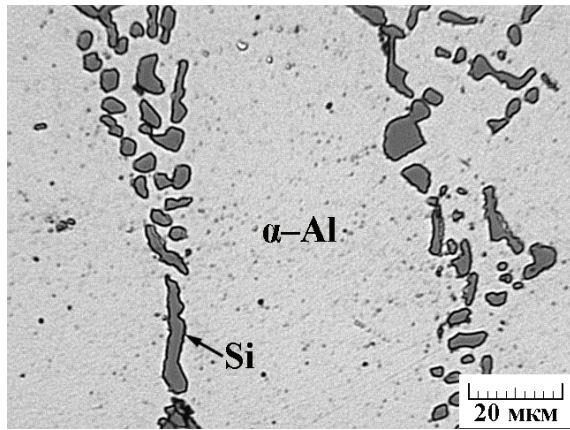


Рис. 2. Микроструктура алюминиевого сплава АК7ч (оптическая микроскопия) в исходном литом состоянии

Fig. 2. Microstructure of the aluminum alloy (optical microscopy) in the initial as-cast state

В результате лазерного легирования порошковыми смесями различного состава (см. табл. 2 и 3) на поверхности образцов сплава АК7ч формируются легированные слои глубиной  $h = 3,5 \dots 4,0$  мм (рис. 3, а, б). Легированные слои имеют дендритно-ячеистую структуру, основными структурными составляющими которой являются твердый раствор  $\alpha$ -Al и сетка эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек (рис. 3, в, г). Лазерное легирование, как и лазерная термическая обработка [10], приводит к существенному измельчению структуры. Размер дендритных ячеек  $\alpha$ -Al уменьшился от  $50 \dots 190$  до  $5,0 \dots 60,0$  мкм, размер кристаллов кремния уменьшился от  $5 \dots 30$  до  $0,5 \dots 2,0$  мкм. При этом в слое, легированном смесью № 2 с содержанием 83 мас. % кремния (см. табл. 2),

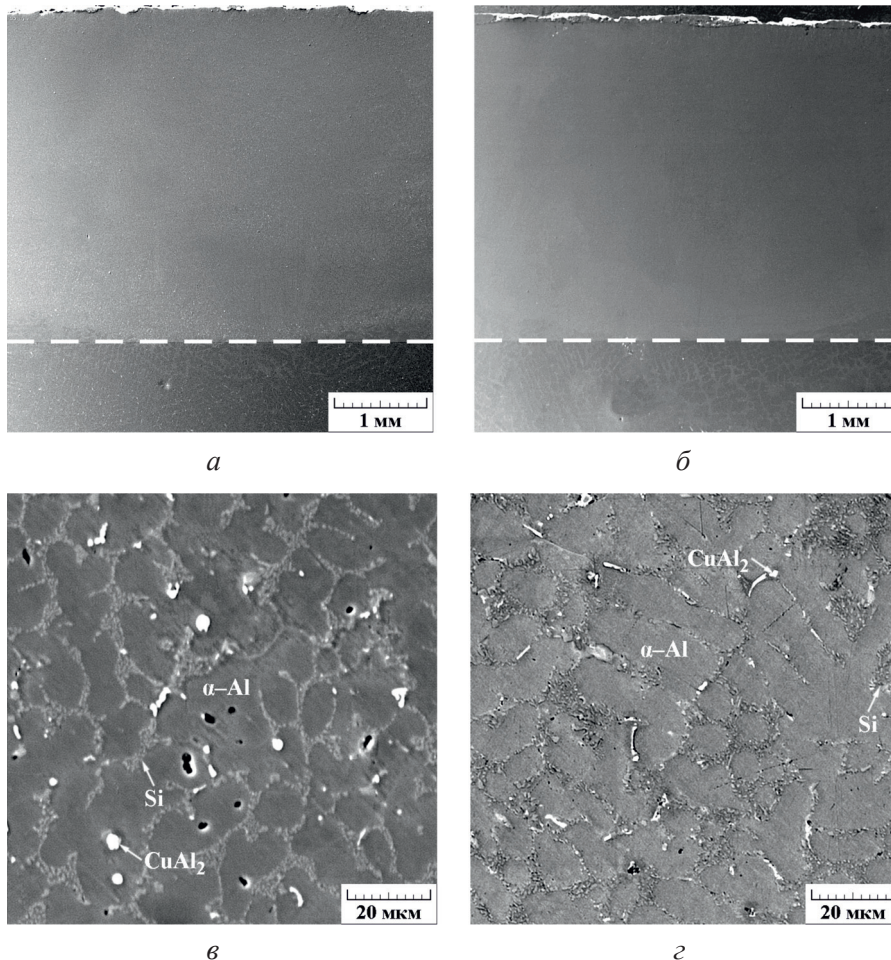


Рис. 3. Общий вид (а, б) и микроструктура (в, г) алюминиевого сплава АК7ч (сканирующая электронная микроскопия) после лазерного легирования порошковыми смесями № 1 (а, в) и 2 (б, г). Пунктирной линией обозначена глубина легированного слоя

Fig. 3. General view (a, b) and microstructure (c, d) of the aluminum alloy (scanning electron microscopy) after laser alloying with the powder blends no. 1 (a, c) and 2 (b, d). The dashed line shows the depth of the alloyed layer

площадь участков эвтектики больше, чем в слое, легированном не содержащей кремний смесью № 1 (см. рис. 3, в, з).

Кроме основных фаз ( $\alpha$ -Al, Si), характерных для сплава АК7ч [10], в структуре легированных слоев присутствует интерметаллид  $\text{CuAl}_2$ , о чем свидетельствуют рентгеновские дифрактограммы поверхности (рис. 4, а, б). Размер интерметаллидных частиц  $\text{CuAl}_2$  составляет 1...5 мкм (см. рис. 3, в, з). Отметим, что в слое, легированном смесью № 1 с содержанием 71 мас. % меди (см. табл. 2), частицы  $\text{CuAl}_2$  наблюдаются по всей глубине слоя, тогда как в слое, легированном смесью № 2 с содержанием 17 мас. % меди, выделение частиц  $\text{CuAl}_2$  происходит на глубине до 0,65...0,70 мм.

На рис. 5 представлены данные о распределении элементов в поверхностном слое алюминиевого сплава АК7ч после лазерного легирования. Видно, что легирующие элементы, за исключением меди, достаточно равномерно распределены по глубине легированных слоев. При этом в слое, легированном смесью № 1, легирующие элементы Cu, Zn и Ti присутствуют по всей глубине слоя (рис. 5, а), а максимальное содержание меди достигает 18,0 мас. %, титана – 0,5 мас. %, цинка – 0,43 мас.%. В слое, легированном смесью № 2, на глубине до 0,7 мм максимальное содержание меди достигает 7,5 мас. % (рис. 5, б). На большей глубине содержание меди снижается и не превышает 1,18 мас. %.

Изменение химического состава по глубине легированных слоев (см. рис. 5) обуславливает

наблюдаемые особенности их структуры и фазового состава. Согласно диаграмме состояния Al–Cu выделение интерметаллида  $\text{CuAl}_2$  возможно при содержании меди в твердом растворе более 5,7 мас. %. Поэтому в слое, легированном смесью № 1, выделение частиц  $\text{CuAl}_2$  происходит по всей глубине слоя, а в слое, легированном смесью № 2, выделение частиц  $\text{CuAl}_2$  происходит только на глубине до 0,65...0,70 мм. Неравномерное распределение меди также обуславливает формирование достаточно крупных (1...5 мкм) частиц  $\text{CuAl}_2$  с относительно малым их количеством (см. рис. 3, в, з). Из рис. 5, а также следует, что в результате лазерного легирования смесью № 1 (см. табл. 2) достигается относительно небольшое насыщение твердого раствора титаном (до 0,5 мас. %) и цинком (до 0,43 мас. %). Вследствие этого в поверхностном слое не наблюдается ожидаемого выделения интерметаллида  $\text{Al}_3\text{Ti}$  и фаз, содержащих цинк (см. рис. 3, в, 4, а). Это может быть обусловлено большой глубиной зоны оплавления, а также возможным выгоранием цинка и титана вследствие недостаточно эффективной защиты зоны обработки.

Лазерное легирование приводит к упрочнению поверхности и повышает микротвердость алюминиевого сплава АК7ч от 90 до 125 HV 0,025 при легировании смесью № 1 и до 100 HV 0,025 при легировании смесью № 2. Упрочнение при лазерном легировании поверхности алюминиевых сплавов происходит в результате действия целого ряда факторов, в частности, диспергирования структуры, обогащения твердого рас-

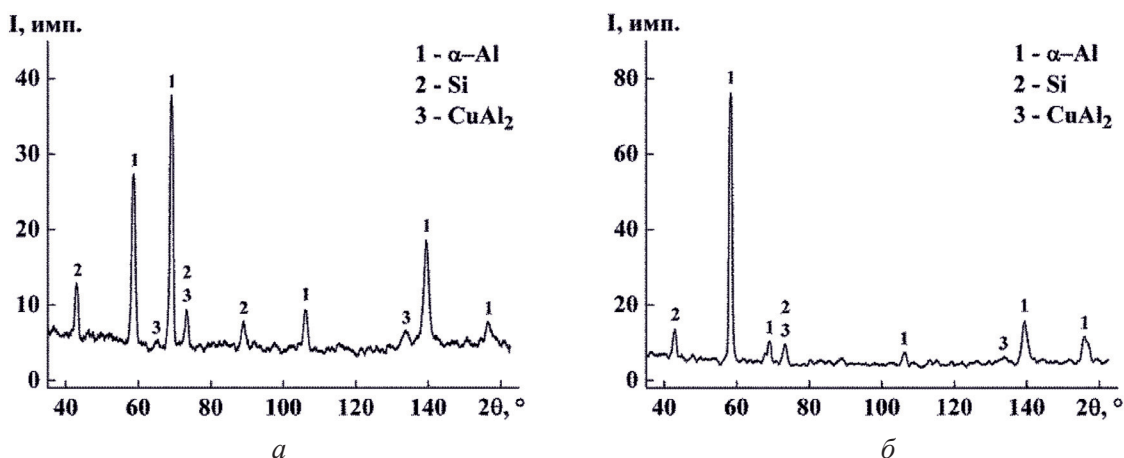


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы алюминиевого сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями № 1 (а) и 2 (б)

Fig. 4. X-ray diffraction patterns for the aluminum alloy after laser alloying with the powder blends no. 1 (a) and 2 (b)

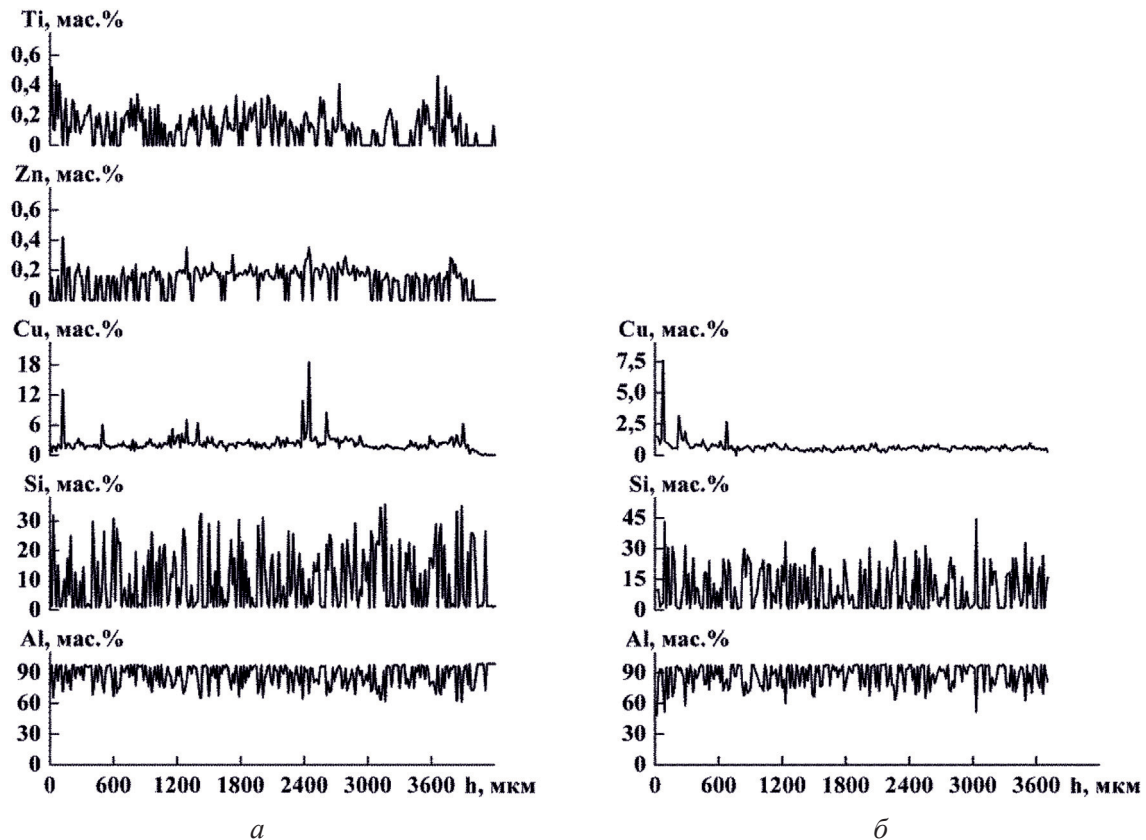


Рис. 5. Распределение легирующих элементов на различной глубине  $h$  в поверхностном слое алюминиевого сплава АК7ч (энергодисперсионный микроанализ) после лазерного легирования порошковыми смесями № 1 (а) и 2 (б)

Fig. 5. Distribution of the alloying elements at different depth  $h$  in the surface layer of the aluminum alloy (energy-dispersive microanalysis) after laser alloying with the powder blends no. 1 (a) and 2 (b)

твора легирующими элементами и выделения упрочняющих фаз [12]. Основными причинами упрочнения сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава (см. табл. 2 и 3) являются диспергирование структуры и насыщение твердого раствора легирующими элементами. При этом легирование смесью № 1 приводит к более сильному упрочнению, чем легирование смесью № 2. Это обусловлено более высоким содержанием меди в легированном слое, а также насыщением твердого раствора титаном и цинком (см. рис. 5). Микротвердость сплава АК7ч при легировании смесью № 2 сопоставима с микротвердостью после лазерной термической обработки [10]. Количество интерметаллидной фазы  $\text{CuAl}_2$  в полученных легированных слоях невелико и, по-видимому, не оказывает существенного влияния на их упрочнение.

В табл. 4 приведены данные микроиндентирования сплава АК7ч после лазерного легирова-

ния порошковыми смесями различного состава, из которых следует, что по сравнению с необработанным состоянием лазерное легирование приводит к уменьшению значений максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора  $h_{\text{max}}$  и  $h_p$ , росту твердости по Мартенсу  $HM$  и твердости вдавливания при максимальной нагрузке  $H_{IT}$ . Наблюдается также рост работы обратной упругой деформации вдавливания  $W_e$ . Общая механическая работа вдавливания  $W_i$  после лазерного легирования, напротив, снижается (см. табл. 4), поскольку легированные слои обладают меньшей пластичностью, чем сплав АК7ч в необработанном состоянии, и соответственно меньше деформируются при микроиндентировании. При этом лазерное легирование смесью № 1 приводит к более существенному изменению характеристик индентирования, чем легирование смесью № 2. Модуль контактной упругости  $E^*$  сплава АК7ч после лазерного легирования существенно не изменяется.

**Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,245 Н для алюминиевого сплава АК7ч до и после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава**  
**Surface microindentation results at the maximum load on Vickers indenter of 0.245 N for the aluminum alloy before and after laser alloying with the powder blends of different composition**

Номер смеси	$h_{\max}$ , мкм	$h_p$ , мкм	$HM$ , ГПа	$H_{IT}$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$W_e$ , нДж	$W_f$ , нДж
1	$2,90 \pm 0,04$	$2,72 \pm 0,06$	$1,05 \pm 0,03$	$1,22 \pm 0,04$	$84 \pm 2$	$25,9 \pm 0,4$	$248 \pm 6$
2	$3,17 \pm 0,09$	$3,00 \pm 0,11$	$0,89 \pm 0,05$	$1,01 \pm 0,06$	$84 \pm 2$	$23,9 \pm 0,9$	$275 \pm 6$
Без обработки	$3,58 \pm 0,23$	$3,42 \pm 0,24$	$0,72 \pm 0,09$	$0,80 \pm 0,10$	$88 \pm 3$	$20,6 \pm 1,5$	$300 \pm 20$

Данные табл. 5 показывают, что после лазерного легирования возрастают расчетные параметры  $R_e$  в 1,2...1,38 раза,  $H_{IT}/E^*$  в 1,33...1,67 раза и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  в 2,14...3,71 раза, что свидетельствует о повышении сопротивления сплава АК7ч упругопластическому деформированию [30–33]. Согласно [35–37] указанные данные микроиндентирования также свидетельствуют о том, что в результате лазерного легирования можно ожидать повышения сопротивления сплава АК7ч механическому контактному воздействию, в том числе контактно-усталостному нагружению.

Испытания на износостойкость в условиях абразивного изнашивания показали, что лазерное легирование приводит к некоторому росту интенсивности изнашивания  $Ih$  (снижению износостойкости) алюминиевого сплава АК7ч от  $(1,49 \pm 0,09)10^{-3}$  до  $(1,82 \pm 0,06)10^{-3}$  при легировании порошковыми смесями № 1 и 2. Поскольку абразивная износостойкость материала в значи-

тельной степени определяется его твердостью, то можно было ожидать рост износостойкости сплава АК7ч после лазерного легирования. Однако упрочнение сплава АК7ч при лазерном легировании недостаточно сильное, и его твердость существенно ниже твердости абразива электрокорунда (~2000 HV). В этом случае более существенное влияние на износостойкость сплава оказывает наблюдаемое измельчение структуры сплава АК7ч при лазерном легировании (см. рис. 3, в, г). Известно, что крупные частицы вторых фаз в некоторых случаях могут играть роль износостойкого каркаса, повышающего сопротивление материала абразивному изнашиванию, а измельчение частиц вторых фаз, напротив, приводит к снижению абразивной износостойкости [38]. Отметим близкие значения интенсивности изнашивания  $Ih$  сплава АК7ч после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава, что также свидетельствует о существенном влиянии измельчения структуры на износостойкость.

Таблица 5

Table 5

**Параметры  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  для алюминиевого сплава АК7ч до и после лазерного легирования порошковыми смесями различного состава**  
**The parameters  $R_e$ ,  $H_{IT}/E^*$  and  $H_{IT}^3/E^{*2}$  for the aluminum alloy before and after laser alloying with the powder blends of different composition**

Номер смеси	$R_e$ , %	$H_{IT}/E^*$	$H_{IT}^3/E^{*2}$ , ГПа
1	6,2	0,015	0,00026
2	5,4	0,012	0,00015
Без обработки	4,5	0,009	0,00007

Исследование разгаростойкости показало, что дисперсная структура алюминиевого сплава АК7ч после лазерного легирования препятствует распространению трещин. В структуре легированных слоев при всех исследованных количествах циклов нагрева и охлаждения (200, 400 и 600) наблюдаются только отдельные узкие трещины, ширина которых незначительно возрастает с увеличением числа термических циклов. Напротив, в структуре сплава АК7ч в исходном литом состоянии уже при 200 циклах нагрева и охлаждения наблюдаются широкие раз-

ветвленные трещины, ширина и количество которых существенно возрастает с увеличением числа термических циклов.

Таким образом, лазерное легирование порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu, нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок, при выбранных параметрах формирует на поверхности алюминиевого сплава АК7ч легированные слои глубиной  $h = 3,5 \dots 4,0$  мм. Полученные легированные слои характеризуются дисперсной структурой, повышенной микротвердостью и повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию. Выбранные параметры лазерного легирования также обеспечивают равномерное распределение легирующих элементов по глубине легированных слоев, за исключением меди. Это обуславливает формирование достаточно крупных ( $1 \dots 5$  мкм) частиц интерметаллидной фазы  $\text{CuAl}_2$  и относительно малое их количество и, как следствие, невысокие уровни упрочнения и износостойкости сплава. Поэтому параметры лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti и Si–Cu, нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок, требуют корректировки. В частности, представляется целесообразным уменьшить глубину зоны оплавления и увеличить содержание титана и цинка в составе порошковой смеси, а также провести легирование данными порошковыми смесями при подаче порошков в зону обработки в струе защитного газа. Однако лазерное легирование сплава АК7ч приводит к повышению его разгаростойкости, которая является наиболее важным свойством для деталей блоков цилиндров и деталей шатунно-поршневой группы бензиновых и дизельных двигателей внутреннего сгорания.

### Выводы

Исследованы возможности повышения физико-механических свойств литейного алюминиевого сплава АК7ч путем лазерного легирования порошковыми смесями Cu–Zn–Ti (смесь № 1) и Si–Cu (смесь № 2), нанесенными на поверхность образцов в виде обмазок. Установлено, что в результате лазерного легирования на поверхности образцов сплава АК7ч формируются легированные слои глубиной  $h = 3,5 \dots 4,0$  мм. Легированные слои имеют дендритно-ячеистую структуру, основными структурными составля-

ющими которой являются твердый раствор  $\alpha$ -Al и сетка эвтектических кристаллов кремния по границам дендритных ячеек. По сравнению со структурными параметрами сплава в литом состоянии после лазерного легирования размер дендритных ячеек  $\alpha$ -Al уменьшился от  $50 \dots 190$  до  $5,0 \dots 60,0$  мкм, а размер кристаллов кремния уменьшился от  $5 \dots 30$  до  $0,5 \dots 2,0$  мкм. В структуре легированных слоев также присутствует интерметаллид  $\text{CuAl}_2$  с размером частиц  $1 \dots 5$  мкм. При этом легирующие элементы, за исключением меди, достаточно равномерно распределены по глубине легированных слоев.

Лазерное легирование приводит к упрочнению поверхности и повышает микротвердость алюминиевого сплава АК7ч от  $90 \text{ HV } 0,025$  до  $125 \text{ HV } 0,025$  при легировании смесью № 1 и до  $100 \text{ HV } 0,025$  при легировании смесью № 2. Основными причинами упрочнения сплава АК7ч после лазерного легирования являются диспергирование структуры и насыщение твердого раствора легирующими элементами. При этом легирование смесью № 1 приводит к более сильному упрочнению, чем легирование смесью № 2. Это обусловлено более высоким содержанием меди в легированном слое, а также насыщением твердого раствора титаном и цинком. Количество интерметаллидной фазы  $\text{CuAl}_2$  в полученных легированных слоях невелико и, по-видимому, не оказывает существенного влияния на упрочнение. По данным микроиндентирования, легированные слои характеризуются повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию, о чем свидетельствует рост параметров  $R_p$  в  $1,2 \dots 1,38$  раза,  $H_{IT}/E^*$  в  $1,33 \dots 1,67$  раза и  $H_{IT}^3/E^{*2}$  в  $2,14 \dots 3,71$  раза.

Испытания на износостойкость в условиях абразивного изнашивания показали, что лазерное легирование приводит к некоторому росту интенсивности изнашивания  $Ih$  (снижению износостойкости) алюминиевого сплава АК7ч от  $(1,49 \pm 0,09)10^{-3}$  до  $(1,82 \pm 0,06)10^{-3}$  при легировании порошковыми смесями № 1 и 2. Это обусловлено относительно небольшим упрочнением и существенным измельчением структуры сплава АК7ч при лазерном легировании. Однако лазерное легирование сплава АК7ч приводит к повышению его разгаростойкости, что выражается в уменьшении количества и размеров термических трещин. Для достижения более



высоких уровней упрочнения и износостойкости сплава АК7ч необходима, очевидно, корректировка параметров лазерного легирования.

### Список литературы

1. Гольшев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М. Исследование микроструктуры высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов авиационного назначения // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 50–62. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62.

2. Мартюшев Н.В., Зыкова А.П., Башев В.С. Модифицирование сплава марки АК12 частицами ультрадисперсного порошка вольфрама // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 3 (76). – С. 51–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-3-51-58.

3. Об участии водорода в формировании свойств заэвтектических сплавов Al–Si / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, М.А. Малюх, С.В. Долгова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 63–74. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-63-74.

4. Криштал М.М., Ивашин П.В., Коломиец П.В. Использование технологии микродугового оксидирования при разработке ДВС с блоком цилиндров из алюминиевого сплава // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2010. – Т. 12, № 4. – С. 242–246.

5. Андрияхин В.М. Процессы лазерной сварки и термообработки. – М.: Наука, 1988. – 176 с. – ISBN 5-02-005979-X.

6. Григорьянц А.Г., Смирнова Н.А. Упрочнение поверхности стали 45 и литейного алюминиевого сплава АК9 излучением волоконного лазера // *Технология машиностроения*. – 2011. – № 11. – С. 52–56.

7. Design of local heat treatment for crack retardation in aluminium alloys / A. Groth, M. Horstmann, N. Kashaev, N. Huber // *Procedia Engineering*. – 2015. – Vol. 114. – P. 271–276. – DOI: 10.1016/j.proeng.2015.08.068.

8. Смирнова Н.А. Лазерное модифицирование поверхности алюминиевых сплавов // *Технология машиностроения*. – 2016. – № 2. – С. 9–18.

9. Modification of microstructure and superficial properties of A356 and A356/10%SiCp by selective laser surface melting (SLSM) / L.M. Laorden, P. Rodrigo, B. Torres, J. Rams // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 309. – P. 1001–1009. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.046.

10. Effect of the composition of absorbing coatings on the structure and properties of a cast aluminum alloy subjected to surface laser heat treatment / R.A. Sav-

rai, I.Yu. Malygina, A.V. Makarov, A.L. Osintseva, S.A. Rogovaya, N.A. Davydova // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2018. – Iss. 5. – P. 86–105. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.5.086-105.

11. Surface modification of Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites by laser treatment / V. Cannillo, A. Sola, M. Barletta, A. Gisario // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2010. – Vol. 48, iss. 12. – P. 1266–1277. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2010.06.004.

12. Shabel B.S., Granger D.A., Truckner W.G. Friction and wear of aluminum-silicon alloys // *ASM Handbook* / ed. by P.J. Blau. – Materials Park: ASM International, 1992. – Vol. 18: Friction, lubrication, and wear technology. – P. 785–794.

13. Effect of laser parameters on properties of surface-alloyed Al substrate with Ni / S.A. Vaziri, H.R. Shahverdi, M.J. Torkamany, S.G. Shabestari // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2009. – Vol. 47, iss. 9. – P. 971–975. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.04.007.

14. Dilution of molybdenum on aluminum during laser surface alloying / H.D. Vora, R.S. Rajamure, S. Soundarapandian, S.G. Srinivasan, N.B. Dahotre // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 570. – P. 133–143. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.03.115.

15. Laser alloyed Al–W coatings on aluminum for enhanced corrosion resistance / R.S. Rajamure, H.D. Vora, S.G. Srinivasan, N.B. Dahotre // *Applied Surface Science*. – 2015. – Vol. 328. – P. 205–214. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.12.037.

16. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance / R.S. Rajamure, H.D. Vora, N. Gupta, S. Karewar, S.G. Srinivasan, N.B. Dahotre // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 258. – P. 337–342. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.074.

17. Mabhalhi L.A.B., Sacks N., Pityana S. Three body abrasion of laser surface alloyed aluminium AA1200 // *Wear*. – 2012. – Vol. 290–291. – P. 1–9. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.034.

18. Ravnikaar D., Dahotre N.B., Grum J. Laser coating of aluminum alloy EN AW 6082-T651 with TiB<sub>2</sub> and TiC: microstructure and mechanical properties // *Applied Surface Science*. – 2013. – Vol. 282. – P. 914–922. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.06.089.

19. Nath S., Pityana S., Majumdar J.D. Laser surface alloying of aluminium with WC + Co + NiCr for improved wear resistance // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 206, iss. 15. – P. 3333–3341. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.01.038.

20. Laser processed TiC–Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> composite layer formation on Al–Si alloy / A. Viswanathan, D. Sastikumar, H. Kumar, A.K. Nath // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2012. – Vol. 50, iss. 9. – P. 1321–1329. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2012.02.013.

21. *D'Amato C., Betts J.C., Buhagiar J.* Laser surface alloying of an A356 aluminium alloy using nickel and Ni-Ti-C: a corrosion study // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 244. – P. 194–202. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.018.
22. *Смирнова Н.А.* Лазерное легирование поверхности алюминиевых сплавов // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2014. – № 3 (33). – С. 28–36.
23. Effect of alloying on high temperature fatigue performance of ZL114A (Al-7Si) alloy / X. Dong, J. Zhou, Y. Jia, B. Liu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2012. – Vol. 22, iss. 3. – P. S661–S667. – DOI: 10.1016/S1003-6326(12)61782-8.
24. *Blum R., Molian P.* CO<sub>2</sub> laser coating of nano-diamond on aluminum using an annular beam // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 288. – P. 1–8. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.04.162.
25. *D'Amato C., Buhagiar J., Betts J.C.* Tribological characteristics of an A356 aluminium alloy laser surface alloyed with nickel and Ni-Ti-C // *Applied Surface Science*. – 2014. – Vol. 313. – P. 720–729. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.06.061.
26. The influence of laser alloying on the structure and mechanical properties of AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn surface layers / W. Pakieła, T. Tański, Z. Brytan, K. Labisz // *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. – 2016. – Vol. 122, iss. 352. – P. 1–9. – DOI: 10.1007/s00339-016-9834-z.
27. *Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М.* Промышленные алюминиевые сплавы: справочник / под ред. Ф.И. Квасова, И.Н. Фридляндера. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
28. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment / R.A. Savrai, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina, S.A. Rogovaya, A.L. Osintseva // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2017. – Iss. 5. – P. 43–62. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.
29. ISO 14577-1:2015. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Pt. 1: Test method. – Geneva: ISO, 2015. – 46 p.
30. *Cheng Y.T., Cheng C.M.* Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73, iss. 5. – P. 614–618. – DOI: 10.1063/1.121873.
31. *Page T.F., Hainsworth S.V.* Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surface and Coatings Technology*. – 1993. – Vol. 61, iss. 1–3. – P. 201–208. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.
32. *Petrzhik M.I., Levashov E.A.* Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. – 2007. – Vol. 52, iss. 6. – P. 966–974. – DOI: 10.1134/S1063774507060065.
33. *Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.* Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2003. – Vol. 174–175. – P. 725–731. – DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.
34. *Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбаров В.С.* Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
35. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: Microstructure and surface properties / R.A. Savrai, A.V. Makarov, I.Yu. Malygina, E.G. Volkova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 506–512. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.
36. Savrai R.A., Makarov A.V. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: Mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 513–518. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.100.
37. *Саврай Р.А.* Сопротивление разрушению наплавленных лазером хромоникелевых покрытий при контактно-усталостном нагружении // *Физика металлов и материаловедение*. – 2018. – Т. 119, № 10. – С. 1070–1078. – DOI: 10.1134/S001532301810011X.
38. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой / А.В. Макаров, Н.Н. Соболева, И.Ю. Малыгина, А.Л. Осинцева // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 3. – С. 39–46.

## Конфликт интересов

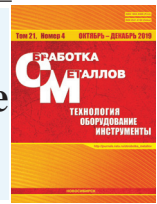
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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)



## Effect of Laser Alloying with the Powder Mixtures of Cu–Zn–Ti and Si–Cu on the Structure and Properties of Cast Aluminum Alloy

Roman Savrai<sup>1, a, \*</sup>, Irina Malygina<sup>1, b</sup>, Aleksey Makarov<sup>1, 2, 3, c</sup>, Alevtina Osintseva<sup>1, d</sup>,  
Svetlana Rogovaya<sup>1, e</sup>, Yuri Kolobylin<sup>1, f</sup>

<sup>1</sup> Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

<sup>2</sup> M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskaya st., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

<sup>3</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira st., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9873-3621>,  [ras@imach.uran.ru](mailto:ras@imach.uran.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9463-1473>,  [malygina@imach.uran.ru](mailto:malygina@imach.uran.ru),

<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  [avm@imp.uran.ru](mailto:avm@imp.uran.ru), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0043-8435>,  [osintseva@imach.uran.ru](mailto:osintseva@imach.uran.ru),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3895-7284>,  [rogovaya@imach.uran.ru](mailto:rogovaya@imach.uran.ru), <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7831-2624>,  [uramk@mail.ru](mailto:uramk@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 01 August 2019

Revised: 26 September 2019

Accepted: 07 October 2019

Available online: 15 December 2019

#### Keywords:

Cast aluminum alloy  
Laser surface alloying  
Microstructure  
Phase composition  
Microhardness  
Microindentation  
Abrasive wear resistance  
Resistance to thermal erosion

#### Funding

This work is done within the Complex Program of UB RAS, project No. 18-10-1-40, with regard to the studied material and methods of its processing, and within the state orders for IES UB RAS, reg. no. AAAA-A18-118020790147-4, and IMP UB RAS, reg. no. AAAA-A18-118020190116-6, with regard to the measurements of micro-mechanical characteristics and evaluation of resistance to elastic-plastic deformation. Scanning electron microscopy and micro-mechanical tests were performed in Collective Use Center "Plastometriya" of the Institute of Engineering Science UB RAS.

### ABSTRACT

**Introduction.** The use of laser based modification technologies is an actual and promising way to improve the surface properties of aluminum alloys. Laser alloying of aluminum alloys, which helps to improve its corrosion resistance, mechanical properties and wear resistance under conditions of adhesion and abrasive wear, is of great interest. **The aim of this work** is to study the possibility of increasing the physical and mechanical properties of the cast aluminum alloy by laser alloying with the powder mixtures of Cu–Zn–Ti (blend no. 1) and Si–Cu (blend no. 2), which are applied to the surface of specimens in the form of coatings. Laser alloying of the surface of specimens is carried out on a continuous CO<sub>2</sub> laser with the emission wavelength  $\lambda = 10.6 \mu\text{m}$ . **The methods of investigation.** Optical and scanning electron microscopy, energy-dispersive microanalysis, x-ray diffraction phase analysis, microhardness measurement, instrumented microindentation, abrasive wear and thermal erosion tests are used. **Results and discussion.** It is established that the laser alloying results in the formation of alloyed layers with a depth  $h = 3.5\text{--}4.0 \text{ mm}$  on the surface of the aluminum alloy specimens. The alloyed layers have a dendritic-cellular structure, the main structural components of which are the  $\alpha\text{-Al}$  solid solution and a network of eutectic silicon crystals along the boundaries of dendritic cells. The CuAl<sub>2</sub> intermetallic with a particle size of 1–5  $\mu\text{m}$  also is detected in the structure of the alloyed layers. The laser alloying increases the hardness of the aluminum alloy from 90 to 125 HV<sub>0.025</sub> after alloying with the powder blend no. 1 and up to 100 HV<sub>0.025</sub> after alloying with the powder blend no. 2. According to the microindentation data, the alloyed layers are characterized by increased resistance to elastic-plastic deformation, which is evidenced by the increase in the parameters of  $R_e$  in 1.2–1.38 times,  $H_{IT}/E^*$  in 1.33–1.67 times and  $H_{IT}^3/E^{*2}$  in 2.14–3.71 times. Wear resistance tests under conditions of abrasive wear shows that the laser alloying leads to some increase in wear rate  $Ih$  (decrease in wear resistance) of the aluminum alloy from  $(1.49 \pm 0.09)10^{-3}$  to  $(1.82 \pm 0.06)10^{-3}$  after alloying with the powder blends no. 1 and 2. However, laser alloying the alloy leads to an increase in its resistance to thermal erosion, which manifests itself in reducing the number and size of thermal cracks.

**For citation:** Savrai R.A., Malygina I.Yu., Makarov A.V., Osintseva A.L., Rogovaya S.A., Kolobylin Yu.M. Effect of laser alloying with the powder mixtures of Cu–Zn–Ti and Si–Cu on the structure and properties of cast aluminum alloy. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 70–84. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-70-84. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Savrai Roman A., Ph.D. (Engineering), Head of laboratory  
Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences,  
34 Komsomolskaya St.,  
Ekaterinburg, 620049, Russian Federation  
Tel.: +7 (343) 362-30-14, e-mail: [ras@imach.uran.ru](mailto:ras@imach.uran.ru)

## References

1. Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M. Investigation of the microstructure of high-strength laser welded joints of aluminum-lithium aeronautical alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 50–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62. (In Russian).
2. Martyushev N.V., Zykova A.P., Bashev V.S. Modification of Al–Si alloys with particles of ultrafine tungsten powder. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 3 (76), pp. 51–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-3-51-58. (In Russian).
3. Afanas'ev V.K., Popova M.V., Malyuh M.A., Dolgova S.V. On the participation of hydrogen in the formation of the properties of hypereutectic Al–Si alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 63–74. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-63-74. (In Russian).
4. Krishtal M.M., Ivashin P.V., Kolomiets P.V. Ispol'zovanie tekhnologii mikrodugovogo oksidirovaniya pri razrabotke DVS s blokom tsilindrov iz alyuminievogo splava [Micro-arc oxidation technology usage for ice with aluminium cylinder block designing]. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiiskoi akademii nauk = Proceedings of the Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2010, vol. 12, no. 4, pp. 242–246.
5. Andriyakhin V.M. *Protsessy lazernoi svarki i termoobrabotki* [Laser welding and heat treatment processes]. Moscow, Nauka Publ., 1988. 176 p. ISBN 5-02-005979-X.
6. Grigor'yants A.G., Smirnova N.A. Uprochnenie poverkhnosti stali 45 i liteinogo alyuminievogo splava AK9 izlucheniem volokonnoho lazera [Steel and aluminum casting alloy surface strengthening by fiber laser radiation]. *Tekhnologiya mashinostroeniya = Technology of Mechanical Engineering*, 2011, no. 11, pp. 52–56.
7. Groth A., Horstmann M., Kashaev N., Huber N. Design of local heat treatment for crack retardation in aluminium alloys. *Procedia Engineering*, 2015, vol. 114, pp. 271–276. DOI: 10.1016/j.proeng.2015.08.068.
8. Smirnova N.A. Lazernoie modifitsirovanie poverkhnosti alyuminievyykh splavov [Laser modification of the aluminum alloys surface]. *Tekhnologiya mashinostroeniya = Technology of Mechanical Engineering*, 2016, no. 2, pp. 9–18.
9. Laorden L.M., Rodrigo P., Torres B., Rams J. Modification of microstructure and superficial properties of A356 and A356/10%SiCp by selective laser surface melting (SLSM). *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 309, pp. 1001–1009. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.046.
10. Savrai R.A., Malygina I.Yu., Makarov A.V., Osintseva A.L., Rogovaya S.A., Davydova N.A. Effect of the composition of absorbing coatings on the structure and properties of a cast aluminum alloy subjected to surface laser heat treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2018, iss. 5, pp. 86–105. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.5.086-105.
11. Cannillo V., Sola A., Barletta M., Gisario A. Surface modification of Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites by laser treatment. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, vol. 48, iss. 12, pp. 1266–1277. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2010.06.004.
12. Shabel B.S., Granger D.A., Truckner W.G. Friction and wear of aluminum-silicon alloys. *ASM Handbook*. Vol. 18. *Friction, lubrication, and wear technology*. Ed. by P.J. Blau. Materials Park, ASM International, 1992, pp. 785–794.
13. Vaziri S.A., Shahverdi H.R., Torkamany M.J., Shabestari S.G. Effect of laser parameters on properties of surface-alloyed Al substrate with Ni. *Optics and Lasers in Engineering*, 2009, vol. 47, iss. 9, pp. 971–975. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2009.04.007.
14. Vora H.D., Rajamure R.S., Soundarapandian S., Srinivasan S.G., Dahotre N.B. Dilution of molybdenum on aluminum during laser surface alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 570, pp. 133–143. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.03.115.
15. Rajamure R.S., Vora H.D., Srinivasan S.G., Dahotre N.B. Laser alloyed Al–W coatings on aluminum for enhanced corrosion resistance. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 328, pp. 205–214. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.12.037.
16. Rajamure R.S., Vora H.D., Gupta N., Karewar S., Srinivasan S.G., Dahotre N.B. Laser surface alloying of molybdenum on aluminum for enhanced wear resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 258, pp. 337–342. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.08.074.

17. Mabhali L.A.B., Sacks N., Pityana S. Three body abrasion of laser surface alloyed aluminium AA1200. *Wear*, 2012, vol. 290–291, pp. 1–9. DOI: 10.1016/j.wear.2012.05.034.
18. Ravnikar D., Dahotre N.B., Grum J. Laser coating of aluminum alloy EN AW 6082-T651 with TiB<sub>2</sub> and TiC: microstructure and mechanical properties. *Applied Surface Science*, 2013, vol. 282, pp. 914–922. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.06.089.
19. Nath S., Pityana S., Majumdar J.D. Laser surface alloying of aluminium with WC + Co + NiCr for improved wear resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 206, iss. 15, pp. 3333–3341. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.01.038.
20. Viswanathan A., Sastikumar D., Kumar H., Nath A.K. Laser processed TiC–Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> composite layer formation on Al–Si alloy. *Optics and Lasers in Engineering*, 2012, vol. 50, iss. 9, pp. 1321–1329. DOI: 10.1016/j.optlaseng.2012.02.013.
21. D’Amato C., Betts J.C., Buhagiar J. Laser surface alloying of an A356 aluminium alloy using nickel and Ni–Ti–C: a corrosion study. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 244, pp. 194–202. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.018.
22. Smirnova N.A. Lazernoe legirovanie poverkhnosti alyuminievykh splavov [Laser surface alloying of aluminum alloys]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2014, no. 3 (33), pp. 28–36.
23. Dong X., Zhou J., Jia Y., Liu B. Effect of alloying on high temperature fatigue performance of ZL114A (Al–7Si) alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, vol. 22, iss. 3, pp. S661–S667. DOI: 10.1016/S1003-6326(12)61782-8.
24. Blum R., Molian P. CO<sub>2</sub> laser coating of nanodiamond on aluminum using an annular beam. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 288, pp. 1–8. DOI: 10.1016/j.apsusc.2013.04.162.
25. D’Amato C., Buhagiar J., Betts J.C. Tribological characteristics of an A356 aluminium alloy laser surface alloyed with nickel and Ni–Ti–C. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 313, pp. 720–729. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.06.061.
26. Pakieła W., Tański T., Brytan Z., Labisz K. The influence of laser alloying on the structure and mechanical properties of AlMg<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>Mn surface layers. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*, 2016, vol. 122, iss. 352, pp. 1–9. DOI: 10.1007/s00339-016-9834-z.
27. Alieva S.G., Al’tman M.B., Ambartsumyan S.M. *Promyshlennyye alyuminievye splavy* [Industrial aluminum alloys]. Ed. by F.I. Kvasov, I.N. Fridlyander. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 528 p.
28. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 5, pp. 43–62. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.
29. ISO 14577-1:2015. *Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters*. Pt. 1. *Test method*. Geneva, ISO, 2015. 46 p.
30. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, iss. 5, pp. 614–618. DOI: 10.1063/1.121873.
31. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, iss. 1–3, pp. 201–208. DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.
32. Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, iss. 6, pp. 966–974. DOI: 10.1134/S1063774507060065.
33. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174–175, pp. 725–731. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00576-0.
34. Kragel’skii I.V., Dobyichin M.N., Kombalov V.S. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Fundamentals of friction and wear calculations]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.
35. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Volkova E.G. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part I: Microstructure and surface properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 506–512. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.099.

36. Savrai R.A., Makarov A.V. Effect of nanostructuring frictional treatment on the properties of high-carbon pearlitic steel. Part II: Mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 513–518. DOI: 10.1016/j.msea.2018.07.100.

37. Savrai R.A. Resistance of laser-clad chromium–nickel coatings to failure under contact fatigue loading. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, iss. 10, pp. 1013–1021. DOI: 10.1134/S0031918X18100113. Translated from *Fizika metallov i metallovedenie*, 2018, vol. 119, iss. 10, pp. 1070–1078.

38. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. Formation of wear-resistant chromium–nickel coating with extra high thermal stability by combined laser-and-heat treatment. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, no. 3–4, pp. 161–168. DOI: 10.1007/s11041-015-9856-8. Translated from *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 3, pp. 39–46.

## Conflicts of Interest

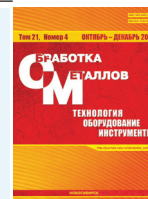
The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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)







### Структура и свойства соединений медных компенсаторов, полученных по гибридной технологии с использованием сварки трением с перемешиванием

Татьяна Калашникова<sup>1, a</sup>, Кирилл Калашников<sup>1, b, \*</sup>, Михаил Шведов<sup>2, c</sup>, Пётр Васильев<sup>2, d</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

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

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0388-4011>,  [gelombang@ispms.tsc.ru](mailto:gelombang@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0286-7156>,  [kkn@ispms.tsc.ru](mailto:kkn@ispms.tsc.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5735-6134>,  [shved1951@rambler.ru](mailto:shved1951@rambler.ru), <sup>d</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-5147-6266>,  [svarkacheb@yandex.ru](mailto:svarkacheb@yandex.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.1:620.184:620.178.152.  
341:620.172

#### История статьи:

Поступила: 15 сентября 2019  
 Рецензирование: 14 октября 2019  
 Принята к печати: 15 октября 2019  
 Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием  
 Медный компенсатор  
 Структура сварного шва  
 Механические свойства

#### Финансирование

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Для компенсации температурного расширения, вибраций и вызванных ими опасных деформаций на силовых токоведущих проводниках используются специальные медные компенсаторы. Применение компенсаторов для токоведущих элементов позволяет повысить надежность, долговечность и безопасность эксплуатации силовых электротехнических устройств. Однако в настоящее время для изготовления компенсаторов используется технология ручной пайки, недостатками которой являются низкая производительность, ограниченные размеры получаемых изделий, а также зависимость качества получаемой продукции от квалификации персонала. В связи с этим актуальной задачей является разработка новых перспективных методов получения медных компенсаторов. К таким методам можно отнести сварку трением с перемешиванием. Этот вид формирования неразъемных соединений прочно занял свою нишу в корабле- и автомобилестроении, производстве корпусов ракет и в других отраслях. Сварка трением с перемешиванием разрабатывалась в первую очередь для получения неразъемных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов, однако используется и для сварки термически не упрочняемых алюминиевых сплавов, титановых сплавов, сталей и меди. Теоретические и экспериментальные исследования процесса сварки трением с перемешиванием меди демонстрируют высокую способность данной технологии для получения неразъемных соединений из меди и ее сплавов. **Целью настоящей работы** стало выявление особенностей структуры и механических характеристик медных компенсаторов, произведенных методом сварки трением с перемешиванием. **Результаты и обсуждения.** Проведенные исследования показали, что при сварке трением с перемешиванием медной монолитной пластины и медных фольг, предварительно соединенных припоем в пакет, можно получить неразъемное соединение без образования нежелательных интерметаллидных соединений. Припой замешивается в сварной шов послойно, при этом распределение припоя в зоне перемешивания неравномерно. Данные измерений микротвердости и элементного микроанализа показали, что отступающая сторона шва содержит наибольшее количество lamellae замешанного припоя. Структура пакета фольг после сварки не претерпела изменений, благодаря чему электропроводность материала также не изменилась. Испытания на растяжение показали, что разрушение компенсатора происходит не по сварному шву, а последовательным разрывом медных фольг, что позволяет заранее идентифицировать поврежденный элемент.

**Для цитирования:** Структура и свойства соединений медных компенсаторов, полученных по гибридной технологии с использованием сварки трением с перемешиванием / Т.А. Калашникова, К.Н. Калашников, М.А. Шведов, П.А. Васильев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 85–93. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-85-93.

## Введение

Для компенсации температурного расширения, вибраций и вызванных ими опасных деформаций на силовых токоведущих проводниках используются специальные компенсаторы. При-

менение компенсаторов для токоведущих элементов позволяет минимизировать вредное воздействие на оборудование явлений, описанных выше, и тем самым повысить надежность, работоспособность, долговечность и безопасность эксплуатации силовых электротехнических устройств, снижая при этом вероятность сбоев и аварий. В связи с этим актуальной задачей является разработка компенсаторов, обладающих низким электросопротивлением и способностью

#### \*Адрес для переписки

Калашников Кирилл Николаевич, м.н.с.  
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
 пр. Академический, 2/4,  
 634055, г. Томск, Россия  
 Тел.: +7 (913) 883-69-62, e-mail: [kkn@ispms.tsc.ru](mailto:kkn@ispms.tsc.ru)

работать в условиях вибраций, больших температурных перепадов и механических деформаций. К таким устройствам относятся компенсаторы, выполненные из меди и конструктивно состоящие из двух контактных пластин, соединенных пакетом фольги.

В настоящее время для изготовления компенсаторов используется технология ручной пайки. Недостатками данной технологии является низкая производительность, ограниченные размеры получаемых изделий, а также зависимость качества получаемой продукции от квалификации персонала. В связи с этим актуальной задачей становится поиск и разработка новых методов получения электротехнических изделий, в том числе компенсаторов. Наиболее перспективной усовершенствованной технологией получения медных компенсаторов при помощи соединения контактных пластин с пакетом медной фольги служит метод сварки трением с перемешиванием (СТП).

СТП является технологией формирования неразъемных соединений материалов, отличающейся от традиционных методов сварки энергоэффективностью и универсальностью. Основным принципом получения подобных неразъемных соединений заключается в следующем. Специальный инструмент, вращаясь, погружается в стык двух жестко закрепленных заготовок таким образом, чтобы плечи инструмента были прижаты к поверхности свариваемых пластин с постоянной нагрузкой. Перемещаясь вдоль линии стыка, инструмент формирует сварное соединение благодаря пластификации материала и его переносу за счет адгезионного взаимодействия [1–3]. Качество получаемых соединений напрямую зависит от параметров режима сварки, включающих в себя скорость вращения инструмента, скорость сварки, глубину погружения инструмента в стык заготовок, угол наклона, а также геометрию инструмента. Неправильно подобранные режимы могут привести к образованию ряда дефектов, которые влияют на структуру и прочность сварного соединения [4–9]. Это обусловлено тем, что комбинация параметров сварки определяет температуру процесса, которая, в свою очередь, оказывает прямое влияние на процессы динамической рекристаллизации и адгезионно-диффузионного взаимодействия инструмента со свариваемым материалом. В со-

временной литературе имеется множество публикаций, посвященных сварке различных материалов методом СТП. Наиболее исследованным направлением является сварка алюминиевых сплавов, в первую очередь термически упрочняемых [10–12]. Это связано с тем, что данный класс материалов не поддается сварке традиционными методами плавления [13]. Кроме того, известны работы по сварке и обработке трением с перемешиванием сталей, титановых сплавов и меди [14–19]. Теоретические и экспериментальные исследования процесса сварки трением с перемешиванием меди демонстрируют высокую способность данной технологии для получения неразъемных соединений из меди и ее сплавов.

Таким образом, применение сварки трением с перемешиванием для получения медных компенсаторов может стать перспективным направлением в электротехнической отрасли, которое позволит повысить скорость получения изделий и улучшить их качество. Цель настоящей работы – выявление особенностей структуры и механических характеристик медных компенсаторов, произведенных методом СТП.

### Методика исследований

Исследуемый в данной работе медный компенсатор был получен по усовершенствованной технологии в два этапа – пайкой пакета медной фольги и последующим привариванием к нему контактных пластин (рис. 1) с использованием СТП в два прохода с каждой стороны (рис. 2). Сварку компенсаторов проводили с использованием дополнительных накладных медных пластин толщиной 1,0 мм. Наибольшая толщина сборки полученного медного компенсатора с учетом дополнительных накладных медных пластин составляет 8 мм. В центре находится пакет из 34 медных фольг, а по краям – контактные пластины. Перед сваркой пакет фольг с торцов паяли припоем L-Ag2P (состав: фосфор – 6,2 %, серебро – 2,0 %, остальное медь), который необходим для подготовки пакета фольг (лент) и позволяет создать непрерывный контакт. Предельная эксплуатационная температура припоя L-Ag2P составляет 710 °С.

Для проведения структурных исследований и измерений микротвердости изготавливали специальные образцы. В поперечном сечении



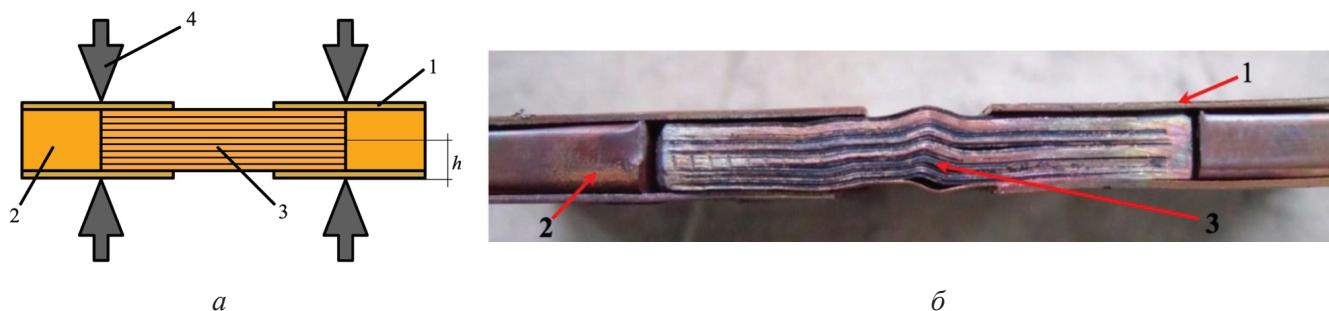


Рис. 1. Сборка медного компенсатора: схема (а) и фотография (б) сборки медного компенсатора, подготовленной к сварке трением с перемешиванием:

1 – накладная медная пластина; 2 – контактная пластина; 3 – пакет медной фольги; 4 – места внедрения СТП-инструмента;  $h$  – глубина проникновения СТП-инструмента

Fig. 1. Copper compensator assembly: the scheme (a) and photography (b) of assembly preparation for friction stir welding:

1 – cover copper plate; 2 – contact plate; 3 – copper foil package; 4 – FSW-tool introduction point;  $h$  – depth of tool penetration

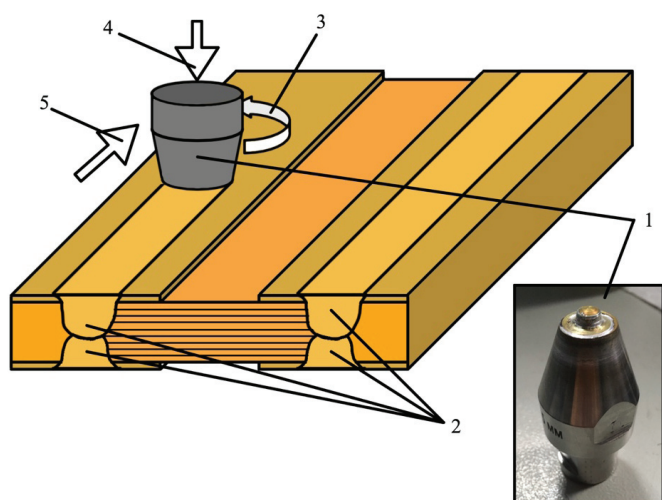


Рис. 2. Схема формирования пакетного медного компенсатора методом сварки трением с перемешиванием:

1 – СТП-инструмент; 2 – зоны перемешивания (ядро сварного соединения); 3 – направление вращения инструмента; 4 – нагружающее усилие; 5 – направление сварки

Fig. 2. The scheme of copper compensator friction stir welding:

1 – FSW-tool; 2 – stir zone (weld nugget); 3 – rotation direction; 4 – load; 5 – welding direction

готового компенсатора механическим способом вырезали образец, затем на его боковых поверхностях подготавливались металлографические шлифы с использованием шлифовальной бумаги различной зернистости и алмазной пасты. Микроструктура выявлялась после химического травления полированных шлифов 40 %-м водным раствором азотной кислоты.

Исследование структуры проводили на металлографическом микроскопе АЛЬТАМИ МЕТ 1С и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50. Микротвердость измерялась на микротвердомере Duramin 5 при нагрузке 50 г. Механические свойства соединения оценивали при испытаниях на растяжение на универсальной испытательной машине УТС 110 М-100.

## Результаты и их обсуждение

На рис. 3 представлена макроструктура неразъемного соединения монолитной пластины и пакета фольг медного компенсатора в поперечном сечении. Неразъемное соединение получено двусторонней СТП. Как видно, в данном типе неразъемного соединения реализуется сплошность контакта (без полостей и пор) от каждой из фольг пакета к монолитной контактной пластине через припой и структурные зоны СТП-соединения. По отсутствию характерных контрастов можно утверждать, что в процессе СТП не произошло формирование интерметаллидных соединений во всех структурных зонах соединения. Это обусловлено несколькими факторами. Во-первых, в исходном материале заготовок из меди марки М1 фактическое содержание примесей не превышает 0,01 % вес. Во-вторых, выбранный в данном эксперименте припой состоит из химических элементов, не образующих интерметаллидных соединений с медью. Кроме того, в процессе СТП формирование соединения происходит в твердой фазе без плавления мате-

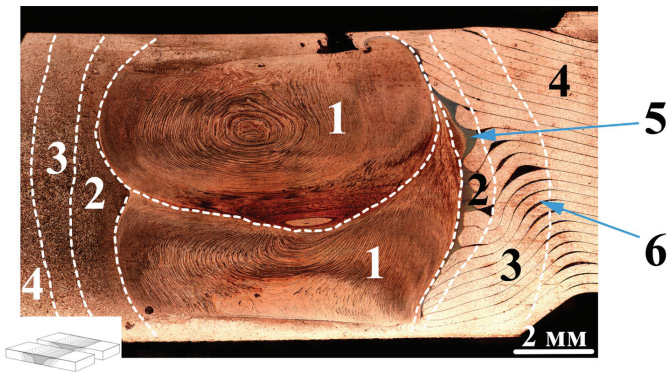


Рис. 3. Макроструктура соединения пакета медных фольг с монолитной пластиной, полученного методом сварки трением:

1 – ЗП; 2 – ЗТМВ; 3 – ЗТВ; 4 – основной металл (ОМ);  
5 – припой; 6 – фольги

Fig. 3. The structure of the joint of copper foil package with monolite plate obtained by FSW method in the copper compensator:

1 – Stir Zone; 2 – Thermo-mechanical Affected Zone;  
3 – Heat Affected Zone; 4 – Base metal; 5 – Solder; 6 – Foils

риала заготовок, а примененный припой способен выдерживать температурные условия СТП без плавления.

В полученном соединении выделяются характерные для СТП структурные зоны: зоны перемешивания (ЗП), зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ), зоны термического влияния (ЗТВ) и зоны основного металла, не испытывающего воздействия процесса сварки. Частичное перекрытие однотипных структурных зон обусловлено двусторонним типом СТП-соединения. ЗП представляет собой динамически рекристаллизованный материал с измельченными по сравнению с основным металлом зернами. На рис. 3 видно, что в ЗП образуется типичная для СТП луковичная структура, представляющая собой слои перенесенного инструментом материала: вращающийся инструмент за счет адгезионного взаимодействия в процессе сварки послойно захватывает материал со стороны пакета медных фольг совместно с припоем, замешивая их слой за слоем в ЗП. Послойный перенос в структуре ЗП показан на рис. 4.

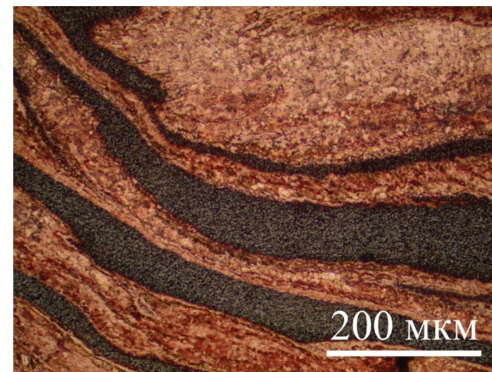


Рис. 4. Слоистая структуры зоны перемешивания меди и припоя

Fig. 4. Layered structure of the copper and solder stir zone

Исследование структуры материала компенсатора методом растровой электронной микроскопии также демонстрирует послойный характер формирования зоны перемешивания неразъемного соединения и отсутствие вредных интерметаллидных соединений. Как можно увидеть из рис. 5, перенос материала в различных участках сварного соединения происходит по-разному. Центральная часть ядра шва представлена крупными ламелями припоя, замешанными между слоями меди. При удалении в верхнюю или нижнюю часть ядра, а также с наступающей или отступающей стороны шва структура пред-

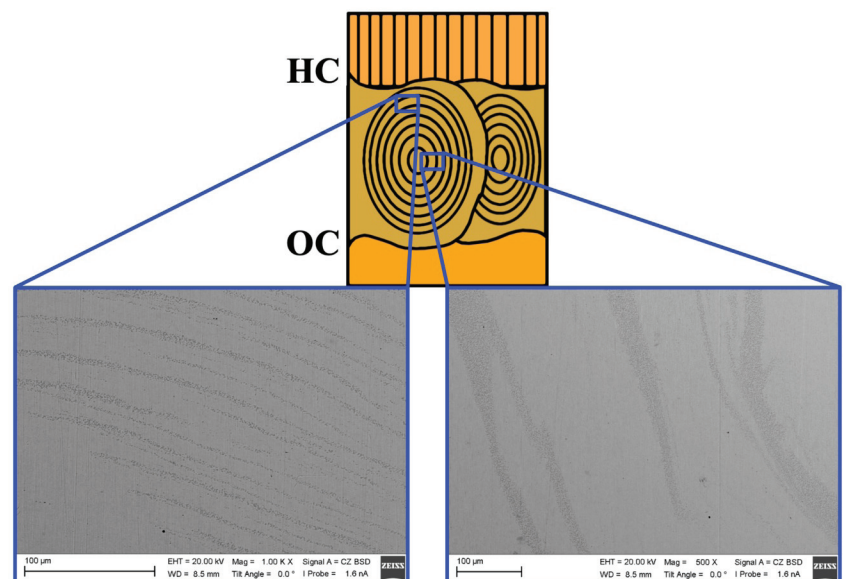


Рис. 5. РЭМ-изображения слоистой структуры в области с наступающей стороны и центральной части зоны перемешивания верхнего (второго) прохода

Fig. 5. SEM-image of the upper (second) pass stir zone layered structure in the advancing side area and central part of nugget

ставлена более тонкими слоями как меди, так и припоя. При этом стоит отметить, что в большей степени припой переносится в область отступающей стороны шва, т. е. стороны, граничащей с материалом монолитной медной пластины (ОС на рис. 5). Неравномерность распределения припоя в зоне перемешивания подтверждается и результатами элементного анализа (см. таблицу).

**Результаты элементного анализа припоя в разных участках зоны перемешивания, ат.%**  
**Elemental analysis results of solder in different parts of the stir zone, at.%**

Участок ЗП	Фосфор, Р	Медь, Cu
Центр	4,58	95,42
НС	7,65	93,68
ОС	14,52	85,48
Верх	8,96	91,04

Можно отметить, что в разных участках шва соотношение меди и фосфора в слоях припоя отличается. Из этого можно сделать вывод, что в процессе СТП имеет место взаимная диффузия перемешиваемых материалов, причем интенсивность диффузионных процессов изменяется при удалении от стержня инструмента. Это обусловлено, прежде всего, сложным характером термомеханического воздействия в процессе сварки.

Измерение микротвердости материала компенсатора было проведено в разных участках сварного шва вдоль линий, показанных на рис. 6.

Полученные данные также демонстрируют неоднородность распределения припоя в сварном соединении. Как видно из рис. 7, наибольшая микротвердость наблюдается в центральной части зоны перемешивания верхнего прохода за счет скопления крупных ламелей припоя, что было показано на электронно-микроскопическом изображении (рис. 5). В переходной зоне между верхним и нижним проходом микротвердость распределена более равномерно, поскольку материал в данной области испытывал повторное термомеханическое воздействие и перемешивание инструментом. Стоит также отметить, что микротвердость материала с отступающей стороны шва выше, чем с наступающей, что подтверждают результаты микроскопического и элементного анализа, приведенные выше. При этом средний уровень микротвер-

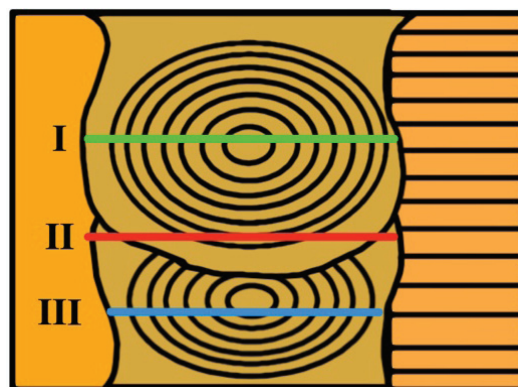


Рис. 6. Схема измерения микротвердости. Отрезками I, II и III показаны траектории, вдоль которых проводились измерения микротвердости с шагом 0,25 мм

Fig. 6. Microhardness measurement scheme. Sections I, II and III show the trajectories along which the microhardness was measured in 0.25 mm increments

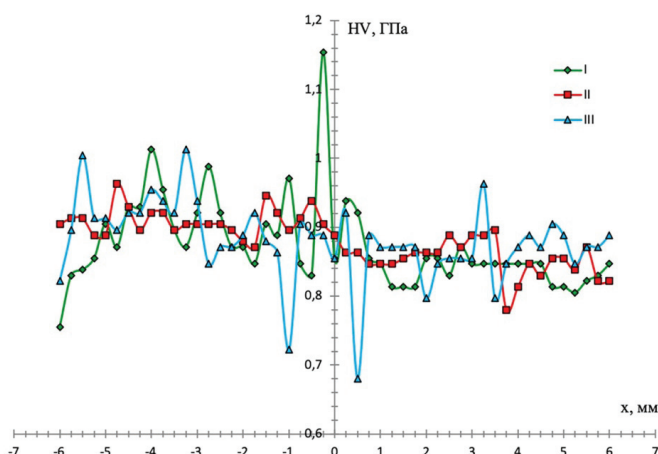


Рис. 7. Распределение микротвердости в сварном соединении медного компенсатора вдоль траекторий I, II и III

Fig. 7. Microhardness of the copper compensator weld joint along trajectories I, II and III

дости в зоне перемешивания (0,9 ГПа) хорошо коррелирует с аналогичными характеристиками меди марки М1 после интенсивной пластической деформации методом радиально-сдвиговой прокатки [20].

Механические испытания демонстрируют высокую способность материала компенсатора сопротивляться растягивающим нагрузкам. Как видно из диаграммы нагружения (рис. 8), разрушение компенсатора происходит не по сварному соединению, а последовательным разрывом фольг в пакете. Каждому падению нагрузки

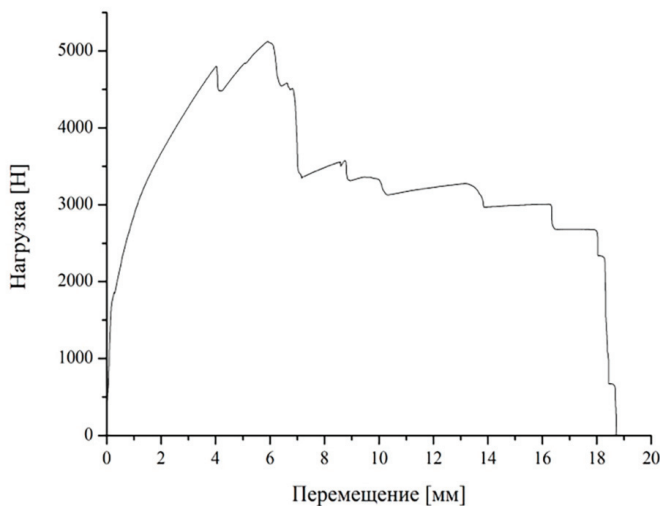


Рис. 8. Диаграмма испытания на статическое растяжение образца медного компенсатора

Fig. 8. Static tensile test diagram of copper compensator specimen

в процессе испытания соответствует разрыв одной или нескольких медных фольг. Такой характер разрушения материала свидетельствует о качестве полученного СТП-соединения. Неполноценный разрыв пакета положительно влияет на эксплуатацию компенсатора, так как становится возможным визуальное обнаружение дефекта и замена поврежденного элемента до его выхода из строя.

Полученные в данной работе результаты свидетельствуют о том, что применение сварки трением с перемешиванием для производства медных компенсаторов для электротехнической отрасли позволяет получать надежные и качественные изделия. Как показали проведенные исследования, соединение пакета фольг с монолитной контактной пластиной методом СТП позволяет избежать формирования нежелательных интерметаллических соединений, обладающих высоким электросопротивлением. При этом материал фольг не претерпевает структурных изменений, следовательно, электропроводность компенсатора остается на прежнем уровне. С использованием СТП будет возможно получать большое количество медных компенсаторов за счет возможности сварки протяженных швов за один проход с последующей резкой для получения готовых изделий. Благодаря этому удастся минимизировать влияние человеческого фактора на качество изделий и повысить скорость изготовления.

## Выводы

Проведенные исследования позволили получить необходимые сведения о возможности использования технологии сварки трением с перемешиванием для производства медных компенсаторов. Анализ полученных данных позволяет сделать следующие выводы.

В процессе сварки трением с перемешиванием исключается возможность формирования в сварном шве интерметаллидов, обладающих высоким электросопротивлением, благодаря твердофазному механизму соединения, а также отсутствию в материале формируемого соединения химических элементов, образующих интерметаллиды.

Припой в зоне перемешивания сварного шва распределяется неравномерно. Наибольшее скопление ламелей припоя наблюдается в зоне с отступающей стороны шва, что подтверждается результатами измерения микротвердости и элементного анализа.

Механические испытания образца демонстрируют, что разрушение компенсатора происходит последовательным разрывом фольг, что позволяет своевременно выявлять поврежденный элемент и производить его замену.

Структура пакета фольг после соединения с монолитной пластиной методом СТП не претерпевает изменений, благодаря чему электропроводность изделия не ухудшается.

## Список литературы

1. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, E.A. Kolubaev, T.A. Kalashnikova // *Tribology International*. – 2017. – Vol. 115. – P. 191–198. – DOI: 10.1016/j.triboint.2017.05.039.
2. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // *Wear*. – 2014. – Vol. 318, N 1. – P. 130–134. – DOI: 10.1016/j.wear.2014.06.014.
3. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // *Material Science and Engineering: R*. – 2005. – Vol. 50, N 1. – P. 1–78. – DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
4. Al-Moussawi M., Smith A.J. Defects in friction stir welding of steel // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2018. – Vol. 7, N 2. – P. 194–202. – DOI: 10.1007/s13632-018-0438-1.



5. *AbuShanab W.S., Moustafa E.B.* Detection of friction stir welding defects of AA1060 aluminum alloy using specific damping capacity // *Materials* (Basel, Switzerland). – 2018. – Vol. 11, N 12. – P. 2437. – DOI: 10.3390/ma11122437.

6. Challenges in the detection of weld-defects in friction-stir-welding (FSW) / *M.A. Wahab, M.W. Dewan, D.J. Huggett, A.M. Okeil, T.W. Liao, A.C. Nunes* // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2019. – Vol. 5, N 2. – P. 258–278. – DOI: 10.1080/2374068X.2019.1575713.

7. *Das B., Pal S., Bag S.* Defect detection in friction stir welding process using signal information and fractal theory // *Procedia Engineering*. – 2016. – Vol. 144. – P. 172–178. – DOI: 10.1016/j.proeng.2016.05.021.

8. Reduction of defects in Al-6061 friction stir welding and verified by radiography / *D. Kumaravel, V.K.B. Raja, C. Potnuru, N. Polina* // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 197. – P. 12062. – DOI: 10.1088/1757-899x/197/1/012062.

9. Experimental study on effect of welding parameters of friction stir welding (FSW) on aluminium AA5083 T-joint / *M.T.S.M. Said, D.A. Hamid, A. Ismail, S.N.N. Zainal, M. Awang, M.A. Rojan, I.M. Ikram, M.F. Makhtar* // *Information Technology Journal*. – 2016. – Vol. 15. – P. 99–107. – DOI: 10.3923/itj.2016.99.107.

10. *Khodir S.A., Shibayanagi T.* Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys // *Materials Science and Engineering: B*. – 2008. – Vol. 148, N 1. – P. 82–87. – DOI: 10.1016/j.mseb.2007.09.024.

11. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / *K.N. Kalashnikov, S.Yu. Tarasov, A.V. Chumaevskii, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.N. Ivanov* // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 103. – P. 2121–2132. – DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.

12. Tensile strength on friction stir processed AMg5 (5083) aluminum alloy / *A.V. Chumaevsky, A.A. Eliseev, A.V. Filippov, V.E. Rubtsov, S.Yu. Ta-*

*rasov* // *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – Vol. 1783. – P. 5–9. – DOI: 10.1063/1.4966320.

13. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys / *P. Kah, R. Rajan, J. Martikainen, R. Suoranta* // *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. – 2015. – Vol. 10, N 1. – P. 26. – DOI: 10.1186/s40712-015-0053-8.

14. *Gangwar K., Ramulu M.* Friction stir welding of titanium alloys: a review // *Materials and Design*. – 2018. – Vol. 141. – P. 230–255. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.12.033.

15. A review of friction stir welding of steels: tool, material flow, microstructure, and properties / *F.C. Liu, Y. Hovanski, M.P. Miles, C.D. Sorensen, T.W. Nelson* // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2018. – Vol. 34, N 1. – P. 39–57. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.10.024.

16. Friction stir welding of dissimilar aluminum alloy combinations: state-of-the-art / *V. Patel, W. Li, G. Wang, F. Wang, A. Vairis, P. Niu* // *Metals*. – 2019. – Vol. 9 (3). – P. 270. – DOI: 10.3390/met9030270.

17. Friction stir welding of copper: numerical modeling and validation / *P. Sahlot, A.K. Singh, V.J. Badheka, A. Arora* // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2019. – Vol. 72 (5). – P. 1339–1347. – DOI: 10.1007/s12666-019-01629-9.

18. *Hwang Y.M., Fan P.L., Lin C.H.* Experimental study on friction stir welding of copper metals // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2010. – Vol. 210 (12). – P. 1667–1672. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.05.019.

19. Investigation of mechanical properties of friction stir welded pure copper plates / *P. Nagabharam, D.S. Rao, J.M. Kumar, N. Gopikrishna* // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5, N 1, pt. 1. – P. 1264–1270. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.210.

20. *Valeeva A.K., Valeev I.S.* On the microhardness and microstructure of copper Cu99,99 % at radial-shear rolling // *Letters on Materials*. – 2013. – Vol. 3 (1). – P. 38–40. – DOI: 10.22226/2410-3535-2013-1-38-40.

## Конфликт интересов

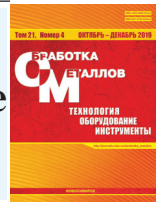
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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)



## Structure and Properties of Copper Compensator Joints obtained by Hybrid Friction Stir Welding Technology

Tatiana Kalashnikova<sup>1, a</sup>, Kirill Kalashnikov<sup>1, b, \*</sup>, Mikhail Shvedov<sup>2, c</sup>, Petr Vasilyev<sup>2, d</sup>

<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Science, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

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

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0388-4011>, [gelombang@ispms.tsc.ru](mailto:gelombang@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0286-7156>, [kkn@ispms.tsc.ru](mailto:kkn@ispms.tsc.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5735-6134>, [shved1951@rambler.ru](mailto:shved1951@rambler.ru), <sup>d</sup> <http://orcid.org/0000-0002-5147-6266>, [svarkacheb@yandex.ru](mailto:svarkacheb@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 15 September 2019

Revised: 14 October 2019

Accepted: 15 October 2019

Available online: 15 December 2019

#### Keywords:

Friction stir welding  
Copper compensator  
Weld structure  
Mechanical properties

#### Funding

This work is performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013-2020, line of research III.23.

### ABSTRACT

**Introduction.** Special copper compensators are used to compensate for temperature expansion, vibrations and the resulting dangerous deformations on power live conductors. Application of compensators for current-carrying elements allows to increase reliability, durability and safety of power electrical devices operation. However, now for compensators manufacturing the technology of the manual soldering is used, which lacks are low productivity, the limited sizes of received products, and also dependence of products quality on the personnel qualification. In this connection, the actual task is to develop new promising methods of obtaining copper compensators. Such methods include friction stir welding. This type of permanent joints formation is widely used in the shipbuilding and automotive industries, production of missile bodies for aerospace, and others. Friction stir welding was developed primarily for the production of permanent joints of thermally hardenable aluminum alloys, but it is also used for welding of thermally non-hardenable aluminum alloys, titanium alloys, steels and copper. Theoretical and experimental studies of friction stir welding of copper demonstrate the high ability of this technology to produce permanent joints from copper and its alloys. **The purpose of the present work** was to reveal the peculiarities of the structure and mechanical properties of copper compensators produced by friction stir welding. **Results and discussions.** The carried out researches have shown, that at friction stir welding of copper monolithic plate with copper foil, preliminary connected by soldering in a package, allows to receive a joint without formation of undesirable intermetallic compounds. Solder layers are mixed in the weld, and the distribution of solder in the stir zone is uneven. Microhardness and elemental microanalysis data showed that the retreating side of the joint contains the largest number of solder layers. The structure of the foil package has not changed after welding, so that the conductivity of the material has not changed either. Tensile tests have shown that the compensator is not fractured by the weld, but by successive rupture of the copper foil, which allows the damaged element to be identified in advance.

**For citation:** Kalashnikova T.A., Kalashnikov K.N., Shvedov M.A., Vasilyev P.A. Structure and properties of copper compensator joints obtained by hybrid friction stir welding technology. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 85–93. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-85-93. (In Russian).

### References

1. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Kolubaev E.A., Kalashnikova T.A. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 191–198. DOI: 10.1016/j.triboint.2017.05.039.
2. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*, 2014, vol. 318, no. 1, pp. 130–134. DOI: 10.1016/j.wear.2014.06.014.
3. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Material Science and Engineering: R*, 2005, vol. 50, no. 1, pp. 1–78. DOI: 10.1016/j.mser.2005.07.001.

#### \* Corresponding author

Kalashnikov Kirill N., Junior Staff Scientist  
 Institute of Strength Physics and Materials Science  
 Siberian Branch of Russian Academy of Science,  
 2/4, pr. Akademicheskii,  
 Tomsk, 634055, Russian Federation  
 Tel.: +7 (913) 883-69-62, e-mail: [kkn@ispms.tsc.ru](mailto:kkn@ispms.tsc.ru)



4. Al-Moussawi M., Smith A.J. Defects in friction stir welding of steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2018, vol. 7, no. 2, pp. 194–202. DOI: 10.1007/s13632-018-0438-1.
5. AbuShanab W.S., Moustafa E.B. Detection of friction stir welding defects of AA1060 aluminum alloy using specific damping capacity. *Materials* (Basel, Switzerland), 2018, vol. 11, no. 12, p. 2437. DOI: 10.3390/ma11122437.
6. Wahab M.A., Dewan M.W., Huggett D.J., Okeil A.M., Liao T.W., Nunes A.C. Challenges in the detection of weld-defects in friction-stir-welding (FSW). *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2019, vol. 5, no. 2, pp. 258–278. DOI: 10.1080/2374068X.2019.1575713.
7. Das B., Pal S., Bag S. Defect detection in friction stir welding process using signal information and fractal theory. *Procedia Engineering*, 2016, vol. 144, pp. 172–178. DOI: 10.1016/j.proeng.2016.05.021.
8. Kumaravel D., Raja V.K.B., Potnuru C., Polina N. Reduction of defects in Al-6061 friction stir welding and verified by radiography. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 197, p. 12062. DOI: 10.1088/1757-899x/197/1/012062.
9. Said M.T.S.M., Hamid D.A., Ismail A., Zainal S.N.N., Awang M., Rojan M.A., Ikram I.M., Makhtar M.F. Experimental study on effect of welding parameters of friction stir welding (FSW) on aluminium AA5083 T-joint. *Information Technology Journal*, 2016, vol. 15, pp. 99–107. DOI: 10.3923/itj.2016.99.107.
10. Khodir S.A., Shibayanagi T. Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: B*, 2008, vol. 148, no. 1, pp. 82–87. DOI: 10.1016/j.mseb.2007.09.024.
11. Kalashnikov K.N., Tarasov S.Yu., Chumaevskii A.V., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Ivanov A.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103, pp. 2121–2132. DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.
12. Chumaevsky A.V., Eliseev A.A., Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu. Tensile strength on friction stir processed AMg5 (5083) aluminum alloy. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1783, pp. 5–9. DOI: 10.1063/1.4966320.
13. Kah P., Rajan R., Martikainen J., Suoranta R. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 2015, vol. 10, no. 1, p. 26. DOI: 10.1186/s40712-015-0053-8.
14. Gangwar K., Ramulu M. Friction stir welding of titanium alloys: a review. *Materials and Design*, 2018, vol. 141, pp. 230–255. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.12.033.
15. Liu F.C., Hovanski Y., Miles M.P., Sorensen C.D., Nelson T.W. A review of friction stir welding of steels: tool, material flow, microstructure, and properties. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, no. 1, pp. 39–57. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.10.024.
16. Patel V., Li W., Wang G., Wang F., Vairis A., Niu P. Friction stir welding of dissimilar aluminum alloy combinations: state-of-the-art. *Metals*, 2019, vol. 9 (3), pp. 270. DOI: 10.3390/met9030270.
17. Sahlot P., Singh A.K., Badheka V.J., Arora A. Friction stir welding of copper: numerical modeling and validation. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2019, vol. 72 (5), pp. 1339–1347. DOI: 10.1007/s12666-019-01629-9.
18. Hwang Y.M., Fan P.L., Lin C.H. Experimental study on friction stir welding of copper metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, vol. 210 (12), pp. 1667–1672. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.05.019.
19. Nagabharam P., Rao D.S., Kumar J.M., Gopikrishna N. Investigation of mechanical properties of friction stir welded pure copper plates. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, no. 1, pt. 1, pp. 1264–1270. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.210.
20. Valeeva A.K., Valeev I.S. On the microhardness and microstructure of copper Cu99,99% at radial-shear rolling. *Letters on Materials*, 2013, vol. 3 (1), pp. 38–40. DOI: 10.22226/2410-3535-2013-1-38-40.

## Conflicts of Interest

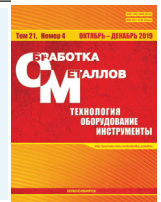
The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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)



## Закономерности формирования материалов с композитной структурой с использованием аддитивной электронно-лучевой технологии, сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки

Татьяна Калашникова<sup>1, a</sup>, Анастасия Гусарова<sup>1, b</sup>, Андрей Чумаевский<sup>1, c</sup>,  
 Евгений Княжев<sup>2, d</sup>, Михаил Шведов<sup>3, e</sup>, Петр Васильев<sup>3, f</sup>

<sup>1</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

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

<sup>3</sup> Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, г. Чебоксары, 428003, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0388-4011>, [gelombang@ispms.tsc.ru](mailto:gelombang@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>, [gusarova@ispms.ru](mailto:gusarova@ispms.ru),

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, [zhenya4825@gmail.com](mailto:zhenya4825@gmail.com),

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5735-6134>, [shved1951@rambler.ru](mailto:shved1951@rambler.ru), <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5147-6266>, [svarkacheb@yandex.ru](mailto:svarkacheb@yandex.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.1:620.184:620.178.152.341

#### История статьи:

Поступила: 16 сентября 2019

Рецензирование: 14 октября 2019

Принята к печати: 15 октября 2019

Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Сварка трением с перемешиванием

Фрикционная перемешивающая обработка

Электронно-лучевая аддитивная технология

Структурно-фазовое состояние

Механические свойства

#### Финансирование

Работы по получению и исследованию структуры образцов методом сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки выполнены в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23. Работы по получению и исследованию структуры методом аддитивного электронно-лучевого производства выполнены в рамках проекта Российского научного фонда № 19-79-00136.

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В настоящее время среди методик получения полиметаллических структур большое значение имеют технологии твердофазного и жидкофазного получения материалов, а также способы комбинирования различных методик и использования гибридных технологий. В связи с этим необходимо проведение комплексных сравнительных исследовательских испытаний структурно-фазовых изменений в материалах, полученных различными методиками из разнородных металлов и сплавов. **Целью настоящей работы** является получение различными методами полиметаллических структур системы «медь-алюминий» и исследование структурно-фазового состояния. В работе проведены исследования структуры полиметаллических образцов системы «медь-алюминий», сформированных методами сварки трением с перемешиванием, фрикционной перемешивающей обработки и аддитивной электронно-лучевой проволоочной технологии. В работе использовались такие **методы исследования**, как оптическая, растровая электронная микроскопия и измерение микротвердости. **Результаты и обсуждения.** Выявлены различные особенности образования твердых растворов и интерметаллидных фаз в материалах при различных технологических процессах и определены особенности формирования дефектов в зависимости от технологических приемов формирования образцов. Определены возможности получения образцов с композитной структурой с упрочняющими интерметаллидными частицами на основе металлической матрицы различными методами производства и обработки материалов. Полученные данные свидетельствуют о формировании интерметаллидных фаз более высокой твердости в области граничного слоя при перемешивании компонентов системы в жидком состоянии в условиях аддитивной электронно-лучевой технологии. Распределение интерметаллидных компонентов является более равномерным при фрикционной перемешивающей обработке листового пакета меди и алюминия с расположением листового проката алюминиевого сплава в верхней части. Наименее твердые интерметаллидные фазы образуются при сварке трением с перемешиванием. Неоднородности строения зоны перемешивания компонентов системы при сварке трением с перемешиванием обусловлены различными условиями на наступающей и отступающей стороне образца. Строение зоны перемешивания образца разнородных материалов аналогично формирующимся при сварке трением с перемешиванием однородных материалов и представлено вихревой структурой с чередованием слоев различных компонентов системы. Интенсивное диффузионное взаимодействие алюминиевого сплава и меди при фрикционной перемешивающей обработке приводит к внедрению твердых растворов и интерметаллидных фаз на существенную глубину в зону термического влияния медного листа.

**Для цитирования:** Закономерности формирования материалов с композитной структурой с использованием аддитивной электронно-лучевой технологии, сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки / Т.А. Калашникова, А.В. Гусарова, А.В. Чумаевский, Е.О. Княжев, М.А. Шведов, П.А. Васильев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 94–112. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112.

#### \*Адрес для переписки

Калашникова Татьяна Александровна, м.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
 пр. Академический, 2/4,  
 634055, г. Томск, Россия

Тел.: +7 (913) 883-70-02, e-mail: [gelombang@ispms.ru](mailto:gelombang@ispms.ru)



## Введение

В настоящее время в связи с необходимостью получения материалов методом фрикционной перемешивающей обработки и сварки трением с перемешиванием из однородных и разнородных материалов одной из наиболее актуальных задач для исследований является определение закономерностей взаимодействия материалов при интенсивном термомеханическом взаимодействии в квазивязком состоянии [1–5]. С помощью данного метода возможно создание градиентных материалов с упрочненной структурой поверхностного слоя с ультрамелкодисперсной зеренной структурой.

Из работ, посвященных модификации поверхностного слоя методом фрикционной перемешивающей обработки, можно выделить три основных типа.

Первый тип посвящен упрочнению поверхностного слоя материала посредством измельчения зерен с образованием ультрамелкодисперсной структуры [6–8]. При этом в структуре, например алюминиевых сплавов, преобладают полностью рекристаллизованные равноосные зерна аналогично со сваркой трением с перемешиванием [9–11]. Механические свойства полученных материалов в испытаниях на растяжение увеличиваются в зависимости от сплава как на незначительную величину менее 10...15 %, так и на величину более чем 30 %, при этом происходит достаточно существенное увеличение пластичности [12–14].

Второй тип работ посвящен упрочнению поверхностного слоя путем замешивания в поверхность различных дисперсных частиц, приводящих к измельчению структуры и повышению эксплуатационных характеристик изделия путем заполнения канавок с проходом инструмента вдоль канавки [15–17].

Третий тип работ направлен на получение фрикционной перемешивающей обработкой смеси фаз в поверхностном слое, например, путем внедрения меди в поверхностный слой алюминиевого сплава с помощью порошков или внедряемых элементов [18, 19]. При этом для замешивания в поверхностный слой упрочняющих частиц используется как порошковый материал,

засыпаемый в углубления в поверхностном слое, так и различные цилиндрические элементы, внедренные в поверхностный слой, а также листовой материал [20–22].

С помощью таких методик возможно получение композиционных материалов с металлической матрицей различного состава. При этом в основе методов получения материала с разнородной структурой лежит процесс адгезионного трения, включающий в себя процесс пластической деформации и фрагментации материала в зоне трения с образованием вязкого течения материала. При этом в условиях наличия в поверхностном слое двух материалов с различными физико-механическими свойствами в процессе образования различных потоков материала и их интенсивного взаимодействия в стесненных условиях происходит образование сложной смеси входящих в реакцию компонентов системы и результатов их взаимодействия в виде твердых растворов или интерметаллидных фаз.

При существенных положительных сторонах процесса получения композиционной структуры из разнородных материалов методами фрикционной перемешивающей обработки или сварки имеются и негативные стороны, связанные с ограниченностью формы и размеров получаемых образцов, а также со скоростью получения деталей. Ряд технологий, основанных на аддитивном получении материалов, позволяет получать детали из разнородных материалов с различным, в том числе композитным, строением путем послойного нанесения на подложку проволочного или порошкового материала с достаточно высокой производительностью и вариативностью по форме и размерам.

Аддитивные технологии широко применяются для получения материалов сложной формы, а также материалов с наличием в их структуре различных составляющих, сочетание которых невозможно при формировании изделий традиционными методами изготовления изделий [23–27]. К основным технологиям, позволяющим получать материалы аддитивным методом, относятся лазерная, электронно-лучевая и дуговая. Данные технологии обладают возможностью подвода проволочного или порош-

кового материала в зону печати [28, 29]. Одним из наиболее существенных применений для аддитивных технологий является формирование функционально-градиентных материалов, для которых подходит лазерная и электронно-лучевая проволоочные технологии [30, 31]. При этом при формировании изделий в вакууме наиболее экономичной и технологически применимой является аддитивная электронно-лучевая технология, позволяющая получать материалы высокого качества с находящимися на уровне литого материала механическими свойствами [32–34]. Таким методом получают детали из металлов, склонных к интенсивному окислению в атмосфере без негативного влияния последнего на структуру.

Более того, электронно-лучевая технология позволяет изготавливать полиметаллические функционально-градиентные материалы с наличием плавного градиента структуры от одного материала к другому [35–37]. При этом в материале происходит образование сложного иерархически организованного структурно-фазового состояния с наличием различных типов фаз в зависимости от типов используемых материалов и соответствующих им в зоне градиента диаграмм состояния. Одной из наиболее целесообразных для получения биметаллических функционально-градиентных материалов для электротехнической промышленности и узлов трибосопряжений являются материалы на основе алюминиевых и медных сплавов. С применением данного сочетания материалов возможно как формирование градиентных поверхностных трибологических структур со смесью интерметаллидных и твердорастворных фаз, так и получение деталей с легкой сердцевиной, прочным и износостойким поверхностным слоем, а также с возможностью получения эффективного электроконтакта алюминиевого и медного сплава. Получение таких образцов становится возможным с применением нескольких податчиков проволоочного филламента и осуществлением поочередной или постоянной градиентной подачи двух материалов в зону аддитивной печати [38–42]. При этом в зоне контакта при печати помимо неоднородной и градиентной структуры формируется ряд дефектов и неоднородностей распределения компонентов системы, что приводит к наличию

ряда ограничений для применения данной технологии с точки зрения получения композиционных материалов с металлической матрицей или функционально-градиентных материалов с совмещением в одном образце свойств двух различных металлов или сплавов.

Методики сварки трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработки имеют ряд отличий по технологии получения и закономерностям перемешивания материала при интенсивной пластической деформации, что приводит к существенным различиям по формируемой структуре в зоне перемешивания в вязком состоянии. Технология электронно-лучевого получения материалов с интенсивным перемешиванием в жидком состоянии приводит к образованию материалов с совершенно отличной структурой за счет иной природы внедрения материала в зону печати и особенностей перемешивания. По этой причине необходимы исследования формируемой структуры при различных технологических процессах получения и выявление особенностей их формирования в зависимости от выбранного способа получения. В настоящей работе исследованы особенности получения полиметаллической композитной структуры системы «медь–алюминий» при сварке трением с перемешиванием, фрикционной перемешивающей обработке, а также при аддитивном электронно-лучевом производстве.

### Методика исследований

Фрикционная перемешивающая обработка образцов из алюминиевого сплава АА5056 и меди С11000 (рис. 1, а) проводилась на лабораторной установке в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Толщина использованного листового проката составляла 2 мм, глубина обработки 2,5 мм. Подбор параметров процесса осуществлялся эмпирически.

Сварка трением с перемешиванием (рис. 1, б) сплавов АА1050 и С11000 проводилась по накладной технологической пластине на опытной лабораторной установке, изготовленной ЗАО «Чебоксарское предприятие “Сеспель”» в Чувашском государственном университете им. И.Н. Ульянова. Параметры (скорость вращения и продольного перемещения инструмента, сила прижатия

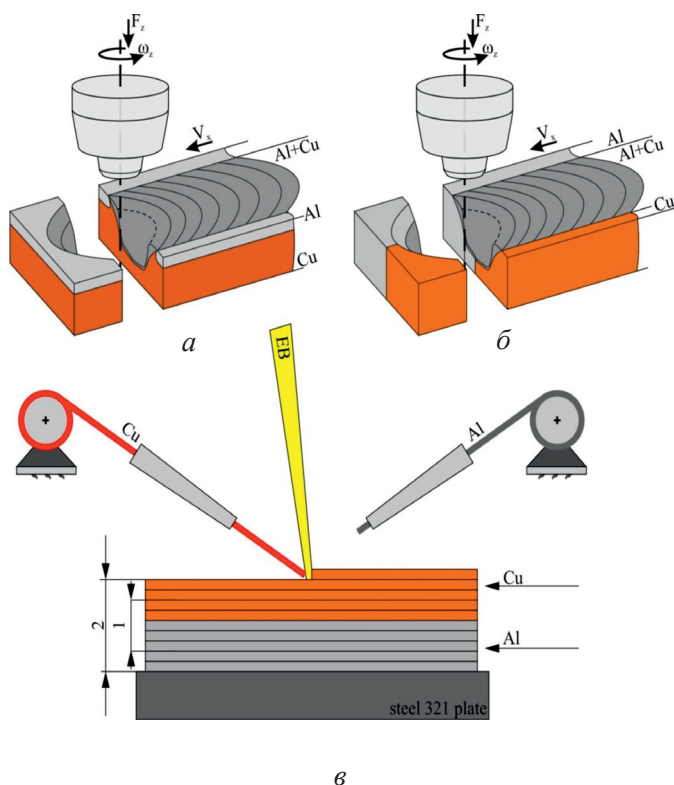


Рис. 1. Схемы процессов получения образцов системы «медь-алюминий»:

*a* – методом фрикционной перемешивающей обработки; *б* – методом сварки трением с перемешиванием; *в* – методом электронно-лучевой аддитивной технологии; 1 – градиентная зона 3D-печати; 2 – общая высота образца; EB – электронный пучок;  $F_z$  – осевое усилие при сварке и обработке;  $\omega$  – скорость вращения инструмента;  $V_x$  – скорость подачи заготовки при сварке

Fig. 1. Schemes of processes for obtaining «copper-aluminum» system:

*a* – samples by friction stir processing; *б* – friction stir welding; *в* – electron-beam additive manufacturing; 1 – 3D-printing gradient zone; 2 – total sample height; EB – electronic beam;  $F_z$  – axial welding and processing force;  $\omega$  – tool rotation speed;  $V_x$  – workpiece feed rate during welding

инструмента к заготовке) подбирались опытным путем соответственно геометрии рабочей части инструмента. Толщина свариваемых пластин составляла 3 мм, накладной пластины 1 мм. Накладная технологическая пластина из алюминиевого сплава располагалась поверх свариваемых пластин для стабилизации процесса сварки медного и алюминиевого сплава.

Аддитивное получение образцов из алюминиевого сплава AA5056 и меди С11000 производилось на экспериментальной установке в ИФПМ СО РАН при помощи двух податчиков проволочного филамента поочередно в последовательности «алюминий–медь» (рис. 1, в). Зна-

чения параметров процесса печати (сила тока пучка и скорость подачи проволоки) определяли эмпирическим путем. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ, развертка пучка – эллипс. Средняя толщина слоя находится в пределах 0,8...1,5 мм. Толщина использованных проволок составляла 1,2 мм. Толщина полученных образцов в форме «стенок» составляла от 6 до 8 мм, высота 30...50 мм. В качестве подложки была использована аустенитная сталь 321, листовой прокат толщиной 10 мм.

Микроструктура образцов полиметаллов исследовалась на вырезанных электроискровым методом в поперечном сечении образцах с использованием растровой и оптической микроскопии. РЭМ-исследования проводились при помощи растрового электронного микроскопа Semtrac mini и микроскопа Zeiss LEO EVO 50 в режиме обратно рассеянных электронов. Химический состав различных структурных составляющих определяли с помощью микро-рентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе. Оптическую микроскопию проводили на металлографическом микроскопе АЛЪТАМИ МЕТ 1С и конфокальном микроскопе Olympus LEXT 4100, микротвердость измерялась на микротвердомере Duramin 5.

## Результаты и их обсуждение

При сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава AA1050 и меди С11000 в зоне перемешивания формируется сложно организованная структура, представляющая собой смесь чередующихся слоев меди и алюминия с общим для зоны перемешивания кольцевым строением (рис. 2). Пунктирными линиями разделены характерные структурные зоны СТП соединения: зона перемешивания 1, зона термомеханического воздействия 2, зона термического влияния 3 и основной металл 4. Размер зерна в основном металле сплава AA1050 составляет  $74,71 \pm 7,93$  мкм, в зоне перемешивания  $2,38 \pm 0,80$  мкм.

В зоне перемешивания на макроуровне наблюдаются ламели меди, замешанные в алюминиевый сплав и образующие так называемую «луковичную» структуру. Зоны термического и термомеханического влияния у меди меньше, так как теплопроводность меди выше, чем у

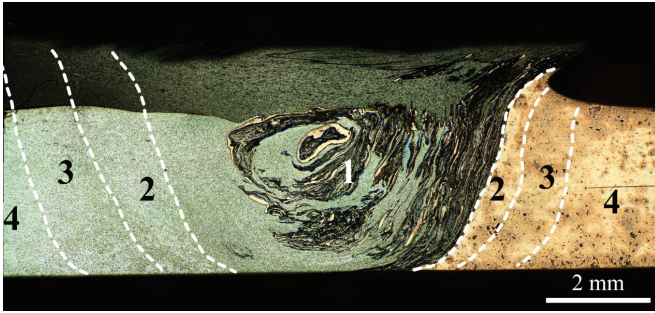


Рис. 2. Структура сварного шва алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000, полученного сваркой трением с перемешиванием:

1 – зона перемешивания; 2 – зона термомеханического влияния; 3 – зона термического влияния; 4 – основной металл

Fig. 2. Friction stir welded joint structure of aluminium alloy AA1050 and copper C11000.

1 – stir zone; 2 – thermomechanically affected zone; 3 – heat affected zone; 4 – base metal

алюминия. Средний размер зерна в зоне термического влияния составляет  $52,44 \pm 11,60$  мкм.

При перемешивающей фрикционной обработке структура металла в зоне перемешивания характеризуется аналогичным составом и большей однородностью. В зоне выхода инструмента (рис. 3, а) наблюдается образование механических смесей (зона 1, рис. 3, а) и интерметаллидных фаз (зона 3, рис. 3, а) в зоне перемешивания, а также формирование наплывов в крайней части примыкания инструмента к меди (зона 2, рис. 3, а). В нижней части зоны перемешивания (зона б, рис. 3, б) отмечается наличие интенсивной диффузии алюминия в медь с образованием твердых растворов (зона 4, рис. 3, а; зона 5, рис. 3, б) и интерметаллидных фаз (зона 7, рис. 3, б). Зона с интенсивной диффузией алю-

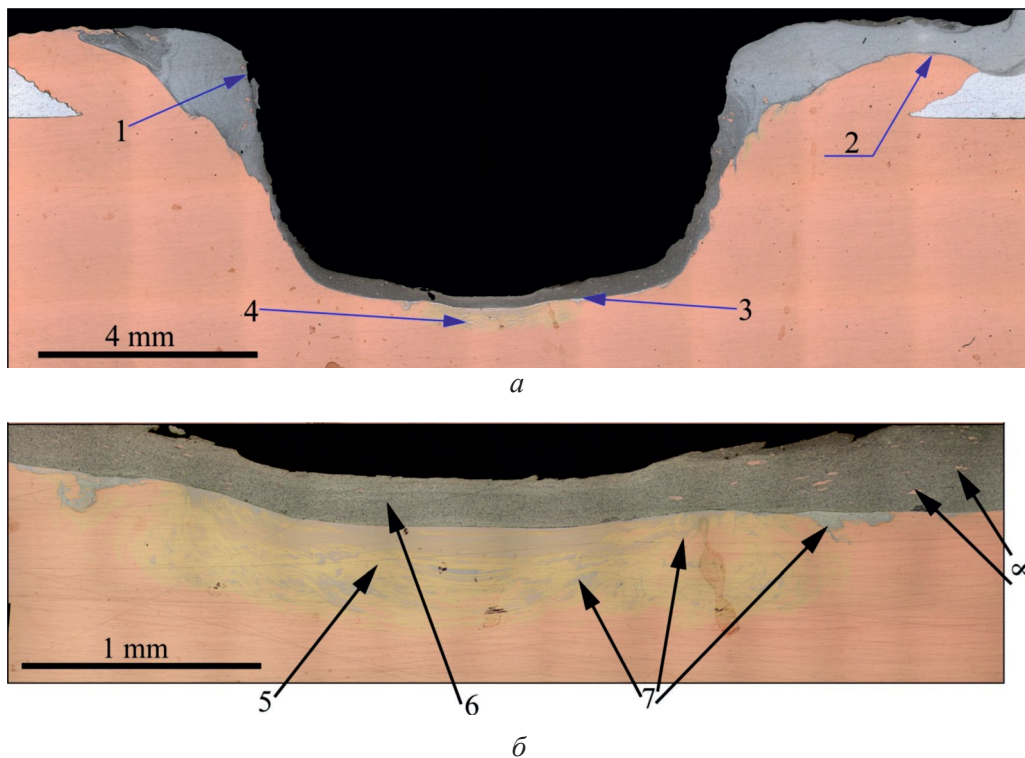


Рис. 3. Структура образцов в зоне выхода инструмента при получении образца из алюминиевого сплава AA5056 и меди C11000 методом фрикционной перемешивающей обработки:

а – панорамное изображение; б – увеличенное изображение нижней части зоны контакта инструмента и образца; 1, 6 – зона формирования механических смесей; 2 – образование наплыва на краю медного образца; 3, 7 – зона формирования интерметаллидных фаз; 5 – область формирования твердых растворов

Fig. 3. Structure of friction stir processed aluminum alloy AA5056 and copper C11000 samples:

а – in the tool outlet area, and б – enlarged image of the contact area between the tool and the sample; 1, 6 – zone of mechanical mixtures formation; 2 – formation of copper sample inflow on the edge; 3, 7 – zone of intermetallic phases formation; 5 – area of solid solutions formation

миния в медь представляет собой чередование слоев меди, твердого раствора алюминия в меди и интерметаллидных прослоек.

Аналогичные образования наблюдаются по краям зоны перемешивания (рис. 4), где помимо механического перемешивания компонентов в квазивязком состоянии происходит интенсивная термически активируемая диффузия алюминия в медь, распространяющаяся на глубину 250 мкм и более от очага процесса и имеющая ряд ответвлений (рис. 4, *a*). В зоне диффузионного взаимодействия возможно совмещение как твердых растворов, так и интерметаллидных фаз (рис. 4, *b*).

При различных нарушениях в процессе формирования полиметаллического образца методом фрикционной перемешивающей обработки с различным расположением медного и алюминиевого листа возможно формирование дефектов, приводящих к разрушению образца в целом (рис. 5). При этом тип формируемого дефекта зависит в том числе от положения медного или алюминиевого листа относительно инструмента.

При расположении медного листа в верхней части с прилеганием к плечам инструмента происходит разогрев образца до температуры порядка 0,6...0,8 от температуры плавления,

что существенно выше, чем для алюминиевого сплава, и приводит к перегреву системы и образованию магистральной трещины в центральной части образца и её вторичных ответвлений (зона 2, рис. 5, *a*). Дополнительно на разогрев системы возможно влияние интенсивного взаимного растворения компонентов. Перегрев системы «медь-алюминий» в ряде экспериментов привел к перегреву инструмента из сплава Р6М5, его отжигу и пластической деформации. При этом по причине большей плотности меди размешивание алюминия через медь является незначительным, но диффузия алюминия в медь настолько существенна, что происходит образование твердого раствора практически на весь объем зоны перемешивания (зона 1, рис. 5, *a*). Предположительно такая схема является неудачной для формирования композиционного материала методом фрикционной перемешивающей обработки за исключением возможности замешивания в поверхностный слой тонких фольг.

При расположении в верхней части алюминиевого листа происходит разогрев как алюминиевого сплава, так и меди, но при недостаточном прогреве меди возможно нарушение сплошности образца с образованием крупного дефекта с отступающей стороны зоны перемешивания (зона 3, рис. 5, *b*), хотя при этом с наступающей

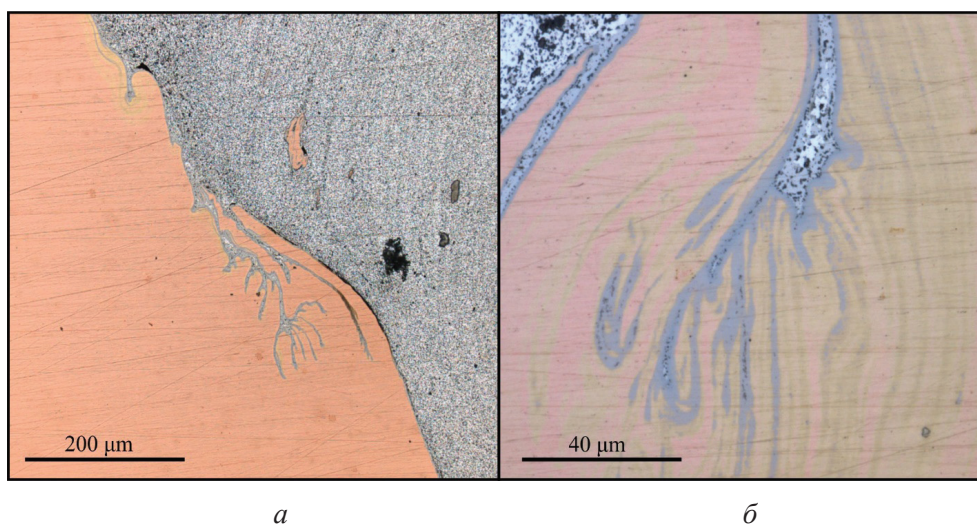


Рис. 4. Взаимодействие компонентов системы при фрикционной перемешивающей обработке:

*a* – интенсивная диффузия алюминия в глубь медного листа; *b* – формирование интерметаллидных и твердорастворных прослоек

*Fig. 4. Interaction of system components during friction stir processing:*

*a* – intensive diffusion of aluminum deep into the copper sheet, and *b* – formation of intermetallic and solid solution layers

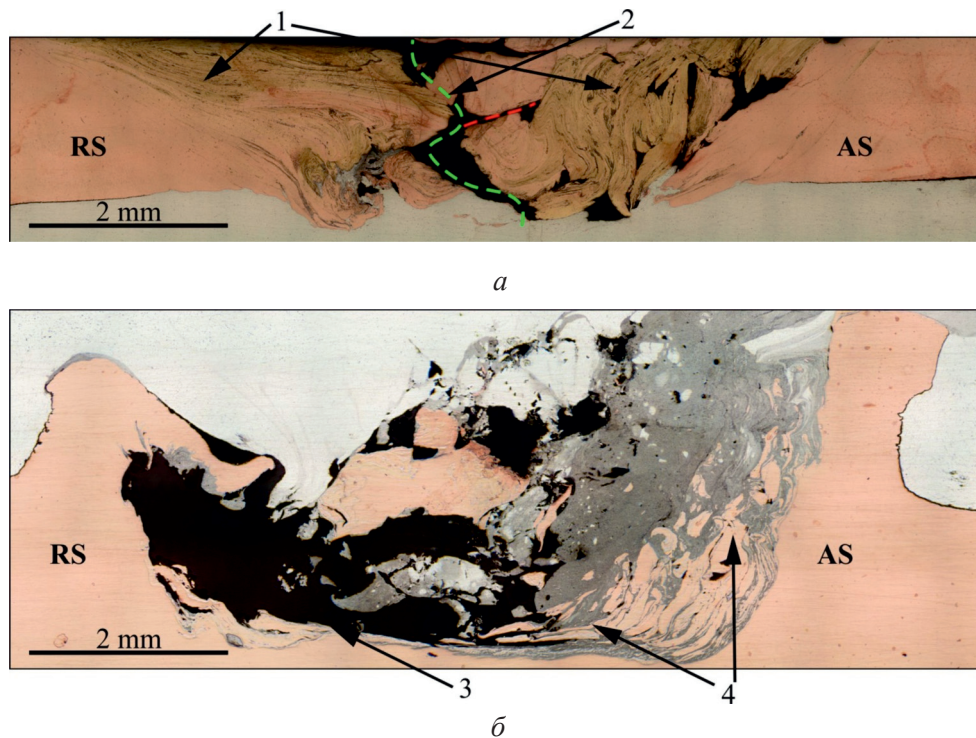


Рис. 5. Формирование дефектов при фрикционной перемешивающей обработке листового проката алюминиевого и медного сплавов:

*a* – с расположением медного листа в верхней части; *б* – в нижней части пакета листов; 1 – зона образования твердых растворов; 2 – образование дефекта в центральной части образца; 3 – формирование дефекта с отступающей стороны; 4 – механическая смесь медной и алюминиевой составляющей

Fig. 5. Defect formation at friction stir processing of aluminium and copper alloys: *a* – with arrangement of copper sheet in the upper and *б* – in the lower parts of the sheet package

1 – zone of solid solutions formation; 2 – defect formation in the central part of the sample; 3 – defect formation on the retreating side; 4 – mechanical mixture of copper and aluminum component

стороны происходит образование практически нормальной структуры зоны перемешивания с чередованием слоёв меди и измельченного алюминиевого сплава (зона 4, рис. 5, б). Следует отметить, что при оптимальном сочетании параметров процесса фрикционной перемешивающей обработки такие дефекты не образуются.

Исследования структуры образцов, полученных сваркой трением с перемешиванием, показывают, что в структуре центральной части зоны перемешивания чередование слоев происходит с преимущественным образованием твердых растворов меди и алюминия (рис. 6, а, з), образующих кольцевую «луковичную» структуру. Отмечается также образование интерметаллидных фаз различного состава. При избыточном соотношении таких фаз возможно образование непрерывных продолжительных прослоек, по

контуру которых может происходить расслоение и растрескивание образца.

Граница раздела меди и алюминиевого сплава на наступающей стороне также является границей раздела зоны перемешивания и зоны термомеханического влияния (рис. 6, б, д). В этой области материал имеет слоистую структуру с малой толщиной слоев, между которыми располагаются прослойки твердых растворов. В структуре обнаружены отдельные слои меди, которые практически не смешались с материалом алюминиевого сплава, при этом расслоений в зоне перемешивания не наблюдается. На РЭМ-изображении видны границы раздела меди и алюминиевого сплава на отступающей стороне (рис. 6, в, е), которые также являются границей между зоной перемешивания и зоной термомеханического влияния.

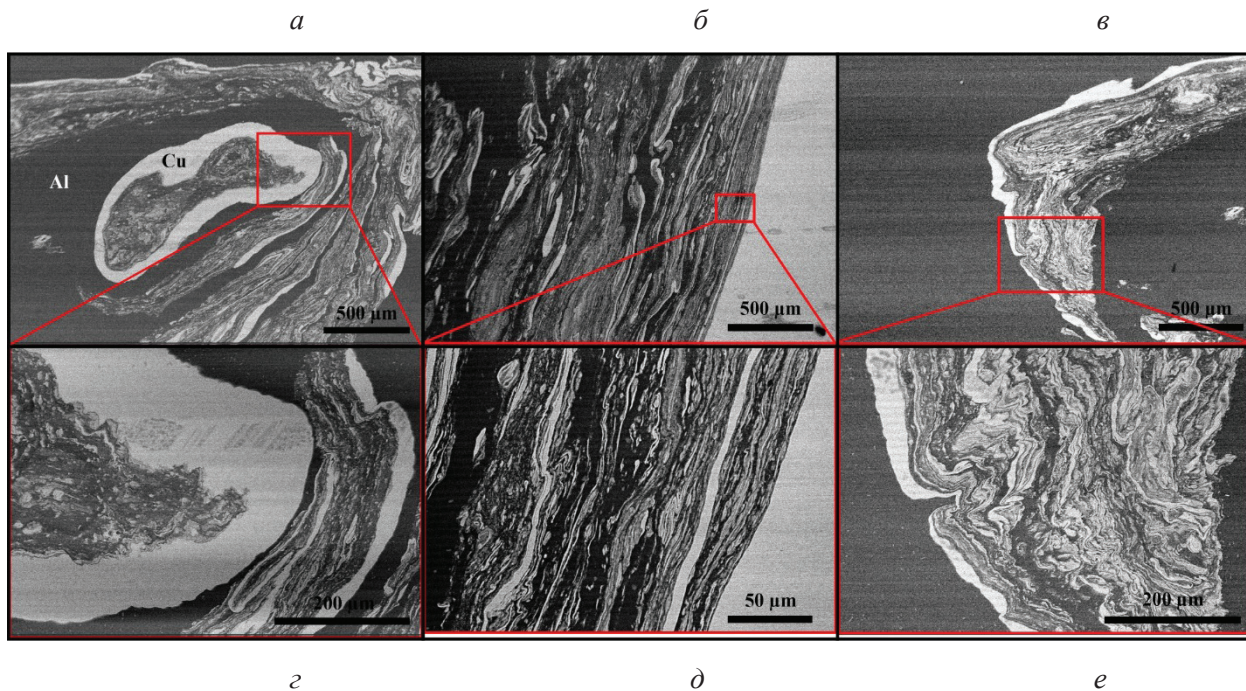


Рис. 6. Растровые электронные изображения в режиме обратнорассеянных электронов:  
*a, c* – центральной части сварного шва; *б, д* – зоны образования тонкой слоистой структуры; *в, е* – зоны формирования неравномерной слоистой структуры

Fig. 6. SEM-images obtained in back-scattered electron mode:  
*a, c* – of the central part of the weld; *б, д* – the zone of a thin layered structure formation; *в, е* – the zone of an uneven layered structure reformation

Образование вихревых слоистых структур в системе «медь–алюминий» в ранее проведенных работах отмечалось также и при адгезионном трении составного образца из алюминия и меди (медный цилиндр  $d = 10$  мм, внедренный в алюминиевый лист  $35 \times 35$  мм в области трибологиче-

ского контакта) в паре со стальным контртелом по схеме «диск–кольцо». В данном эксперименте аналогично со сваркой трением с перемешиванием формируются потоки алюминиевого и медного сплава, которые помимо ламинарных потоков создают вихревые образования (рис. 7).

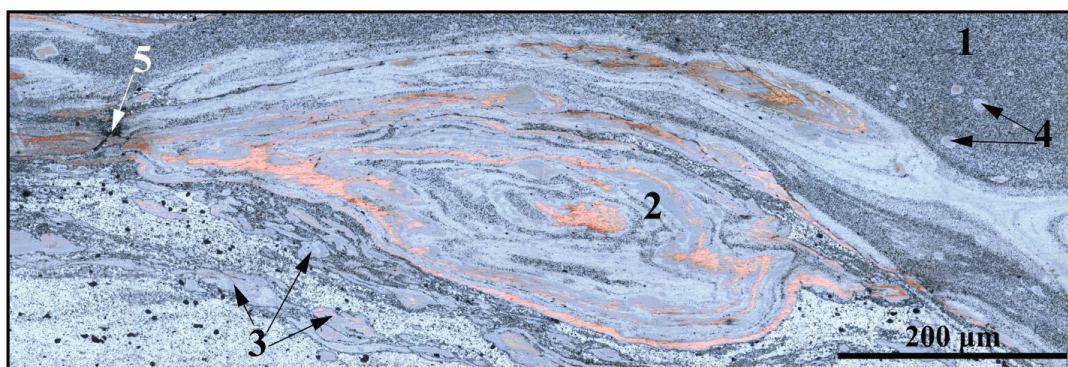


Рис. 7. Формирование вихревого образования при трении скольжения материалов системы «медь–алюминий»:

1 – область формирования мелкодисперсной механической смеси; 2 – область формирования турбулентного течения; 3 – фрагментация слоев; 4 – образование сфероидальных частиц; 5 – формирование дефектов структуры

Fig. 7. Vortex formations in the sliding friction of copper-aluminum system materials:  
 1 – area of fine mechanical mixture formation; 2 – area of turbulent flow formation; 3 – layer fragmentation; 4 – formation of spheroidal particles; 5 – formation of structure defects

Вихревые потоки состоят из замешанных потоков измельченного алюминиевого сплава 1, слюев меди, формирующих турбулентное течение 2 и фрагментирующихся на отдельные ламели 3. В окрестностях вихревых образований отмечается формирование отдельных частиц 4, близких по форме к сферическим и состоящих из меди и алюминия, а также формирование дефектов 5. Подобные образования при адгезионном трении и при сварке трением с перемешиванием обусловлены общей природой данных процессов, основанных на пластической деформации, фрагментации и течении материала при интенсивном нагреве и фрикционном взаимодействии.

В процессе фрикционной перемешивающей обработки помимо образования областей с преимущественно твердорастворным характером образования фаз при получении образцов происходит формирование областей с наличием большого количества интерметаллидных соединений и их сочетаний эвтектического мелкодисперсного типа (рис. 8). Распределение интерметаллидов и остаточных твердых растворов в таких областях является достаточно неравномерным (рис. 8, а), включая слоистые частицы твердых растворов 1, вытянутые частицы  $Cu_2Al$  многоугольной формы 2, распределенную матрицу

$CuAl$  3, частицы интерметаллидов на основе алюминия и магния 4 и мелкодисперсные частицы различных фаз 5. Такая структура, помимо наличия большого количества компонентов характеризуется достаточно высокой неоднородностью распределения интерметаллидных частиц и отсутствием слоистости по сравнению со сваркой трением с перемешиванием.

Микротвердость при сварке трением с перемешиванием и фрикционной перемешивающей обработке изменяется существенно при наличии в структуре интерметаллидных фаз и достаточно слабо в областях формирования твердых растворов. Например, на рис. 9 показано изменение твердости в образце, полученном сваркой трением с перемешиванием алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000. Изменение микротвердости в зоне образования твердых растворов со стороны меди и алюминиевого сплава в зоне перемешивания 2, 3 является незначительным по сравнению с повышением микротвердости в центральной части, где образуются интерметаллидные фазы 1. Снижение микротвердости в зоне перемешивания со стороны алюминиевого сплава обусловлено предположительно снижением эффекта наклепа в зоне перемешивания относительно исходного листового

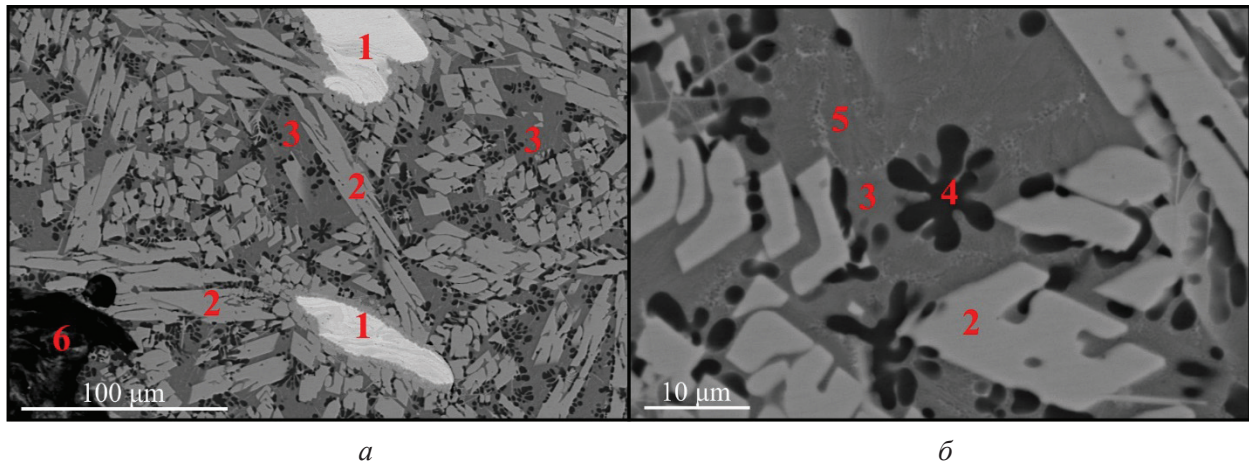


Рис. 8. Распределение основных структурных составляющих зоны перемешивания в образце, полученном фрикционной перемешивающей обработкой алюминиевого сплава AA5056 и меди C11000: а – общее изображение зоны; б – форма и размеры частиц; 1 –  $Cu(Al)$  твердые растворы различного состава; 2 – интерметаллид  $Cu_2Al$ ; 3 – интерметаллид  $CuAl$ ; 4 – интерметаллидные фазы системы  $Al-Mg$  различного состава; 5 – ультрамелкодисперсные смеси сложного состава; 6 – дефект в структуре образца

Fig. 8. Distribution of the main structural components in the stir zone of the friction stir processed aluminum alloy AA5056 and copper C11000:

а – general image of the zone; б – shape and size of particles; 1 –  $Cu(Al)$  solid solutions of different composition; 2 –  $Cu_2Al$  intermetallic; 3 –  $CuAl$  intermetallic; 4 – intermetallic phases of  $Al-Mg$  system of different composition; 5 – complex ultrafine disperse mixtures; 6 – the defect in the sample structure



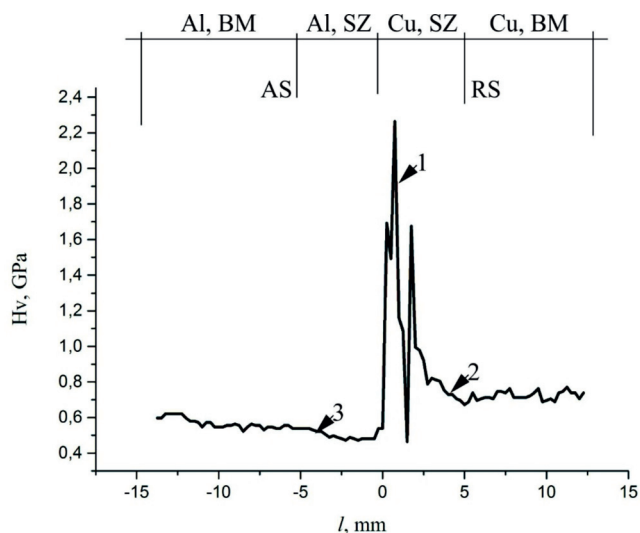


Рис. 9. Изменение микротвердости в образце неразъемного соединения алюминиевого сплава AA1050 и меди C11000, полученного сваркой трением с перемешиванием:

Al, BM – основной металл алюминиевого сплава; Al, SZ – зона перемешивания алюминиевого сплава; Cu, BM – зона перемешивания со стороны медного сплава; Cu, BM – основной металл меди; 1 – области интерметаллидных фаз; 2, 3 – области твердых растворов

Fig. 9. Microhardness changes in the permanent joint sample of AA1050 aluminum alloy and C11000 copper obtained by friction stir welding:

Al, BM – base metal of aluminium alloy; Al, SZ – stir zone of aluminium alloy; Cu, BM – stir zone on the copper alloy side; Cu, BM – base metal of copper; 1 – areas of intermetallic phases; 2, 3 – areas of solid solutions

проката. Микротвердость в центральной области находится на уровне эвтектических структур Al(Cu)–Al<sub>2</sub>Cu [43, 44]. Формирование таких составляющих не приводит к образованию крупных дефектов и расслоений в материале, но в ряде случаев возможно формирование трещин по границам структурных составляющих [45].

Несмотря на возможность получения однородных структур с упрочняющими интерметаллидными фазами методом фрикционной перемешивающей обработки или методом сварки трением с перемешиванием (в ограниченном вытянутом объеме зоны перемешивания), получение деталей сложной формы из меди и алюминия такими методами в настоящее время затруднительно.

С помощью аддитивных технологий возможно получение деталей, совмещающих в себе свойства как стандартных металлов и сплавов, так и композиционных материалов с металлической или интерметаллидной матрицей, и, следовательно, прочный и легкий объем основного металла и твердый и износостойкий поверхностный слой. В материалах, полученных методом электронно-лучевой аддитивной проволоочной технологии путем последовательного нанесения на поверхность алюминиевого сплава AA5056 и в дальнейшем меди C11000, формируется неоднородная, сложноорганизованная структура (рис. 10).

Граница между алюминиевым сплавом 1 и медью 3 может формировать переходную зону 3 как прямолинейного плоского вида (рис. 10, а), так и изогнутого вида (рис. 10, б), а также не плоского типа, а клиновидного (рис. 10, в). Формирование интерметаллидных частиц 4 или прослоек 5, а также твердых растворов 6, 7, областей чистой меди 8 или дефектов 9 в различных областях образца может иметь различное распределение. В одних областях от интерметаллидных слоев происходит переход к твердым растворам с тонкими интерметаллидными прослойками между зернами, затем к твердым растворам и чистой меди (рис. 10, з). В отдельных областях перемешивание алюминия и меди может быть настолько существенным, что над областями меди могут формироваться зоны твердых растворов (рис. 10, д), а над ними – зоны интерметаллидных фаз (рис. 10, е). Образование микротрещин возможно в областях резкой перемены химического и структурного состава (рис. 10, ж) или в областях избыточного формирования интерметаллидных фаз (рис. 10, и). При избыточном проплавлении алюминиевых слоев возможно формирование вертикально ориентированных относительно подложки граничных областей. Диффузия алюминия в медь возможна при этом на высоту более 10...20 мм, о чем свидетельствует образование твердых растворов.

Исследования с применением растровой электронной микроскопии и микрорентгено-спектрального анализа показывают, что вблизи граничной зоны образцов системы «медь–алюминий» происходит формирование сложной смеси чистой меди, твердого раствора алюминия в меди и интерметаллидных фаз типа Cu<sub>2</sub>Al и Cu<sub>4</sub>Al (рис. 11), что приводит к высокой твер-

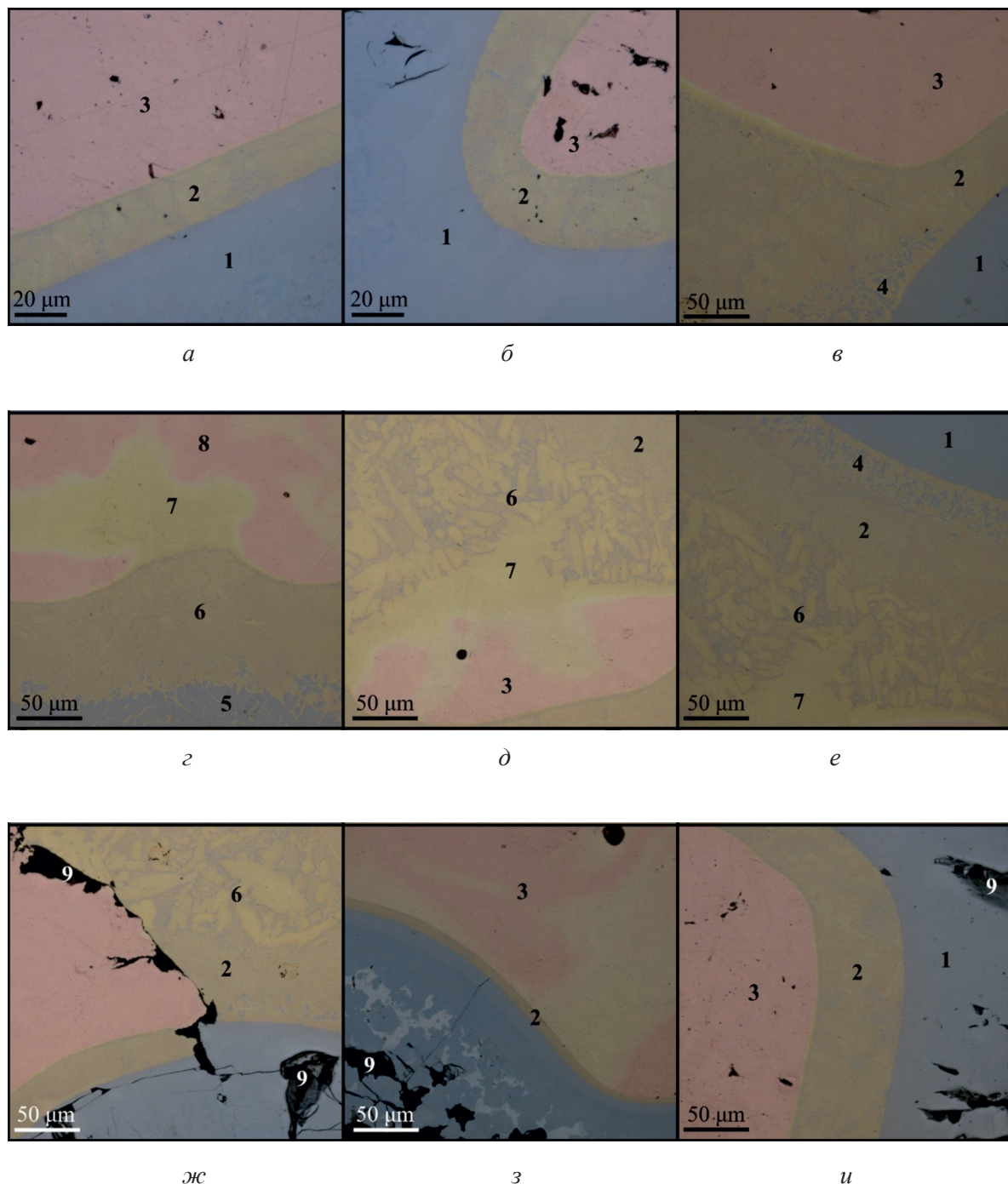


Рис. 10. Формирование структуры при поочередном нанесении медного проволочного филамента на поверхность алюминиевого сплава, образование граничных прослоек различного состава (а–в), формирование смеси твердых растворов и интерметаллидных фаз (z–e) и образование дефектов структуры (жс–и):

1 – алюминиевый сплав 5056; 2 – переходная зона с преимущественно твердорастворным составом; 3 – медный сплав С11000; 4 – интерметаллидные частицы; 5 – интерметаллидные прослойки; 6 – области зерен твердых растворов с интерметаллидными прослойками на границе; 7 – области твердых растворов различного состава; 8 – область практически чистой меди; 9 – дефекты в виде пор и трещин

Fig. 10. Structure formation at successive deposition of copper wire filament on the surface of aluminum alloy: formation the boundary layers of different compositions (a–v), formation of the solid solutions and intermetallic phases mixture (z–e), and formation of structure defects (zh–u):

1 – Aluminum alloy 5056; 2 – Transition zone with predominantly solid solution structure; 3 – Copper alloy C11000; 4 – Intermetallic particles; 5 – Intermetallic layers; 6 – intermetallic layers on the grain boundaries; 7 – Areas of various solid solutions; 8 – Area of almost pure copper; 9 – Defects in the form of pores and cracks

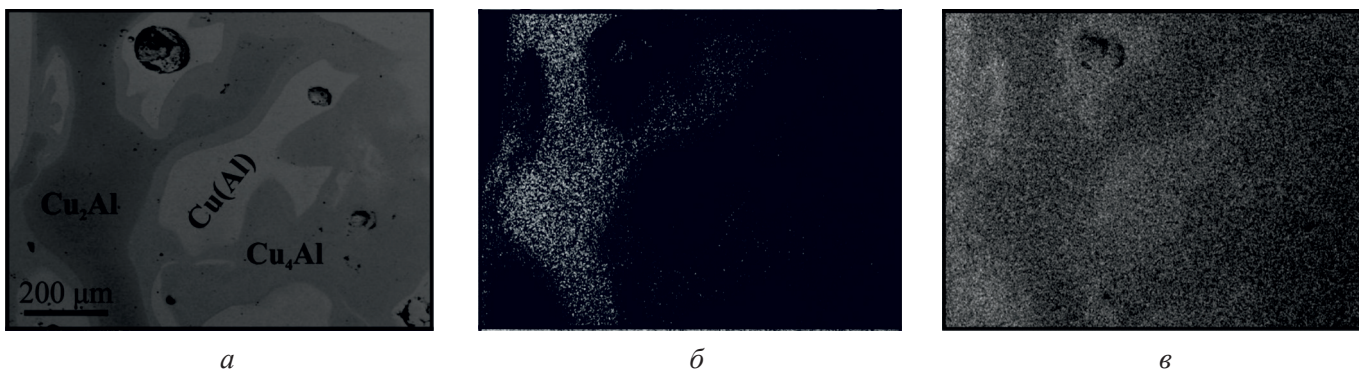


Рис. 11. Растровое электронное изображение:

*a* – структура в области формирования интерметаллидных прослоек; *б*, *в* – карты распределения химических элементов: алюминия (*б*) и меди (*в*) в приграничной области

Fig. 11. SEM-image:

*a* – structure in the area of intermetallic layers formation; *b*, *c* – chemical elements distribution maps in the border area: aluminum (*b*) and copper (*c*)

дости образцов в граничном слое (рис. 12) и образованию дефектов в виде трещин или расслоений по границам аналогично со сваркой трением с перемешиванием [45]. Как видно из графика, представленного на рис. 12, небольшие изменения микротвердости, соответствующие образованию твердых растворов 2, распространяются на расстояние до 13...15 мм от границы медных и алюминиевых слоев. Образование интерме-

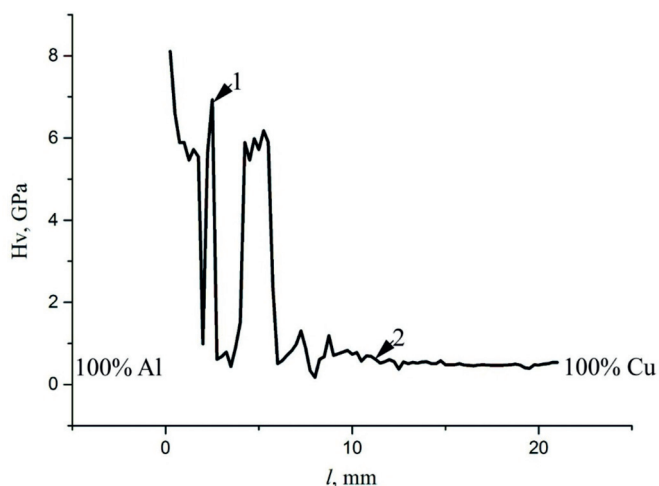


Рис. 12. Изменение микротвердости участка образца от зоны формирования интерметаллидной прослойки на границе со сплавом А5056 к области чистой меди С11000:

1 – интерметаллидные частицы; 2 – области твердых растворов

Fig. 12. Microhardness of the sample section from the intermetallic layer formation zone on the boundary of the AA5056 alloy to the pure copper C11000 area:

1 – intermetallic particles; 2 – areas of solid solutions

таллидных фаз 1 происходит достаточно неоднородно и распространяется на расстояние до 8 мм от границы.

## Заключение

Таким образом, в работе исследованы особенности формирования структур в полиметаллических образцах системы «медь–алюминий», полученных различными методами с расплавлением и без расплавления материалов. Выявлено, что в условиях сварки трением с перемешиванием возможно формирование материалов со сложной слоистой структурой в ограниченном объеме зоны перемешивания. Структура зоны перемешивания при фрикционной перемешивающей обработке существенно отличается от аналогичной зоны при сварке и содержит интерметаллиды другого состава с более равномерным распределением. Образование дефектов при фрикционной перемешивающей обработке зависит от расположения листов меди и алюминия в пакете. Проведение обработки путем замешивания в поверхностный слой алюминиевого сплава листового проката меди большой толщины из-за избыточного нагрева системы с точки зрения алюминиевого сплава, находящегося под медью, представляется затруднительным. Схема с расположением алюминиевого листа в зоне прилегания плеч инструмента представляется более перспективной. При этом за счет большого объема вводимого материала в зону перемешивания в ряде экспериментов вторая схе-

ма также приводит к формированию дефектов. Применение схем получения композиционных материалов с металлической матрицей путем введения в поверхностный слой порошкового материала в углубления в виде отверстий или канавок [15–19] не представляется перспективным с практической стороны. По этой причине для получения в поверхностном слое необходимых долей меди и алюминиевого сплава аддитивными методами для последующей фрикционной перемешивающей обработки представляется более перспективным. Кроме того, применение аддитивных технологий позволяет формировать детали как со сложной формой, так и с градиентным химическим и фазовым составом, чего трудно добиться путем сварки трением с перемешиванием или фрикционной перемешивающей обработкой.

При аддитивном получении образцов системы «медь–алюминий» происходит образование более твердых интерметаллидных фаз за счет более интенсивного перемешивания в жидком состоянии. Для совершенствования технологии аддитивного получения материалов перспективными направлениями являются получение образцов за счет градиентной подачи материала с использованием двух устройств подачи проволоки, что позволит избежать резкого градиента структуры от алюминия к меди, приводящего к образованию трещин и расслоений. Применение многопроволочной технологии дает возможность создания градиентных композиционных материалов с металлической матрицей и материалов с направленной кристаллизацией и ростом дендритов. Однако применение многопроволочной техники не позволяет формировать в поверхностном слое упрочненной мелкодисперсной структуры, делающей перспективным совмещение аддитивной электронно-лучевой технологии и фрикционной перемешивающей обработки.

### Список литературы

1. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, E.A. Kolubaev, T.A. Kalashnikova // *Tribology International*. – 2017. – Vol. 115. – P. 191–198.
2. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024 / K.N. Kalashnikov, S.Yu. Tarasov, A.V. Chumaevskii, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.N. Ivanov // *International Journal of Advanced*

*Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 103 (5–8). – P. 2121–2132. – DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.

3. *Abbasi M., Givi M., Bagheri B.* Application of vibration to enhance efficiency of friction stir processing / *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2019. – Vol. 29 (7). – P. 1393–1400. – DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65046-6.

4. Review of friction stir processing of magnesium alloys / R.A. Kumar, S. Ramesh, E.S. Kedarvignesh, M.S.A. Arulchelvam, S. Anjunath // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 16 (2). – P. 1320–1324. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.05.230.

5. *Ma Z.Y.* Friction stir processing technology: a review // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39 (3). – P. 642–658. – DOI: 10.1007/s11661-007-9459-0.

6. Reactive mechanism and mechanical properties of in-situ hybrid nano-composites fabricated from an Al-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system by friction stir processing / G. Azimi-Roeeen, S.F. Kashani-Bozorg, M. Nosko, P. Švec // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 127. – P. 279–287.

7. Influence of multi-pass friction stir processing on wear behaviour and machinability of an Al-Si hypoeutectic A356 alloy / S.K. Singh, R.J. Immanuel, S. Babu, S.K. Panigrahi, G.D. Janaki Ram // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 236. – P. 252–262. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.05.019.

8. Cast aluminium matrix composites modified with using FSP process – changing of the structure and mechanical properties / P. Kurtyka, N. Rylko, T. Tokarski, A. Wójcicka, A. Pietras // *Composite Structures*. – 2015. – Vol. 133. – P. 959–967.

9. *Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A.* A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // *Wear*. – 2014. – Vol. 318 (1–2). – P. 130–134.

10. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al-Cu-Li-Mg aluminum alloy / S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.V. Chumaevsky, T.A. Kalashnikova, E.A. Kolubaev // *Welding in the World*. – 2017. – Vol. 61 (4). – P. 679–690.

11. *Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Gnyusov S.F., Kudinov Yu.A.* Radioscopy of remnant joint line in a friction stir welded seam // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. – 2015. – Vol. 51 (9). – P. 573–579.

12. Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al-Mg-Sc-Zr alloy / S. Malopheyev, S. Mironov, V. Kulitskiy, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 624. – P. 132–139.

13. Superplasticity of friction-stir welded Al-Mg-Sc sheets with ultrafine-grained microstructure / S. Malopheyev, S. Mironov, I. Vysotskiy, R. Kaibyshev //

Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 649. – P. 85–92.

14. Friction-stir welding of an Al-Mg-Sc-Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions / S. Malopheyev, V. Kulitskiy, S. Mironov, D. Zhemchuzhnikova, R. Kaibyshev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 600. – P. 159–170.

15. Fullerene/A5083 composites fabricated by material flow during friction stir processing / Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, K. Nogi, M. Fukusumi // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2007. – Vol. 38. – P. 2097–2101. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.004.

16. Lee C.J., Huang J.C. High strain rate superplasticity of Mg based composites fabricated by friction stir processing // *Materials Transactions*. – 2006. – Vol. 47. – P. 2773–2778.

17. Microstructure and mechanical property of nano-SiCp reinforced high strength Mg bulk composites produced by friction stir processing / K. Sun, Q.Y. Shi, Y.J. Sun, G.Q. Chen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 547. – P. 32–37.

18. Dixit M., Newkirk J.W., Mishra R.S. Properties of friction stir-processed Al 1100-NiTi composite // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 56. – P. 541–544.

19. Fabrication and mechanical properties of bulk NiTi/Al composites prepared by friction stir processing / D.R. Ni, J.J. Wang, Z.N. Zhou, Z.Y. Ma // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 586. – P. 368–374.

20. Microstructure and mechanical property of multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing / Q. Liu, L. Ke, F. Liu, C. Huang, L. Xing // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 343–348.

21. A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing / W. Wang, Q.-Y. Shi, P. Liu, H.-K. Li, T. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2009. – Vol. 209. – P. 2099–2103.

22. Fabrication of a new Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CNTs composite using friction stir processing (FSP) / Z. Du, M.J. Tan, J.F. Guo, G. Bi, J. Wei // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 667. – P. 125–131.

23. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties / T. Debroy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

24. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys / S. Gorsse, C. Hutchinson, M. Gouné, R. Banerjee // *Science*

and Technology of Advanced Materials. – 2017. – Vol. 18 (1). – P. 1–27.

25. Progress in additive manufacturing on new materials: a review / N. Li, S. Huang, G. Zhang, R. Qin, W. Liu, H. Xiong, G. Shi, J. Blackburn // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2019. – Vol. 35 (2). – P. 242–269.

26. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing // *Annual Review of Materials Research*. – 2016. – Vol. 46. – P. 125–149.

27. Design of novel materials for additive manufacturing – isotropic microstructure and high defect tolerance / J. Günther, F. Brenne, M. Droste, M. Wendler, O. Volkova, H. Biermann, T. Niendorf // *Scientific Reports*. – 2018. – Vol. 8. – P. 1–14.

28. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 110. – P. 226–235.

29. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behavior / J. Wang, Z. Pan, Y. Ma, Y. Lu, C. Shen, D. Cuiuri, H. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 734. – P. 110–119.

30. Liu W.P., DuPont J.N. Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by laser engineered net shaping // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 48 (9). – P. 1337–1342.

31. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99 (9–12). – P. 2353–2363.

32. The Features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process / A.V. Kolubaev, S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, Yu.A. Denisova, E.A. Kolubaev, A.I. Potekaev // *Russian Physics Journal*. – 2018. – Vol. 61 (8). – P. 1491–1498.

33. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel / S.Yu. Tarasov, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, S.V. Fortuna, G.G. Maier, E.A. Kolubaev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 803. – P. 364–370.

34. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition / C.L. Qiu, G.A. Ravi, C. Dance, A. Ranson, S. Dilworth, M.M. Attallah // *Journal of*

Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 629. – P. 351–361.

35. Heat-treated microstructure and mechanical properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy / S.Y. Zhang, X. Lin, J. Chen, W.D. Huang // *Rare Metals*. – 2009. – Vol. 28 (6). – P. 537–544.

36. *Dinda G.P., Song L., Mazumder J.* Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Vol. 39 (12). – P. 2914–2922.

37. *Edwards P., O'Conner A., Ramulu M.* Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2013. – Vol. 135 (6). – P. 061016.

38. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting / X. Zhao, S. Li, M. Zhang, Y. Liu, T.B. Sercombe, S. Wang, Y. Hao, R. Yang, L.E. Murr // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 95. – P. 21–31.

39. Phase constituent control and correlated properties of titanium aluminide intermetallic alloys through dual-wire arc additive manufacturing / J. Wang, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 242. – P. 111–114.

40. 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.O. Suh, R.P. Dillon, A.A. Shapiro, D.C. Hofmann, Z. Liu, A.M. Beese // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 108. – P. 46–54.

41. *Articek U., Milfelner M., Anzel I.* Synthesis of functionally graded material H13/Cu by LENS technology // *Advances in Production Engineering and Management*. – 2013. – Vol. 8 (3). – P. 169–176. – DOI: 10.14743/apem2013.3.164.

42. *Kahlen F.J., Klitzing A. von, Kar A.* Hardness, chemical, and microstructural studies for laser-fabricated metal parts of graded materials // *Journal of Laser Applications*. – 2000. – Vol. 12 (5). – P. 205–209.

43. *Kaygisiz Y.* Microstructure characterization and hardness of Al-Cu-Mn eutectic alloy // *China Foundry*. – 2018. – Vol. 15 (5). – P. 390–396. – DOI: 10.1007/s41230-018-7225-0.

44. Formation of Al<sub>2</sub>Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering / M. Aravind, P. Yu, M.Y. Yau, D.H.L. Ng // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 380 (1–2). – P. 384–393. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.04.013.

45. Mixed mode I / II crack growth investigation for bi-metal FSW aluminum alloy AA7075-T6 / pure copper joints / M.R.M. Aliha, M.H. Kalantari, S.M.N. Ghoreishi, A.R. Torabi, S. Etesam // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 2019. – Vol. 103. – P. 102243. – DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102243.

## Конфликт интересов

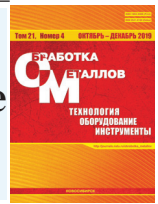
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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)



## Regularities of Composite Materials Formation using Additive Electron-Beam Technology, Friction Stir Welding and Friction Stir Processing

*Tatiana Kalashnikova*<sup>1, a</sup>, *Anastasia Gusarova*<sup>1, b</sup>, *Andrey Chumaevskii*<sup>1, c</sup>,  
*Evgeny Knyazhev*<sup>2, d</sup>, *Mikhail Shvedov*<sup>3, e</sup>, *Petr Vasilyev*<sup>3, f</sup>





<sup>1</sup> Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Science, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

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

<sup>3</sup> I. N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0388-4011>,  [gelombang@ispms.tsc.ru](mailto:gelombang@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4208-7584>,  [gusarova@ispms.ru](mailto:gusarova@ispms.ru),

<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  [tch7av@gmail.com](mailto:tch7av@gmail.com), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  [zhenya4825@gmail.com](mailto:zhenya4825@gmail.com),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5735-6134>,  [shved1951@rambler.ru](mailto:shved1951@rambler.ru), <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5147-6266>,  [svarkacheb@yandex.ru](mailto:svarkacheb@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 16 September 2019

Revised: 14 October 2019

Accepted: 15 October 2019

Available online: 15 December 2019

#### Keywords:

Friction Stir Welding  
 Friction Stir Processing  
 Electron-beam Additive Manufacturing  
 Structural-phase state  
 Mechanical properties

#### Funding

The work on obtaining and studying the structure of samples by friction stir welding and friction stir processing is performed within the frame of the Fundamental Research Program of the State Academies of Sciences for 2013-2020, line of research III.23. The works on obtaining and studying the structure by the method of additive electron-beam manufacturing were supported by the Russian Scientific Foundation (project № 19-79-00136).

### ABSTRACT

**Introduction.** At the present time, among the methods of obtaining polymetallic structures of great importance are the technologies of solid-phase and liquid-phase materials production, as well as the ways of combining different methods and using hybrid technologies. In this connection, it is necessary to carry out complex comparative research tests of structural-phase changes in the materials obtained by different methods from dissimilar metals and alloys. **The purpose of this work** is to obtain polymetallic structures of “copper-aluminum” system by different methods and to study the structural-phase state of the materials. The structure of copper-aluminum polymetallic samples formed by friction stir welding, friction stir processing and additive electron-beam wire-feed technology has been studied. **The methods** as optical microscopy, scanning electron microscopy and microhardness measurement were used in the study. **Results and discussions.** Different features of solid solutions and intermetallic phases formation in materials at various technological processes are revealed, and peculiarities of defects formation depending on technological methods of samples formation are determined. Possibilities of obtaining samples with a composite structure including hardening intermetallic particles in the metal matrix by different manufacturing and processing methods are determined. The received data testify to the formation of intermetallic phases of higher hardness in the boundary layer area during the mixing of the system components in the liquid state under the additive electron-beam technology conditions. Distribution of intermetallic components is more uniform at friction stir processing of copper and aluminum sheet metal package with an arrangement of aluminum alloy sheet in the upper part. The least hard intermetallic phases are formed during friction stir welding. Overheating of the system and sample destruction is possible with different positions of copper and aluminum alloy sheets during friction stir welding and processing. The heterogeneous structure of the stir zone of the system components during friction stir welding is determined by different conditions on the advancing and retreating sides of the sample. The structure of the stir zone of the heterogeneous materials sample is similar to that formed during friction stir welding of homogeneous materials and is represented by a vortex structure with alternation of different system components layers. Intensive diffusion interaction of aluminum alloy and copper during friction stir processing leads to the introduction of solid solutions and intermetallic phases to a significant depth in the heat-affected zone of copper sheet. Sample destruction due to the defect formation in the form of different scale level cracks at additive electron-beam technology occurs mainly in the zone of the hardest intermetallic phase formation along the boundaries of various structural components.

**For citation:** Kalashnikova T.A., Gusarova A.V., Chumaevskii A.V., Knyazhev E.O., Shvedov M.A., Vasilyev P.A. Regularities of composite materials formation using additive electron-beam technology, friction stir welding and friction stir processing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 94–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-94-112. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Kalashnikova Tatiana A., Junior Staff Scientist  
 Institute of Strength Physics and Materials Science  
 Siberian Branch of Russian Academy of Science,  
 2/4, pr. Akademicheskii,  
 Tomsk, 634055, Russian Federation  
 Tel.: 8 (913) 883-70-02, e-mail: gelombang@ispms.tsc.ru

## References

1. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Kolubaev E.A., Kalashnikova T.A. Adhesion transfer in sliding a steel ball against an aluminum alloy. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 191–198.
2. Kalashnikov K.N., Tarasov S.Yu., Chumaevskii A.V., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Ivanov A.N. Towards aging in a multipass friction stir-processed AA2024. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103 (5–8), pp. 2121–2132. DOI: 10.1007/s00170-019-03631-3.
3. Abbasi M., Givi M., Bagheri B. Application of vibration to enhance efficiency of friction stir processing. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, vol. 29 (7), pp. 1393–1400. DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65046-6.
4. Kumar R.A., Ramesh S., Kedarvignesh E.S., Arulchelvam M.S.A., Anjunath S. Review of friction stir processing of magnesium alloys. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 16 (2), pp. 1320–1324. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.05.230.
5. Ma Z.Y. Friction stir processing technology: a review. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39 (3), pp. 642–658. DOI: 10.1007/s11661-007-9459-0.
6. Azimi-Roeeen G., Kashani-Bozorg S.F., Nosko M., Švec P. Reactive mechanism and mechanical properties of in-situ hybrid nano-composites fabricated from an Al-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system by friction stir processing. *Materials Characterization*, 2017, vol. 127, pp. 279–287.
7. Singh S.K., Immanuel R.J., Babu S., Panigrahi S.K., Janaki Ram G.D. Influence of multi-pass friction stir processing on wear behaviour and machinability of an Al-Si hypoeutectic A356 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 236, pp. 252–262. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.05.019.
8. Kurtyka P., Rylko N., Tokarski T., Wójcicka A., Pietras A. Cast aluminium matrix composites modified with using FSP process – changing of the structure and mechanical properties. *Composite Structures*, 2015, vol. 133, pp. 959–967.
9. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy. *Wear*, 2014, vol. 318 (1–2), pp. 130–134.
10. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Fortuna S.V., Eliseev A.A., Chumaevsky A.V., Kalashnikova T.A., Kolubaev E.A. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al-Cu-Li-Mg aluminum alloy. *Welding in the World*, 2017, vol. 61 (4), pp. 679–690.
11. Tarasov S.Yu., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Gnyusov S.F., Kudinov Yu.A. Radioscopy of remnant joint line in a friction stir welded seam. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2015, vol. 51 (9), pp. 573–579.
12. Malopheyev S., Mironov S., Kulitskiy V., Kaibyshev R. Friction-stir welding of ultra-fine grained sheets of Al-Mg-Sc-Zr alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 624, pp. 132–139.
13. Malopheyev S., Mironov S., Vysotskiy I., Kaibyshev R. Superplasticity of friction-stir welded Al-Mg-Sc sheets with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 649, pp. 85–92.
14. Malopheyev S., Kulitskiy V., Mironov S., Zhemchuzhnikova D., Kaibyshev R. Friction-stir welding of an Al-Mg-Sc-Zr alloy in as-fabricated and work-hardened conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 600, pp. 159–170.
15. Morisada Y., Fujii H., Nagaoka T., Nogi K., Fukusumi M. Fullerene/A5083 composites fabricated by material flow during friction stir processing. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, vol. 38, pp. 2097–2101. DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.004.
16. Lee C.J., Huang J.C. High strain rate superplasticity of Mg based composites fabricated by friction stir processing. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, pp. 2773–2778.
17. Sun K., Shi Q.Y., Sun Y.J., Chen G.Q. Microstructure and mechanical property of nano-SiCp reinforced high strength Mg bulk composites produced by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 547, pp. 32–37.
18. Dixit M., Newkirk J.W., Mishra R.S. Properties of friction stir-processed Al 1100-NiTi composite. *Scripta Materialia*, 2007, vol. 56, pp. 541–544.
19. Ni D.R., Wang J.J., Zhou Z.N., Ma Z.Y. Fabrication and mechanical properties of bulk NiTi/Al composites prepared by friction stir processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 586, pp. 368–374.
20. Liu Q., Ke L., Liu F., Huang C., Xing L. Microstructure and mechanical property of multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites fabricated by friction stir processing. *Materials and Design*, 2013, vol. 45, pp. 343–348.



21. Wang W., Shi Q.-Y., Liu P., Li H.-K., Li T. A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, pp. 2099–2103.
22. Du Z., Tan M.J., Guo J.F., Bi G., Wei J. Fabrication of a new Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CNTs composite using friction stir processing (FSP). *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 125–131.
23. Debroy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
24. Gorsse S., Hutchinson C., Gouné M., Banerjee R. Additive manufacturing of metals: a brief review of the characteristic microstructures and properties of steels, Ti-6Al-4V and high-entropy alloys. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2017, vol. 18 (1), pp. 1–27.
25. Li N., Huang S., Zhang G., Qin R., Liu W., Xiong H., Shi G., Blackburn J. Progress in additive manufacturing on new materials: a review. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, vol. 35 (2), pp. 242–269.
26. Basak A., Das S. Epitaxy and microstructure evolution in metal additive manufacturing. *Annual Review of Materials Research*, 2016, vol. 46, pp. 125–149.
27. Günther J., Brenne F., Droste M., Wendler M., Volkova O., Biermann H., Niendorf T. Design of novel materials for additive manufacturing – isotropic microstructure and high defect tolerance. *Scientific Reports*, 2018, vol. 8, pp. 1–14.
28. Wang Z., Palmer T.A., Beese A.M. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Materialia*, 2016, vol. 110, pp. 226–235.
29. Wang J., Pan Z., Ma Y., Lu Y., Shen C., Cuiuri D., Li H. Characterization of wire arc additively manufactured titanium aluminide functionally graded material: microstructure, mechanical properties and oxidation behavior. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 734, pp. 110–119.
30. Liu W.P., DuPont J.N. Fabrication of functionally graded TiC/Ti composites by laser engineered net shaping. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48 (9), pp. 1337–1342.
31. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99 (9–12), pp. 2353–2363.
32. Kolubaev A.V., Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Denisova Yu.A., Kolubaev E.A., Potekaev A.I. The features of structure formation in chromium-nickel steel manufactured by a wire-feed electron beam additive process. *Russian Physics Journal*, 2018, vol. 61 (8), pp. 1491–1498.
33. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Shamarin N.N., Fortuna S.V., Maier G.G., Kolubaev E.A. Microstructural evolution and chemical corrosion of electron beam wire-feed additively manufactured AISI 304 stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 803, pp. 364–370.
34. Qiu C.L., Ravi G.A., Dance C., Ranson A., Dilworth S., Attallah M.M. Fabrication of large Ti-6Al-4V structures by direct laser deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 629, pp. 351–361.
35. Zhang S.Y., Lin X., Chen J., Huang W.D. Heat-treated microstructure and mechanical properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy. *Rare Metals*, 2009, vol. 28 (6), pp. 537–544.
36. Dinda G.P., Song L., Mazumder J. Fabrication of Ti-6Al-4V scaffolds by direct metal deposition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39 (12), pp. 2914–2922.
37. Edwards P., O’Conner A., Ramulu M. Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2013, vol. 135 (6), p. 061016.
38. Zhao X., Li S., Zhang M., Liu Y., Sercombe T.B., Wang S., Hao Y., Yang R., Murr L.E. Comparison of the microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting and electron beam melting. *Materials and Design*, 2016, vol. 95, pp. 21–31.
39. Wang J., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Phase constituent control and correlated properties of titanium aluminide intermetallic alloys through dual-wire arc additive manufacturing. *Materials Letters*, 2019, vol. 242, pp. 111–114.
40. Carroll B.E., Otis R.A., Borgonia J.P., Suh J.O., Dillon R.P., Shapiro A.A., Hofmann D.C., Liu Z., 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.

41. Articek U., Milfelner M., Anzel I. Synthesis of functionally graded material H13/Cu by LENS technology. *Advances in Production Engineering and Management*, 2013, vol. 8 (3), pp. 169–176. DOI: 10.14743/apem2013.3.164.
42. Kahlen F.J., Klitzing A. von, Kar A. Hardness, chemical, and microstructural studies for laser-fabricated metal parts of graded materials. *Journal of Laser Applications*, 2000, vol. 12 (5), pp. 205–209.
43. Kaygısız Y. Microstructure characterization and hardness of Al-Cu-Mn eutectic alloy. *China Foundry*, 2018, vol. 15 (5), pp. 390–396. DOI: 10.1007/s41230-018-7225-0.
44. Aravind M., Yu P., Yau M.Y., Ng D.H.L. Formation of Al<sub>2</sub>Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 380 (1–2), pp. 384–393. DOI: 10.1016/j.msea.2004.04.013.
45. Aliha M.R.M., Kalantari M.H., Ghoreishi S.M.N., Torabi A.R., Etesam S. Mixed mode I / II crack growth investigation for bi-metal FSW aluminum alloy AA7075-T6 / pure copper joints. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2019, vol. 103, p. 102243. DOI: 10.1016/j.tafmec.2019.102243.

## Conflicts of Interest

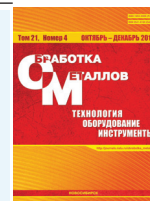
The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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)



### Механические свойства булатной стали

Дмитрий Суханов<sup>1, a, \*</sup>, Наталья Плотникова<sup>2, b</sup>, Светлана Долгова<sup>2, c</sup>,  
 Лариса Суханова<sup>1, d</sup>, Александр Голиков<sup>1, e</sup>, Леонид Архангельский<sup>3, f</sup>





<sup>1</sup> Общество с ограниченной ответственностью «АСК-МСЦ», Научный проезд, 8, строение 1, г. Москва, 117246, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

<sup>3</sup> Межрегиональная общественная организация «Творческий союз кузнецов», Таможенный проезд, 6, г. Москва, 111033, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-9565-6437>,  [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-8005-1128>,  [plotnikova1975@mail.ru](mailto:plotnikova1975@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>,  [svetlanadolgova99@gmail.com](mailto:svetlanadolgova99@gmail.com), <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-1431-6183>,  [suhanova.l@ask-msk.ru](mailto:suhanova.l@ask-msk.ru),

<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-5962-135X>,  [golikov.a@ask-msk.ru](mailto:golikov.a@ask-msk.ru), <sup>f</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-4202-2518>,  [tigram.korolev@mail.ru](mailto:tigram.korolev@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.141.13

#### История статьи:

Поступила: 16 сентября 2019

Рецензирование: 23 октября 2019

Принята к печати: 15 ноября 2019

Доступно онлайн: 15 декабря 2019

#### Ключевые слова:

Булатная сталь

Дамасская сталь

Инструментальная сталь

Индо-персидская сталь

#### Благодарности

Исследования выполнены в ЦКП ССМ НИТУ. За помощь в проведении совместных научно-исследовательских работ авторы выражают глубокую благодарность сотрудникам кафедры «Материаловедения в машиностроении» Новосибирского государственного технического университета и сотрудникам завода Металлоконструкций ОАО «АСК».

#### АННОТАЦИЯ

**Цель работы:** определение механических свойств булатной стали, а также установление основных недостатков и преимуществ клиночных изделий древности по сравнению с современными высокоуглеродистыми инструментальными сталями. **Материалы и методы исследования.** Объектом исследования были выбраны инструментальная сталь У15А и булатная сталь Ds15P. Химический состав материалов определяли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460. Структурные исследования осуществляли на растровом электронном микроскопе Zeiss EV050 XVP с системой зондового микроанализатора EDS X-Act и оптического микроскопа серии METAM PB-21-2. Строение избыточной карбидной фазы изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа типа TEI Tecnai G2 20 TWIN. Твердость структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера Model 402MVD. **Результаты и обсуждения.** Научных работ по определению механических свойств булатных сталей очень мало. Это связано с тем, что большинство качественных клинков из булатной стали хранятся в государственных музеях или в частных коллекциях. Авторы работ сходятся во мнении, что булатные стали с содержанием углерода от 1,3 до 2,3 % обладают легендарной упругостью и вязкостью при достаточно высоком содержании фосфора в составе этих сталей. В статье сравниваются механические свойства современной углеродистой инструментальной стали и булатной стали (genuine Damascus steel). Подтверждено, что слоистая структура восточной булатной стали Ds15P (genuine Damascus steel), сформированная карбидными слоями шириной не более 75 мкм в трооститной матрице, отличается от гомогенной структуры современной углеродистой инструментальной стали У15А. Микротвердость карбидных слоев в булатной стали составляет 920 HV, микротвердость трооститных слоев – 475 HV. Карбидные слои в булатной стали состоят из цементита продолговатой формы. Продолговатые избыточные карбиды по морфологическому признаку напоминают овал с утолщением в средней части. Размеры карбидов в поперечном сечении составляют около 3...4 мкм, в продольном сечении не превышают 9...12 мкм, отношение осей составляет 1/3. Установлено, что кромка лезвия булатного клинка представляет собой микропилу, состоящую из параллельных карбидных и трооститных слоев. Проведены сравнительные испытания на сохранение остроты режущей кромки лезвия стали У15А и булатной стали Ds15P. Установлено, что при небольших усилиях реза булатная сталь (Ds15P) показывает большее число резов по сравнению со сталью У15А. Выявлено, что в слоистой структуре булатной стали Ds15P распространение усталостной трещины от момента ее возникновения до полного разрушения происходит за большее количество циклов, чем в гомогенной структуре стали У15А. Булатная сталь Ds15P показала двукратный запас усталостной долговечности по сравнению с современной высокоуглеродистой сталью У15А.

**Для цитирования:** Механические свойства булатной стали / Д.А. Суханов, Н.В. Плотникова, С.В. Долгова, Л.Н. Суханова, А.Ю. Голиков, Л.Б. Архангельский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 113–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-113-126.

#### \*Адрес для переписки

Суханов Дмитрий Александрович, к.т.н., директор  
 ООО «АСК-МСЦ»  
 Научный проезд, 8, строение 1,  
 г. Москва, 117246, Россия  
 Тел.: +7 (495) 775-17-55, e-mail: [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru)

### Введение

Массовое производство индо-персидской стали для изготовления рубящего холодного оружия датируется XVII–XIX веками. В промышленных масштабах булатную сталь сегодня

уже не производят. Ножевые клинки современной выделки изготавливаются только кустарным способом в небольших штучных количествах. Это связано с конструктивной особенностью изделий из булатной стали, которая основана на слоистой неоднородности структуры.

В современной инструментальной промышленности резкая карбидная неоднородность считается браком. Равномерное распределение твердости по всей рабочей поверхности инструментальной поковки является основным требованием при изготовлении полуфабрикатов в виде калиброванных кругов и шестигранников. То, что считается браком в углеродистых инструментальных сталях, может являться преимуществом в клинковых изделиях из булатной стали.

По мнению коллекционеров холодного оружия, большинство булатных клинков наряду с красивым крупным узором обладают высокой твердостью, надежностью и режущей способностью. Несмотря на все достижения металлургии за последние 100 лет, существует устойчивое мнение, что клинки из современной углеродистой инструментальной стали имеют более низкие свойства, чем клинки из булатной стали.

Целью данной работы являлось определение механических свойств булатной стали, а также установление основных недостатков и преимуществ клинковых изделий древности по сравнению с современными высокоуглеродистыми инструментальными сталями.

Научных работ по определению механических свойств булатных сталей очень мало. Как правило, это связано с тем, что большинство качественных клинков из булатной стали хранятся в государственных музеях или в частных коллекциях. Таким образом, необходимое количество образцов для исследований механических свойств методами разрушающего контроля всегда было недостаточно. Однако некоторые свидетельства, хотя и косвенные, можно обнаружить в научной литературе прошлых лет.

Так, еще в XI веке Хорезмский ученый Аль-Бируни (1040) [1] обратил внимание на то, что клинки из индо-персидской узорчатой стали ломаются при ударе на холоде. Низкий уровень хладноломкости подтвердил в своей работе профессор Гаев (1956) [2], исследовавший сабельный клинок XVIII века из собрания Государственного Эрмитажа. Боевой булатный клинок,

содержащий 1,97 % углерода и 0,136 % фосфора, от удара был сломан у эфеса и наварен железом. Сегодня известно, что характерной особенностью именно фосфористых высокоуглеродистых сталей является снижение ударной прочности при отрицательных температурах.

Одним из первых, кто провел статические испытания на изгиб булатных сталей (в Европе и в США булатную сталь принято называть *genuine Damascus steel*), был австрийский металлург Zschokke (1924) [3]. Исследованные им образцы по содержанию углерода (1,342...1,874 %) являются заэвтектоидными сталями с повышенным содержанием фосфора 0,086...0,172 %, все остальные элементы не превышали сотых долей процентов. Полученные результаты статических испытаний привели его к парадоксальному выводу. По статическим свойствам на изгиб старинные булатные клинки значительно уступали промышленным клинковым сталям, изготовленным в Золингене. По его мнению, огромное влияние на понижение механических свойств старинных булатных сталей оказал фосфор, в значительном количестве присутствующий во всех исследуемых образцах. Подтвердил выводы о вредном влиянии примеси фосфора на механические свойства булатной стали итальянский профессор Carlo Panseri (1965) [4], исследовавший два образца из персидской булатной стали, содержащей 1,42 и 1,62 % углерода и 0,035 и 0,087 % фосфора соответственно.

Изучая проблемы сверхпластичности высокоуглеродистых материалов, американские ученые Sherby, Wadsworth и Talef (1979–2001) [5–9] заинтересовались проблемой легендарной упругости и вязкости булатной стали с содержанием углерода от 1,3 до 2,3 %. В результате многолетних исследований они разработали в 1975 году в лаборатории Стэнфордского университета новый класс материалов *UHC steels*, обладающих высокой статической прочностью около 1200 МПа и пластичностью  $\psi = 25$  % при комнатной температуре. По химическому составу *UHC steels* содержали от 1,1 до 2,1 % углерода с добавлением примеси хрома не менее 1,5 % (*UHCs-1,5%Cr*). Для усиления пластических свойств добавляли от 1,5 до 7,5 % алюминия (*UHCs-1,5%Cr-1,5%Al*), а для получения графитизируемых сталей добавляли до 10 % кремния (*UHCs-10%Si*). Однако сегодня мы знаем, что

данный класс материалов ни по узору карбидной неоднородности, ни по уровню механических свойств не соответствует булатным сталям.

В России аналогами *UHC steels* являются низколегированные инструментальные стали. При изготовлении подшипников качения применяют сталь ШХ15 по ГОСТ 801–78. При изготовлении инструмента для огранки алмаза применяют сталь ХВ5 по ГОСТ 5950–2000. При изготовлении режущего инструмента применяют сталь глубокой прокаливаемости 12Х1 по ГОСТ 5950–2000. При изготовлении измерительного инструмента применяют сталь 13Х по ГОСТ 5950–2000. Такие высокоуглеродистые инструментальные стали обладают хорошей износостойкостью в закаленном состоянии, твердостью не менее 61 HRC (при отпуске 180 °С) и прочностью на разрыв более 1500 МПа. Однако еще профессор Голиков (1958) [10] не относил данные материалы к восточным булатам, считая образуемую ими узорчатую поверхность, не соответствующей булатным узорам.

Ученые под руководством академика Ф.Н. Тавадзе (1984) [11–12] провели работу не только по построению кинетической диаграммы состояния *булатной стали*, но и исследовали влияние структуры на механические свойства. Объектами исследования были выбраны четыре образца из древних узорчатых клинков, содержащих от 1,17 до 1,47 % углерода и от 0,11 до 0,21 % фосфора. Для сравнения результатов они использовали высокочистую сталь, полученную в лабораторных условиях, которая содержала 1,5 % углерода без примеси фосфора и других химических элементов. Выводы оказались неутешительными. Практически все образцы из старинной булатной стали показали более низкие прочностные свойства, чем сталь, полученная современным способом выплавки, содержащая 1,5 % углерода.

Используя современные методы исследования структуры и свойств материалов, американские ученые Verhoeven с соавторами (1987–2007) [13–16], подробно изучили влияние примеси фосфора на формирование морфологии карбидов в процессе плавки *genuine Damascus steel* (булатной стали), содержащих от 1,2 до 1,8 % углерода и от 0,06 до 0,16 % фосфора. Они наглядно показали возможность формирования карбидных полос при ковке, которые образуют

характерный для булатных сталей узор. В результате коллективу авторов из США удалось разработать методику воспроизводства современных булатных клинков без вредной примеси фосфора, тем самым значительно улучшив механические свойства при статических и динамических испытаниях.

Огромную работу для понимания структуры и свойств старинных булатных сталей выполнил профессор Таганов (2009) [17], исследовав десятки индо-персидских клинков, собранных экспедициями Русского географического общества. Образцы, содержащие около 1,2...1,7 % углерода и 0,09...0,19 % фосфора, представляли собой хрупкую сталь, вдвое уступающую по ударной вязкости современным инструментальным сталям с таким же содержанием углерода. Значения статических механических характеристик булатных клинков достигают не более 75 % от свойств современных углеродистых инструментальных сталей, имеющих в своем составе не более 0,01 % примеси фосфора. По их мнению, именно аномально высокое содержание фосфора в булатной стали объясняет низкие механические свойства.

## Материалы и методы исследования

В качестве материалов для исследований были выбраны фрагменты старинного узорчатого клинка (маркировка Ds15P) длиной около 50 мм (рис. 1, а) и лезвие современного ножа (рис. 1, б), изготовленного из высокоуглеродистой инструментальной стали, содержащей 1,5 % углерода (для удобства упоминания в дальнейшем такую сталь по аналогии с маркировкой углеродистых инструментальных сталей промаркировали как У15А). Химический состав стали У15А и булатной стали Ds15P определяли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра типа ARL 3460 (см. таблицу).

По форме и крупности узора можно предположить, что старинный узорчатый клинок принадлежал к булатным сталям с узором типа «Кара-Табан», что буквально означает «блестящий-черный» (рис. 2). По современной классификации инструментальных сталей восточный клинок является высокоуглеродистой инструментальной сталью с повышенным содержанием фосфора.

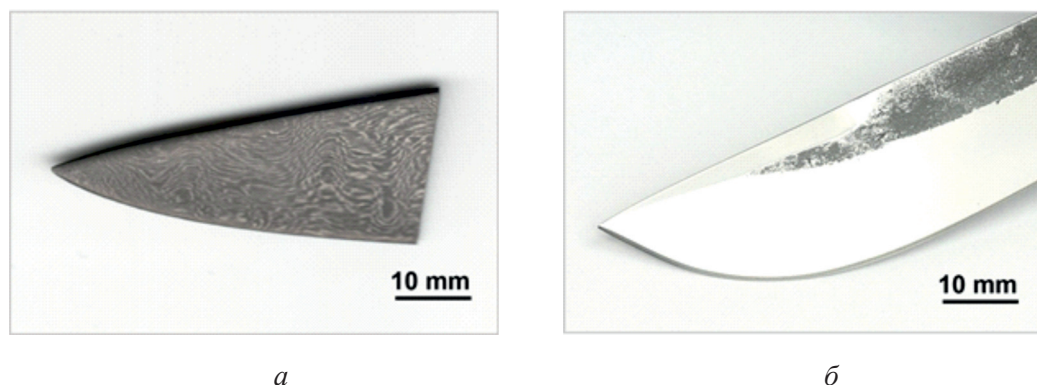


Рис. 1. Материалы исследования:

*a* – фрагмент кончика булатного клинка (маркировка Ds15P); *б* – лезвие современного ножевого клинка (маркировка Y15A)

Fig. 1. Materials of research:

*a* – Fragment of the Damascus blade (marking Ds15P); *b* – Blade of modern knife blade (marking Y15A)

### Химический состав исследуемых сталей Chemical composition of the studied steels

Сталь	Содержание химических элементов, %					
	C	Mn	Si	P	S	Fe
Ds15P*	1,48	0,006	0,082	<b>0,192</b>	0,005	98,235
Y15A**	1,54	0,114	0,176	<b>0,007</b>	0,005	98,158

Маркировка:

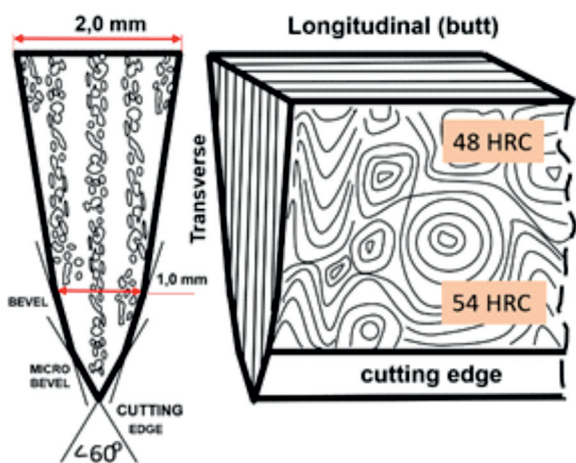
\*Ds – genuine Damascus steel (булат); **15** – 1,45...1,54 % углерода; **P** – 0,12...0,22% фосфора  
 \*\*Y – углеродистая инструментальная сталь; **15** – 1,54 % углерода; **A** – качественная <0,03%P

Высокоуглеродистая инструментальная сталь Y15A в клиночном производстве применяется для изготовления ножей повышенной твердости. Данная сталь обладает некоторыми недостатками. Она плохо поддается механической обработке, склонна к хрупкости, обладает низкой прокаливаемостью. Однако эта сталь по своему химическому составу идеально подходит для сравнения результатов исследований (рис. 3).

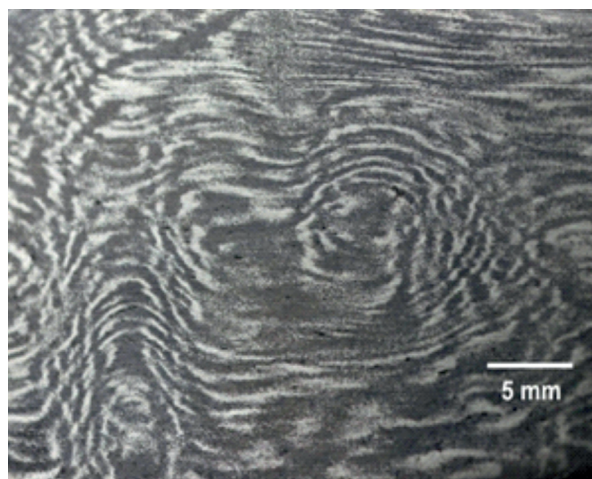
Термическую обработку образцов из высокоуглеродистой инструментальной стали проводили при температуре 780 °С в камерной лабораторной печи типа СНОЛ 6/11. Выдержка в печи составила не менее 20 мин. Далее образцы пере-

мещались в свинцовистую ванну, предварительно разогретую до температуры 450 °С. Время изотермической выдержки в ванне составило не менее двух часов. Структура исследуемого материала представляла собой троостит закалки, в котором равномерно распределены глобулы избыточного цементита вблизи бывших аустенитных зерен. Распределение карбидов цементита соответствовала третьему балу по шкале остатков цементитной сетки согласно ГОСТ 1435–99. Твердость образцов после термообработки составила не менее 52 HRC.

Структурные исследования осуществляли на растровом электронном микроскопе Zeiss



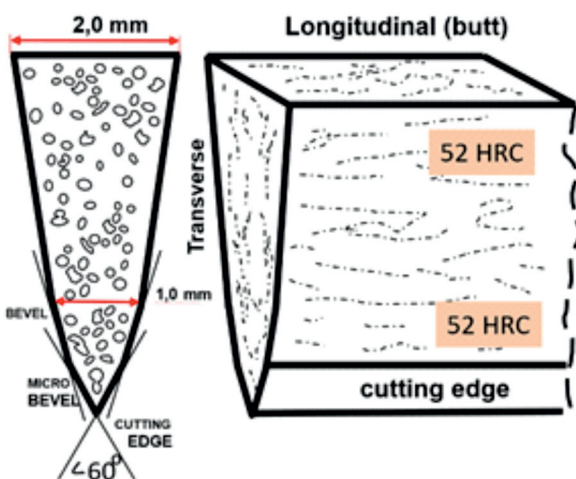
a



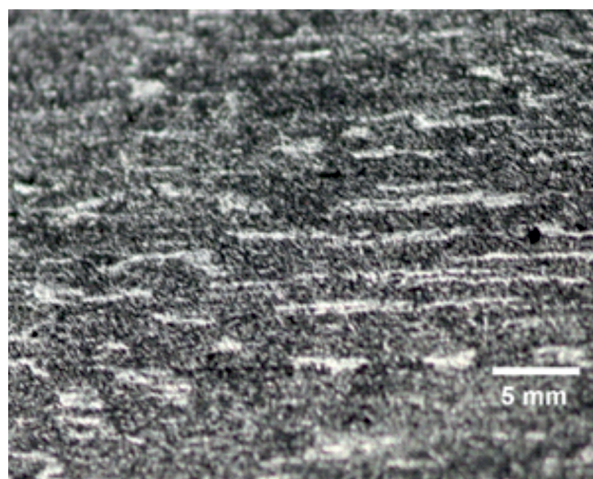
б

Рис. 2. Схема булатного клинка (а) и макроструктура булата Ds15P (б)

Fig. 2. Schematic of Damascus blade (a) and the macrostructure of genuine Damascus steel type Ds15P (b)



a



б

Рис. 3. Схема клинка из углеродистой стали (а) и макроструктура стали У15А (б)

Fig. 3. Schematic of blade of carbon steel (a) and the macrostructure of carbon tool steel type U15A (b)

EV050 XVP с системой зондового микроанализатора EDS X-Act и оптического микроскопа серии METAM PB-21-2 в диапазоне увеличения от 50 до 1100 крат. Строение избыточной карбидной фазы изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа типа TEI Tescna G2 20 TWIN.

Твердость структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера Model 402MVD. В качестве статического индентера применялась алмазная четырехгранная пирамидка. Нагрузка составляла от 50 до 200 граммов.

Проведены сравнительные тесты на испытания резом войлока толщиной 4 мм на установке с возвратно-поступательным механизмом. Испытания проводили на треугольных образцах толщиной 2 мм. Угол заточки составлял 60°. Образец крепился на шток, совершающий возвратно-поступательное движение за счет вращения вала, соединенного муфтой с валом электродвигателя. На валу закреплялся груз. Изменяя массу груза, управляли величиной силы, действующей через шток на образец. Войлок крепился в струбцинах поперек волокон. Измерялось число

резов ( $n$ ) при заданном усилии реза ( $P$ ) до полного проскальзывания образца по войлоку.

Испытания на усталостную долговечность проводили на плоских образцах, имевших размеры  $50 \times 20 \times 55$  мм, толщиной 2 мм. Имитаторами зубрин на клинке служили надрезы глубиной 1 мм, полученные на электроискровом станке латунной проволочкой диаметром 0,15 мм. Нагружение образцов осуществлялось штоком, совершающим возвратно-поступательное движение, по схеме трехточечного изгиба. Шток получал движение за счет вращения вала, соединенного муфтой с валом электродвигателя. Измеряли длину усталостной трещины  $L$  (мм) в заданное число циклов нагружения до полного разрушения образца.

### Результаты и обсуждения

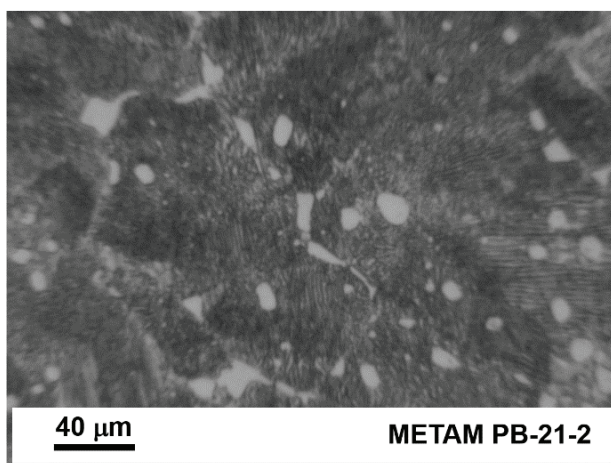
Микроструктура углеродистой инструментальной стали У15А после термической обработки представляла собой матрицу из смеси пластинчатого троостита и отпущенного мартенсита, в которой равномерно распределены частицы избыточного цементита практически глобулярной формы, расположенные вблизи бывших аустенитных зерен (рис. 4, *а*).

Ранее в работах [18, 19] было установлено, что микроструктура булатной стали Ds15P представляет собой пластинчатый троостит с межпластинчатым расстоянием не более 100 нм, в

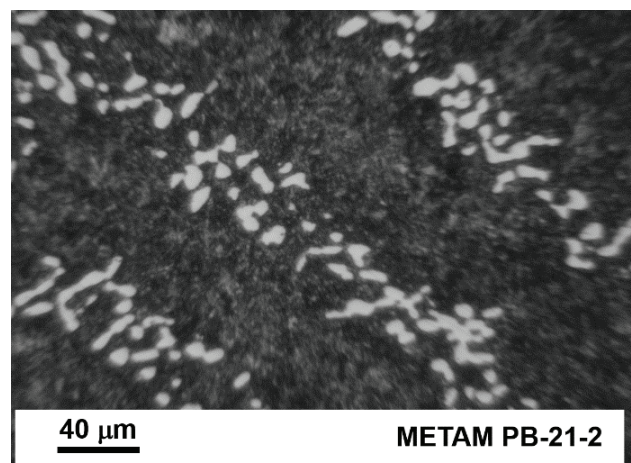
котором слоями расположены частицы избыточного цементита. Толщина трооститных промежутков между карбидными слоями находится в диапазоне от 45 до 75 мкм. В результате на темном фоне трооститной матрицы можно наблюдать светлые прерывистые слои толщиной от 15 до 45 мкм, состоящие из продолговатых округлых частиц цементита (рис. 4, *б*). Плотность прерывистых карбидных слоев составляет от 10 до 15 шт. на 1,0 мм.

Существует несколько различных мнений на счет природы образования карбидных слоев в булатных сталях. Некоторые из них сводятся к тому, что карбидные слои образуются в результате низкотемпературнойковки в диапазоне  $650 \dots 850$  °С. В данном диапазоне температур избыточный вторичный цементит не растворяется в аустените. В процессе низкотемпературнойковки происходит его дробление на отдельные части. По мнению авторов [20–21], только в этом диапазоне температурковки сохраняются узоры на поверхности клинка. Таким образом, избыточные карбиды в подлинной дамасской стали являются сфероидными осколками раздробленной цементитной сетки. Образования таких структур описываются по механизму Wadsworth–Sherby [6].

Другое мнение на природу образования карбидных слоев сводится к тому, что крупные продолговатые карбиды сформировались в процессе кристаллизации неоднородного булатного



*а*



*б*

Рис. 4. Структура образцов:  
*а* – гомогенная сталь У15А; *б* – слоистая сталь Ds15P

Fig. 4. Structure of samples:  
*а* – homogeneous steel (U15A); *б* – layered steel (Ds15P)



слитка [2, 16, 17]. Предполагается, что в процессе кристаллизации слитка в междендритных участках происходит сегрегация примесей фосфора. При изотермической выдержке эти участки насыщаются углеродом вплоть до эвтектического состояния. При дальнейшем переохлаждении булатного слитка в этих местах образуются первичные карбиды цементита не в виде сотового ледебурита либо игл первичного цементита, а в виде массивных обособленных частиц. Образование избыточных первичных карбидов в виде массивных частиц в процессе кристаллизации булатного слитка объясняется по механизму *Verhoven–Pendray* [14, 15].

Металлографические исследования показали, что в карбидном слое булатной стали большая часть цементита имеет продолговатую форму. Продолговатые частицы избыточного цементита с соотношением осей 1/3 являются основной отличительной особенностью рассматриваемой в данной работе булатной стали. Продолговатая форма избыточного цементита отсутствует в работах по сверхпластичности UHC steels [5–9]. Не обнаружены продолговатые карбиды в булатных сталях ледебуритного класса типа BU22A [22–25].

Продолговатые карбиды могут быть выделены в отдельную разновидность избыточного цементита. Такие карбиды кардинально отлича-

ются по морфологическим признакам от избыточного цементита глобулярного типа (рис. 5).

Размеры продолговатых карбидов в поперечном сечении составляют около 3...4 мкм, в продольном сечении не превышают 9...12 мкм (рис. 5, *a*). Предположительно крупные продолговатые карбиды были сформированы в процессе кристаллизации булатного слитка. Ковка клинка проходила в диапазоне температур от 960 до 560 °С. В процессе деформации в этом интервале температур карбидная неоднородность приобретает слоистую текстуру. Длительный изотермический отжиг усиливал структурную неоднородность.

По технологии *Wadsworth–Sherby* [6] был обработан нож из углеродистой инструментальной стали U15A. Нож был откован в диапазоне температур от 960 до 560 °С. Вторичное выделение избыточного цементита из деформированного аустенита происходит в виде глобулярных частиц, расположенных равномерно по границам бывших аустенитных зерен (рис. 5, *б*). Микротвердость находится в диапазоне значений 400...600 HV (рис. 6). Для современного режущего инструмента такая структура может считаться идеальной. Однако она не соответствует представлениям о структуре булатной стали.

Структура в булатной стали Ds15P более всего напоминает естественные композиционные

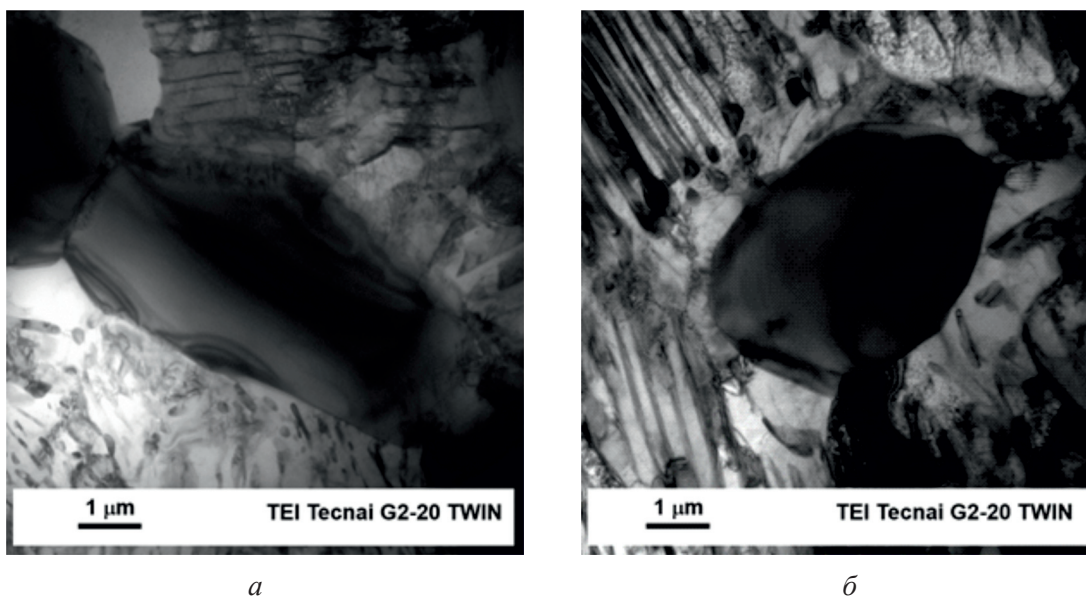
*a**б*

Рис. 5. Морфология карбидов цементита:

*a* – продолговатый карбид (*Ds15P*); *б* – сфероид избыточного цементита (*U15A*)

Fig. 5. Morphology of cementite carbides:

*a* – oblong carbide (*Ds15P*); *б* – spherical carbide (*U15A*)

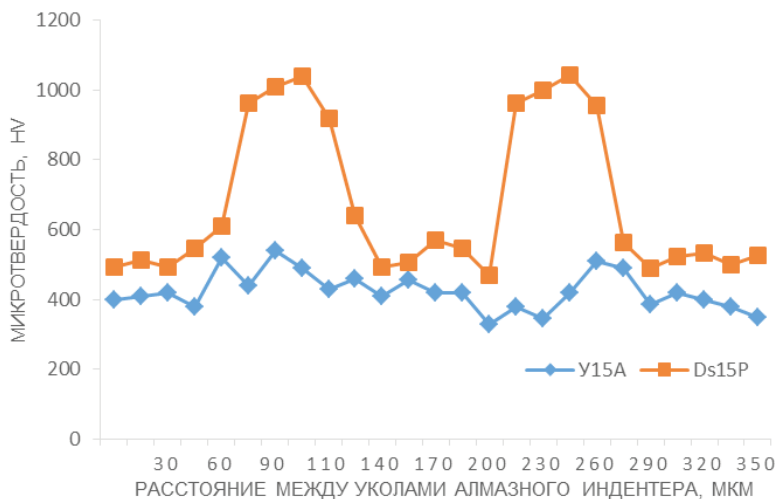


Рис. 6. График распределения микротвердости в сталях  
 Fig. 6. Diagram of the distribution of microhardness in steels

материалы (ЕКМ). Распределение микротвердости по поперечному сечению неоднородное: на графике присутствуют минимумы, характерные трооститным слоям (от 390 до 560 HV), и максимумы, характеризующие твердость карбидных частиц (от 820 до 1020 HV) (рис. 6). Такое распределение микротвердости может объяснить возникновение самозатачивающегося эффекта кромки лезвия, которая представляет собой микропилу с зубьями от 50 до 100 мкм. Суть самозатачивающегося эффекта заключается в более быстром износе трооститных слоев с выходом на кромку более твердых карбидных слоев.

Ранее в работах [18, 19] отмечалось, что широкий разброс данных по значениям микротвердости в трооститном слое от 390 до 560 HV может быть связан с неравномерным распределением фосфора.

Твердость, равная 390 HV, наблюдается в середине трооститного слоя, где примесь фосфора минимальна, не более 0,02 %. На кромке трооститного и карбидного слоя микротвердость увеличивается до значений около 560 HV, что связано с повышением примеси фосфора до 0,2 %. Средняя микротвердость в трооститных слоях составляет 475 HV.

В карбидных слоях микротвердость зависит как от содержания фосфора, которое может достигать около 0,38 % [18, 19], так и от распределения продолговатых карбидов, которые способны продавливаться либо демпфировать при

вдавливании алмазного индентора. Поэтому нельзя однозначно сказать, какая структурная фаза будет под отпечатком алмазного индентора (эффект «Айсберга»). Средняя микротвердость в карбидных слоях составляет 920 HV, что согласуется с данными работ Гаева [2] (770...1000 HV) и Таганова [17] (средняя 800 HV).

Твердость по Роквеллу стали У15А составляла не менее 52 HRC. В образцах булатной стали наблюдается разброс значений твердости по Роквеллу. На обухе клинка твердость не превышает 48 HRC. Твердость кромки клинка составляет не менее 54 HRC. Таким образом, твердость около режущей кромки на 12 % больше, чем твердость около обуха клинка. Можно сделать вывод, что твердость современной углеродистой стали У15 и булатной стали Ds15P одинакова.

Методик на испытание стойкости режущей кромки очень много. Однако не существует ГОСТа по определению этого свойства. Поэтому испытываемые образцы можно сравнивать только между собой. Для получения достоверных результатов тестирования был исключен человеческий фактор. Усилие реза регламентировалось грузом от 20 до 120 Н. Результаты испытаний представлены на рис. 7.

При небольшой нагрузке на испытываемые образцы, равной 20 Н, булатная сталь типа Ds15P со слоистой структурой показывает большее число резов, чем современные углеродистые инструментальные стали с гомогенной структурой.

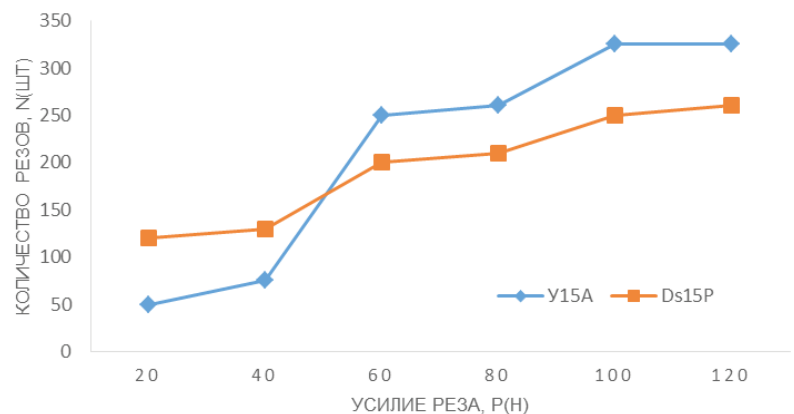


Рис. 7. График распределения количества резов от усилия реза  
 Fig. 7. Diagram of the distribution of number cuts from the cut pressure

Разница в количестве резов составляет более чем в 2,5 раза (рис. 7). С увеличением нагрузки на испытуемые образцы до 40 Н разница в количестве резов сокращается до 1,5 раза.

Дальнейшее увеличение нагрузки на испытуемый образец приводит к противоположному результату. Углеродистые инструментальные стали типа У15А показывают на 30 % большее число резов по сравнению с булатными сталями типа Ds15P при увеличении усилия реза от 60 до 120 Н (рис. 7).

Известно, что в процессе эксплуатации клинок может испытывать знакопеременные нагрузки. Необходимо считаться с наличием дефектов типа микротрещин. В старинных клинках, отработавших большую часть своего ресурса, вероятность наличия скрытых микротрещин резко возрастает. В процессе эксплуатации микротрещина способна вырасти до магистральной трещины, создавая условия для хрупкого разрушения. Склонность к торможению роста микротрещин является одной из важнейших характеристик материала. Уменьшая скорость роста микротрещин, можно существенно повысить срок службы и надежность клинка при эксплуатации. В связи с этим особое значение приобретает изучение живучести клинков как с гомогенной структурой, так и со слоистой структурой.

На графике распределения роста усталостной трещины видно, что в слоистой структуре булатной стали усталостная микротрещина зарождается в два раза быстрее по сравнению с

образцами из стали У15А (рис. 8). Зарождение усталостной трещины зависит от дефектов структуры, в частности, от ослабленных межслойных границ.

Рост усталостной трещины до критического значения в гомогенной структуре стали У15А происходит за меньшее число циклов (рис. 8). На пути роста трещины нет существенных препятствий. Это означает, что в образцах с гомогенной структурой неконтролируемое хрупкое разрушение будет происходить при меньшей критической длине трещины. Таким образом, от момента зарождения усталостной трещины (около 1,0 мм) до разрушения образцов с гомогенной структурой потребовалось  $2,7 \cdot 10^7$  циклов, а до разрушения образцов со слоистой структурой необходимо  $6,2 \cdot 10^7$  циклов. Можно сказать, что в клинке из булатной стали (Ds15P) по показателям усталостной долговечности, почти в два раза больше ресурс эксплуатации, чем в клинке из современной углеродистой инструментальной стали (У15А). Полученные результаты объясняются благоприятным влиянием слоистой структуры булатной стали. В этой структуре обязательно присутствуют напряженные участки, расположенные на межслойных границах. Накопление дефектов приводит к локальным расслоениям вдоль межслойных границ, запуская механизм торможения микротрещин. Как правило, микротрещины ветвятся вдоль карбидных и трооститных слоев, снижающих энергию магистральной трещины за счет разделения ее фронта. В результате реализуется механизм «локального расслоения» [26], который заставляет трещину продвигаться в каждом отдельном слое.

Потери в режущей способности компенсируются увеличением надежности (живучести) клинка при многократных усталостных нагрузках в процессе эксплуатации.

## Выводы

1. Карбидные слои в булатной стали состоят из избыточного цементита продолговатой формы. Продолговатые избыточные карбиды по морфологическому признаку напоминают овал с утолщением в средней части. Размер карбидов в поперечном сечении составляет

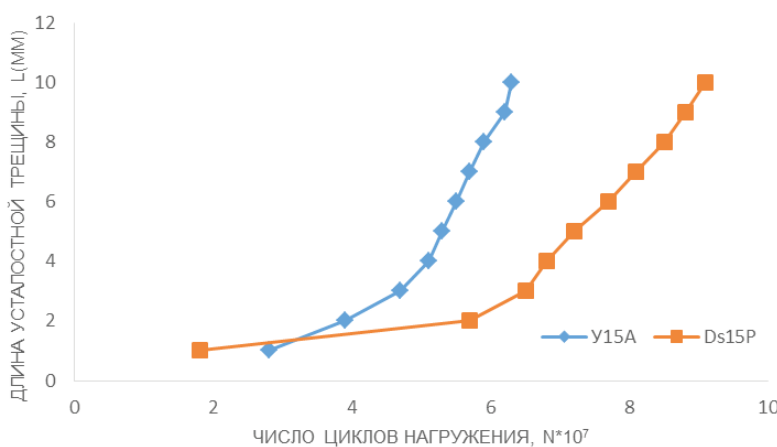


Рис. 8. График распределения роста усталостной трещины от числа циклов нагружения

Fig. 8. Graph of distribution of fatigue crack growth on the number of loading cycles

около 3...4 мкм, в продольном сечении не превышает 9...12 мкм. Продолговатые частицы избыточного цементита с соотношением осей 1/3 являются основной отличительной особенностью по морфологическим признакам от сфероидов избыточного цементита. Образование продолговатых карбидов в *булатной стали* происходит по механизму «*Verhoven–Pendray*».

2. Значения микротвердости углеродистой инструментальной стали У15А с равномерным распределением карбидной фазы находятся в диапазоне от 400 до 600 НВ. Большой разброс значений микротвердости булатной стали Ds15P (от 475 до 920 НВ) обусловлен слоистой структурой распределения карбидной фазы. Такая слоистая структура напоминает собой ЕКМ (естественный композиционный материал).

3. Режущая кромка лезвия ножа из булатной стали представляет собой чередующиеся параллельные карбидные и трооститные слои, в среднем не более шести шт. При небольшом усилии разреза (до 40 Н) булатная сталь Ds15P показывает большее количество разрезов, чем углеродистая типа У15А. С увеличением усилия на режущей кромке с 60 до 120 Н углеродистая инструментальная сталь показала большее количество резов, чем булатная сталь.

4. В слоистой структуре булатной стали Ds15P распространение усталостной трещины от момента ее возникновения до полного разрушения происходит при большем числе циклов, чем в однородной структуре стали У15А, что связано с потерей энергии распространения усталостной трещины при переходе из трооститного слоя в карбидный.

### Список литературы

1. *Бируни А.Р.* Собрание сведений для познания драгоценностей (минералогия). – Л.: Изд-во Акад. наук СССР, 1963. – 520 с.
2. *Гаев И.С.* Булат и современные железоуглеродистые сплавы // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1965. – № 9. – С. 17–24.
3. *Zschokke B.* Du Damasse et des Lamés de Damast // *La Revue de Metallurgie.* – 1924. – N 21. – P. 639–669. – DOI: 10.1051/metal/192421110639.
4. *Panseri C.* Damascus steel in legend and in reality // *Gladius.* – 1965. – N 4. – P. 5–66. – DOI: 10.3989/gladius.1965.188.

5. Mechanical properties and microstructure of heat-treated ultrahigh carbon steels / H. Sunada, J. Wadsworth, J. Lin, O.D. Sherby // *Materials Science and Engineering.* – 1979. – N 38. – P. 35–40.

6. *Wadsworth J., Sherby O.D.* On the Bulat–Damascus steels revisited // *Progress in Materials Science.* – 1980. – N 25. – P. 35–68.

7. *Sherby O.D., Wadsworth J.* Damascus steel // *Scientific American.* – 1985. – N 252 (2). – P. 112–120. – DOI: 10.1038/scientificamerican0285-112.

8. *Sherby O.D., Wadsworth J.* Ultrahigh carbon steels, Damascus steels, and superplasticity // 9<sup>th</sup> International Metallurgical and Materials Congress, Istanbul, Turkey. – United States, 1997. – P. 1–22. – DOI: 10.2172/555400.

9. Processing, structure, and properties of a rolled, UHC steel plate exhibiting a damask pattern / *E.M. Taleff, B.L. Bramfitt, Ch.K. Syn, D.R. Lesuer, J. Wadsworth, O.D. Sherby* // *Materials Characterization.* – 2001. – Vol. 46. – P. 11–18. – DOI: 10.1016/S1044-5803(00)00087-5.

10. *Голиков И.Н.* Дендритная ликвация в стали. – М.: Металлургиздат, 1958. – 206 с.

11. Электронно-микроскопические исследования булатной стали / *Ф.Н. Тавадзе, Б.Г. Амаглобели, Г.В. Инанишвили, Т.В. Этерашивили* // *Сообщения Академии наук Грузинской ССР.* – 1984. – № 3 (113). – С. 601–604.

12. *Тавадзе Ф.Н., Амаглобели Б.Г., Инанишвили Г.В.* Механические свойства булатной стали // *Сообщения Академии наук Грузинской ССР.* – 1984. – № 3 (113). – С. 589–592.

13. *Verhoeven J.D., Jones L.L.* Damascus steel, Part II: Origin of the Damask pattern // *Metallography.* – 1987. – Vol. 20. – P. 153–180. – DOI: 10.1016/0026-0800(87)90027-9.

14. *Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D.* Wootz Damascus steel blades // *Materials Characterization.* – 1996. – Vol. 37. – P. 9–22. – DOI: 10.1016/s1044-5803(96)00019-8.

15. *Verhoeven J.D., Pendray A.N., Dauksch W.E.* The key role of impurities in ancient Damascus steel blades // *Journal of Metallurgy.* – 1998. – Vol. 50. – P. 58–64. – DOI: 10.1007/s11837-998-0419-y.

16. *Verhoeven J.D.* Pattern formation in wootz Damascus steel swords and blades // *Indian Journal of History of Science.* – 2007. – Vol. 42.4. – P. 559–574.

17. *Таганов И.Н.* Закат легенд о булате // *Калашников.* – 2009. – № 11. – С. 92–97.

18. *Sukhanov D.A.* Influence of phosphorus impurity on the structure and nature of the destruction of the genuine Damascus steel // *International Journal of Engineer-*



ing Technologies and Management Research. – 2018. – Vol. 5 (4). – P. 26–37. – DOI: 10.5281/zenodo.1244689.

19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Influence of the distribution of excess carbides on the properties of genuine Damascus steel // Materials Sciences and Applications. – 2019. – Vol. 10. – P. 118–136. – DOI: 10.4236/msa.2019.102010.

20. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in UHC steels / T. Oyama, O.D. Sherby, J. Wadsworth, B. Walser // Scripta Metallurgica. – 1984. – Vol. 18. – P. 799–804.

21. Morphology of excess carbides Damascus steel / D.A. Sukhanov, L.B. Arkhangelsky, N.V. Plotnikova, N.S. Belousova // Journal of Materials Science Research. – 2016. – Vol. 5 (3). – P. 59–65. – DOI: 10.5539/jmsr.v5n3p59.

22. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? // Materials Sciences and Applica-

tions. – 2016. – Vol. 7. – P. 792–802. – DOI: 10.4236/msa.2016/711061.

23. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Природа угловатых карбидов в булатной стали // Металлург. – 2017. – № 1. – С. 112–117.

24. Суханов Д.А., Архангельский Л.Б., Плотникова Н.В. Механизм образования эвтектических карбидов типа  $Fe_2C$  в структуре булатной стали // Металлург. – 2018. – № 3. – С. 57–64.

25. Суханов Д.А. Конструктивная прочность многослойных сталей // Состояние, проблемы и перспективы восстановления технологии производства Дамасской стали, булата и металлических композитов: сборник докладов и материалов I Международного научно-практического семинара: «Дамасская сталь. Булат. Металлические композиты. Теория и практика». – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. – № 1. – С. 83–104.

## Конфликт интересов

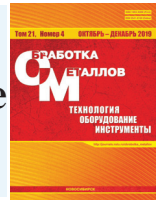
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2019 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)



## Damask Steel Mechanical Properties

Dmitry Sukhanov<sup>1, a, \*</sup>, Natalya Plotnikova<sup>2, b</sup>, Svetlana Dolgova<sup>2, c</sup>, Larisa Sukhanova<sup>1, d</sup>,  
Aleksandr Golikov<sup>1, e</sup>, Leonid Arhangelskiy<sup>3, f</sup>

<sup>1</sup> Metal service center ASK-MSC Company, 8 Nauchny proezd, Moscow, 117246, Russian Federation

<sup>2</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

<sup>3</sup> Interregional public organization "Creative Union of Blacksmiths", 6 Tamozhennyi proezd, Moscow, 111033, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9565-6437>, [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-8005-1128>, [plotnikova1975@mail.ru](mailto:plotnikova1975@mail.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>, [svetlanadolgova99@gmail.com](mailto:svetlanadolgova99@gmail.com), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-1431-6183>, [suhanova.l@ask-msk.ru](mailto:suhanova.l@ask-msk.ru),

<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-5962-135X>, [golikov.a@ask-msk.ru](mailto:golikov.a@ask-msk.ru), <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0003-4202-2518>, [tigram.korolev@mail.ru](mailto:tigram.korolev@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 16 September 2019

Revised: 23 October 2019

Accepted: 15 November 2019

Available online: 15 December 2018

#### Keywords:

Damascus steel

Wootz

UHC steel

Indo-Persian Steel

#### Acknowledgments

The studies were performed at the Central Design Bureau of "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU for help in conducting joint research work, the authors express their deep gratitude to the staff of the Department of Materials Science in Mechanical Engineering of the Novosibirsk State Technical University and to the employees of the Metalwork Plant of JSC ASK.

### ABSTRACT

**Purpose:** to determine the mechanical properties of damask steel, to establish the main disadvantages and advantages of blade products of antiquity compared to modern high-carbon tool steels. **Materials and research methods.** The objects of the study are tool steel U15A (1.5 % C) and damask steel Ds15P. The chemical composition of the materials is determined using an ARL 3460 type optical emission spectrometer. Structural studies are carried out on a Zeiss EV050 XVP scanning electron microscope with an EDS X-Act probe microanalyzer system and a METAM PB-21-2 optical microscope. The structure of the excess carbide phase is studied using a transmission electron microscope of the TEI Tecnai G2 20 TWIN type. The structural component hardness is determined using a Model 402MVD microhardness tester. **Results and discussions.** Scientific works to determine the mechanical properties of genuine Damascus steel are very few. This is because most high-quality blades of genuine Damascus steel sword are stored in state museums or private collections. The authors agree that genuine Damascus steels with a carbon content of 1.3% to 2.3 % have legendary elasticity and fracture toughness with a sufficiently high content of phosphorus in the composition of these steels. The paper compares the mechanical properties of modern carbon tool steel and genuine Damascus steel. It is confirmed that the layered structure of Eastern Damascus steel type Ds15P, formed carbide layers of a width not exceeding 75 microns in troostite matrix differs from the homogeneous structure of modern carbon tool steel type U15A. The microhardness of the carbide layers in genuine Damascene steel is 920 HV, the microhardness of the layers troostite - 475 HV. Carbide layers in genuine Damascene steel consist of cementite oblong. Oblong excess carbides morphologically resemble an oval with a thickening in the middle part. The sizes of carbides in cross section make about 3...4 microns, in longitudinal section do not exceed 9...12 microns, the ratio of axes makes 1/3. Found that the blade edge Damascus blade represents microsaw consisting of parallel carbide and troostite layers. Conducted comparative tests on the preservation of cutting edge blade steel U15A and Ds15P found that with little effort Damascus steel (Ds15P) shows a greater number of cuts than the steel U15A. It is revealed that a layered structure of genuine Damascus steel type Ds15P the fatigue crack propagation from the time of its occurrence until complete destruction occurs for a greater number of cycles than in the homogeneous structure of modern carbon tool steel type U15A. Damascus steel type Ds15P showed a 2-fold stock fatigue life compared to modern carbon tool steel type U15A.

**For citation:** Sukhanov D.A., Plotnikova N.V., Dolgova S.V., Sukhanova L.N., Golikov A.Yu., Arhangelskiy L.B. Damask steel mechanical properties. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 113–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-113-126. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Suhanov Dmitriy A., Ph.D. (Engineering), Director

Metal service center ASK-MSC Company,

8 Nauchny proezd,

Moscow, 117246, Russian Federation

Tel.: +7 (495) 775-17-55, e-mail: [suhanov7@mail.ru](mailto:suhanov7@mail.ru)

## References

1. Biruni A.R. *Sobranie svedenii dlya poznaniya dragotsennostei (mineralogiya)* [Collection of information for the knowledge of jewelry (mineralogy)]. Leningrad, Academy of Sciences of the Soviet Union Publ., 1963. 520 p. (In Russian).
2. Gaev I.S. Bulat i sovremennye zhelezouglerodistye splavy [Damask steel and modern iron-carbon alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 1965, no. 9, pp. 17–24. (In Russian).
3. Zschokke B. Du Damasse et des Lamés de Damast. *La Revue de Metallurgie*, 1924, no. 21, pp. 639–669. DOI: 10.1051/metal/192421110639.
4. Panseri C. Damascus steel in legend and in reality. *Gladius*, 1965, no. 4, pp. 5–66. DOI: 10.3989/gladius.1965.188.
5. Sunada H., Wadsworth J., Lin J., Sherby O.D. Mechanical properties and microstructure of heat-treated ultra-high carbone steels. *Materials Science and Engineering*, 1979, no. 38, pp. 35–40.
6. Wadsworth J., Sherby O.D. On the Bulat–Damascus steels revisited. *Progress in Materials Science*, 1980, no. 25, pp. 35–68.
7. Sherby O.D., Wadsworth J. Damascus steel. *Scientific American*, 1985, no. 252 (2), pp. 112–120. DOI: 10.1038/scientificamerican0285-112.
8. Sherby O.D., Wadsworth J. Ultrahigh carbon steels, Damascus steels and superplasticity. *9<sup>th</sup> International Metallurgical and Materials Congress*, Istanbul, Turkey. United States, 1997, pp. 1–22. DOI: 10.2172/555400.
9. Taleff E.M., Bramfitt B.L., Syn Ch.K., Lesuer D.R., Wadsworth J., Sherby O.D. Processing, structure, and properties of a rolled, UHC steel plate exhibiting a damask pattern. *Materials Characterization*, 2001, vol. 46, pp. 11–18. DOI: 10.1016/S1044-5803(00)00087-5.
10. Golikov I.N. *Dendritnaya likvatsiya v stali* [Dendritic segregation in steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1958. 206 p.
11. Tavadze F.N., Amaglobeli B.G., Inanishvili G.V., Eterashvili T.V. Elektronno-mikroskopicheskie issledovaniya Bulatnoi stali [Electron microscopic examination of Damascus steel]. *Soobshcheniya Akademii nauk Gruzinskoi SSR = Bulletin of the Academy of Sciences of the Georgian SSR*, 1984, no. 3 (113), pp. 601–604.
12. Tavadze F.N., Amaglobeli B.G., Inanishvili G.V. Mekhanicheskie svoistva bulatnoi stali [Damask steel mechanical properties]. *Soobshcheniya Akademii nauk Gruzinskoi SSR = Bulletin of the Academy of Sciences of the Georgian SSR*, 1984, no. 3 (113), pp. 589–592.
13. Verhoeven J.D., Jones L.L. Damascus steel, Part II: Origin of the Damask pattern. *Metallographe*, 1987, vol. 20, pp. 153–180. DOI: 10.1016/0026-0800(87)90027-9.
14. Verhoeven J.D., Pendray A.H., Gibson E.D. Wootz Damascus steel blades. *Materials Characterization*, 1996, vol. 37, pp. 9–22. DOI: 10.1016/s1044-5803(96)00019-8.
15. Verhoeven J.D., Pendray A.N., Dauksch W.E. The key role of impurities in ancient Damascus steel blades. *Journal of Metallurgy*, 1998, vol. 50, pp. 58–64. DOI: 10.1007/s11837-998-0419-y.
16. Verhoeven J.D. Pattern Formation in wootz Damascus steel swords and blades. *Indian Journal of History of Science*, 2007, vol. 42.4, pp. 559–574.
17. Taganov I.N. *Zakat legend o bulate* [Damask legends sunset]. *Kalashnikov*, 2009, no. 11, pp. 92–97. (In Russian).
18. Sukhanov D.A. Influence of phosphorus impurity on the structure and nature of the destruction of the genuine Damascus steel. *International Journal of Engineering Technologies and Management Research*, 2018, vol. 5 (4), pp. 26–37. DOI: 10.5281/zenodo.1244689.
19. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Influence of the distribution of excess carbides on the properties of genuine Damascus steel. *Materials Sciences and Applications*, 2019, vol. 10, pp. 118–136. DOI: 10.4236/msa.2019.102010.
20. Oyama T., Sherby O.D., Wadsworth J., Walser B. Application of the divorced eutectoid transformation to the development of fine-grained, spheroidized structures in UHC steels. *Scripta Metallurgica*, 1984, vol. 18, pp. 799–804.
21. Sukhanov D.A., Arkhangelsky L.B., Plotnikova N.V., Belousova N.S. Morphology of excess carbides Damascus steel. *Journal of Materials Science Research*, 2016, vol. 5 (3), pp. 59–65. DOI: 10.5539/jmsr.v5n3p59.

22. Sukhanov D.A., Plotnikova N.V. Wootz: cast iron or steel? *Materials Sciences and Applications*, 2016, vol. 7, pp. 792–802. DOI: 10.4236/msa.2016/711061.

23. Sukhanov D.A., Arkhangel'skii L.B., Plotnikova N.V. Priroda uglovatykh karbidov v bulatnoi stali [Nature of angular carbides in damask steel]. *Metallurg = Metallurgist*, 2017, no. 1, pp. 112–117. (In Russian).

24. Sukhanov D.A., Arkhangel'skii L.B., Plotnikova N.V. Mekhanizm obrazovaniya evteticheskikh karbidov tipa Fe<sub>2</sub>C v strukture bulatnoi stali [The formation mechanism of eutectic carbides of the Fe<sub>2</sub>C type in the damask steel structure]. *Metallurg = Metallurgist*, 2018, no. 31, pp. 57–64. (In Russian).

25. Sukhanov D.A. [Structural strength of multilayer steels]. *Sostoyanie, problemy i perspektivy vosstanovleniya tekhnologii proizvodstva damasskoi stali, bulata i metallicheskih kompozitov: sbornik dokladov i materialov I Mezhdunarodnogo nauchno-prakticheskogo seminara: "Damasskaya stal'. Bulat. Metallicheskie kompozity. Teoriya i praktika"* [State, problems and prospects of restoration of the technology for producing Damascus steel, Damascus steel and metal composites: a collection of reports and materials of the I International scientific-practical seminar "Damascus steel. Damasksteel. Metalcomposites. Theory and practice"]. Moscow, 2012, no. 1, pp. 83–104. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2019 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/>).



## РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

Оформление статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» должно соответствовать *по стилю и содержанию* требованиям журнала [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Статьи, не соответствующие этим требованиям, отклоняются и не рассматриваются редакционным советом. Кроме того, текст работы должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

### Общие комментарии

Пишите доходчивым и простым языком – абстрактные формулировки и излишне длинные фразы трудны как для чтения, так и для понимания.

Статья не должна быть слишком длинной, даже если журнал не указывает максимального объема статьи. Пишите лаконично и грамотно.

Избегайте:

- неряшливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;
- длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

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*).

### ЗАГЛАВИЕ

Название должно отражать основную идею выполненного исследования и быть по возможности кратким.

### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны имя и фамилия автора (ов). Ниже – 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)* и электронная почта (*e-mail*). 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.

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

Указывается индекс универсальной десятичной классификации (УДК). Для англоязычной части статьи УДК указывать не надо.

### Ключевые слова

Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний) должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

### АННОТАЦИЯ (РЕФЕРАТ)

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов. **Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!** Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

## ДЛЯ ЦИТИРОВАНИЯ

Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.

## АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ

Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта.

## ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ СТАТЬИ

### ВВЕДЕНИЕ

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подход, данные или анализ). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию обозначенной проблемы. Не следует пренебрегать книгами и статьями, которые были написаны, например, раньше, чем пять лет назад. В конце раздела «Введение» формулируются цели работы и описывается стратегия для их достижения.

### МЕТОДЫ / МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

**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 ГОСТу.

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, степень погрешности, разрешением и прочее; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

#### *Результаты*

Раздел, содержащий 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).

Рекомендации, перечисленные выше, 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 выявления причинно-следственных связей не украшают 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, а также для упорядочения и интерпретации результатов. Цель данного раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, и обозначить 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**

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводющих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

### **СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

Список цитируемой литературы включает в себя 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>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules).

### **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, то есть 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).

## ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

(структура, содержание и объем авторского резюме (аннотации) к научным статьям в журнале; фрагменты из работы **О. В. Кирилловой** «**Редакционная подготовка научных журналов для включения в зарубежные индексы цитирования: методические рекомендации.** – Москва, 2012», кандидата технических наук, заведующей отделением ВИНТИ РАН, члена Консультативного совета по формированию контента (Content Selection and Advisory Board – CSAB) SciVerse Scopus, Elsevier)

Авторское резюме должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Результаты работы описывают предельно точно и информативно. Приводятся основные теоретические и экспериментальные результаты, фактические данные, обнаруженные взаимосвязи и закономерности. При этом отдается предпочтение новым результатам и данным долгосрочного значения, важным открытиям, выводам, которые опровергают существующие теории, а также данным, которые, по мнению автора, имеют практическое значение. Выводы могут сопровождаться рекомендациями, оценками, предложениями, гипотезами, описанными в статье.

Сведения, содержащиеся в заглавии статьи, не должны повторяться в тексте авторского резюме. Следует избегать лишних вводных фраз (например, «автор статьи рассматривает...»). Исторические справки, если они не составляют основное содержание документа, описание ранее опубликованных работ и общеизвестные положения, в авторском резюме не приводятся.

В тексте авторского резюме следует употреблять синтаксические конструкции, свойственные языку научных и технических документов, и избегать сложных грамматических конструкций. В тексте авторского резюме следует применять значимые слова из текста статьи. Текст авторского резюме должен быть лаконичен и четок, свободен от второстепенной информации, лишних вводных слов, общих и незначущих формулировок. Текст должен быть связным, разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

Объем текста авторского резюме определяется содержанием публикации (объемом сведений, их научной ценностью и/или практическим значением), но не менее 100–250 слов (для русскоязычных публикаций – предпочтительнее больший объем).

### Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из девяти последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом

разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на базе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменчивости внешнего окружения.

### **Это же авторское резюме на английском языке**

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to "interactive strategic management" which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

### **Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus**

**Purpose:** Because of the large and continuous energetic requirements of brain function, neurometabolic dysfunction is a key pathophysiologic aspect of the epileptic brain. Additionally, neurometabolic dysfunction has many self-propagating features that are typical of epileptogenic processes, that is, where each occurrence makes the likelihood of further mitochondrial and energetic injury more probable. Thus abnormal neurometabolism may be not only a chronic accompaniment of the epileptic brain, but also a direct contributor to epileptogenesis.

**Methods:** We examine the evidence for neurometabolic dysfunction in epilepsy, integrating human studies of metabolic imaging, electrophysiology, microdialysis, as well as intracranial EEG and neuropathology.

**Results:** As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via  $^1\text{H}$  or  $^{31}\text{P}$  spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative  $^{13}\text{C}$ -glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by  $^{31}\text{P}$ MR, as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

**Discussion:** Given the important contribution that metabolic performance makes toward excitability in brain, it is not surprising that numerous aspects of mitochondrial and energetic state link significantly with electrophysiologic and microdialysis measures in human epilepsy. This may be of particular relevance with the self-propagating nature of mitochondrial injury, but may also help define the conditions for which interventions may be developed. © 2008 International League Against Epilepsy.

## Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

Авторское резюме (реферат, abstract) является кратким резюме большей по объему работы, имеющей научный характер, которое публикуется в отрыве от основного текста и, следовательно, само по себе должно быть понятным без ссылки на саму публикацию. Оно должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Авторское резюме выполняет функцию справочного инструмента (для библиотеки, реферативной службы), позволяющего читателю понять, следует ли ему читать или не читать полный текст.

Авторское резюме включает следующее.

1. Цель работы в сжатой форме. Предыстория (история вопроса) может быть приведена только в том случае, если она связана контекстом с целью.

2. Кратко излагая основные факты работы, помните следующие моменты:

- следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;
- не включать несущественные детали;
- вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение, а также имейте в виду, что вы пишете для международной аудитории;
  - текст должен быть связным, с использованием слов «следовательно», «более того», «напримен», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example», «the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого;
  - необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);
  - стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

Примеры, как не надо писать реферат, приведены на сайте издательства (<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=3&>).

На сайте издательства также приведены примеры рефератов для различных типов статей (обзоры, научные статьи, концептуальные статьи, практические статьи):

<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=2&PHPSESSID=hdac5rtkb73ae013ofk4g8nrv1>.

## ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

**Уважаемые Авторы, внимательно ознакомьтесь с правилами оформления статьи на сайте журнала!**

### ШАБЛОН ДЛЯ ОФОРМЛЕНИЯ РУКОПИСИ

**Синим цветом** обозначены пояснения относительно того, что именно и как должно быть написано в данном разделе / подразделе.

После внесения соответствующих правок в разделы статьи необходимо удалить **синие подсказки**. В шаблон следует поместить все материалы и данные, которые, по вашему мнению, должны быть напечатаны в журнале (в том числе рисунки и таблицы). Заполненный шаблон статьи следует сохранить на компьютере и загрузить на сайт журнала.

### Структурные особенности плазменных покрытий $V_4C-Ni-P$

*(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)*

**Елена Корниенко<sup>1, a, \*</sup>, Виктор Кузьмин<sup>2, b</sup>, Александр Сивков<sup>3, c</sup>**

*(Полный список авторов с указанием ФИО полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))*

<sup>1</sup> Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, 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> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

*(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)*

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, [kornienko\\_ee@mail.ru](mailto:kornienko_ee@mail.ru), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru),

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, [SivkovAA@mail.ru](mailto:SivkovAA@mail.ru)

*(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) 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)*

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71 *(Указывается индекс универсальной десятичной классификации)*

#### История статьи:

Поступила: 1 июня 2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: работа должна поступить не позже, 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.)*

Рецензирование: *(Дата указывается редакцией)*

Принята к печати: *(Дата указывается редакцией)*

Доступно онлайн: *(Дата указывается редакцией)*

#### Ключевые слова:

Плазменное напыление,

Карбид бора,

$V_4C-Ni-P$ ,

Покрытие.

*(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))*

#### АННОТАЦИЯ

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть **200...250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

**Для цитирования:** Корниенко Е.Е., Кузьмин В.И., Сивков А.А. Структурные особенности плазменных покрытий  $V_4C-Ni-P$  // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2017. – № 3 (76). – С. 30–50. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50.

*(Авторами указывается примерная ссылка согласно ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка» на будущую работу в данном журнале.*

*Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)*

**\*Адрес для переписки**

Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент  
Новосибирский государственный технический университет  
пр. К. Маркса, 20,  
630073, г. Новосибирск, Россия  
Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko\_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

## Основная часть статьи

### 1. Введение

До двух страниц краткий обзор литературы по проблеме исследования, указаны нерешенные ранее вопросы, сформулирована и обоснована цель и задачи исследований.

### 2. Методика исследований

**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).

### 3. Результаты и их обсуждение

Раздел, содержащий 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).

#### Рекомендации по набору текста

Текст набирается в русифицированном редакторе Microsoft Word. Формат оригиналов – А4. Старайтесь использовать только следующие шрифты: Times New Roman – для текста, Symbol – для греческих букв. Размер шрифта основного текста – 14 пт, параметры страницы – все поля 2 см. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал полуторный. Абзацный отступ – 1,25 см. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст статьи.

Не используйте более одного пробела – применяйте абзацные отступы и табуляцию.

Не заканчивайте строку нажатием клавиши «Enter» – используйте ее только для начала нового абзаца.

Реализуйте возможности, предоставляемые текстовым редактором: автоматическое создание сносок, автоматический перенос или автоматический запрет переносов, создание списков, автоматический отступ и т.п.

Не набирайте кириллицу сходными по начертанию латинскими буквами, и наоборот.

Буква «ё» везде заменяется на «е», кроме фамилий и особых случаев.

Недопустимо тире «-» заменять дефисом «-».

В тексте и формулах (в том числе в индексах) латинские буквы набираются курсивом, а греческие и русские – прямым шрифтом.

Десятичные цифры в русскоязычных текстах набираются через запятую (0,5), а в англоязычных – через точку (0.25 вместо 0,25).

#### Рекомендации по набору формул

Формулы, структурные химические формулы и схемы располагаются по месту в тексте статьи.



Знаки \*, ', ±, одиночные буквы греческого алфавита, одиночные наклонные или полужирные буквы, одиночные переменные или обозначения, у которых есть только верхний или только нижний индекс, единицы измерения, цифры в тексте, а также простые математические или химические формулы (например,  $a^2 + b^2 = c^2$ ,  $H_2SO_4$ ) должны набираться в текстовом режиме **без использования редактора формул**.

Выносные математические формулы (оформляемые отдельной строкой) должны набираться с использованием редактора формул (Microsoft Equation). Набор формул из составных элементов, где часть формулы – таблица, часть – текст, часть – внедренная рамка, не допускается.

Для формул, набранных в редакторе формул, должны использоваться общие установки шрифтов, размера символов и их размещения. Их принудительное ручное изменение для отдельных символов или элементов формул не допускается!

#### Рекомендации по набору таблиц

Таблицы располагаются в тексте рукописи.

Таблицы нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. После номера должно следовать ее **название (на русском и на английском языке!)**.

Все графы в таблицах должны иметь заголовки и разделяться вертикальными линиями. В головке таблиц по возможности указываются буквенные обозначения параметров и их единицы измерения. Например:  $t$ , °С;  $V$ , об.%; HV, МПа и т.п.

Сокращения слов в таблицах не допускаются.

Создавайте таблицы, используя возможности MS Word (Таблица – Добавить таблицу) или MS Excel. Таблицы, набранные вручную с помощью пробелов или табуляций, не могут быть использованы.

Т а б л и ц а  
Table

**Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия**  
**The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating**

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

#### Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т.п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние,  $Na^+$ -форма, ОН-группа, но группа ОН.

#### Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/м<sup>3</sup> (17.5 mol/m<sup>3</sup>); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 м/с<sup>2</sup>, 20 °С, 50 %, 10 ‰), кроме угловых градусов (90°).

Точка после размерностей не ставится (с – секунда, г – грамм, сут – сутки, град – градус). В сложных размерностях обязательно указывается знак умножения (·): Н·м/с или кг/(с·м·Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup> или J·mol<sup>-1</sup>·K<sup>-1</sup>, так и скобок: J/(mol·K) или J·(mol·K)<sup>-1</sup>, если это облегчает их прочтение.

**Главное условие – соблюдение единообразия одинаковых размерностей по статье.**

При перечислении, а также в числовых интервалах размерность приводится лишь для последнего числа (10, 15 и 45 мин; от 18 до 20 мм; 30–40 Дж/моль), за исключением угловых градусов:  $5^{\circ}$ – $10^{\circ}$ , а не  $5$ – $10^{\circ}$ .

Размерности переменных пишутся через запятую ( $E$ , Дж/моль или  $E$ , J/mol), а подлогарифмических величин – в квадратных скобках, без запятой:  $\ln t$  [мин].

#### Точки и пробелы

Точка не ставится после названия статьи, списка авторов, списка организаций, заголовков и подзаголовков, названий таблиц и подрисуночных подписей.

Точка после сокращений не ставится в подстрочных индексах ( $T_{\text{пл}}$  – температура плавления).

Ссылки на рисунки и таблицы набираются с пробелами (рис. 5, табл. 2).

Кавычки и скобки не отделяются пробелами от заключенных в них слов: (при 300 К), (а).

Между знаком номера или параграфа и числом должен быть пробел (№ 1; § 5.5).

Числа с буквами в обозначениях набирают без пробелов (IVd; 1.3.14a; рис. 1,a).

В географических координатах широты отделяются пробелами:  $56,5^{\circ}\text{C}$  или  $56,5^{\circ}\text{N}$ ;  $85,0^{\circ}\text{B}$  или  $85,0^{\circ}\text{E}$ .

В географических названиях после точки ставится пробел: р. Енисей, г. Новосибирск.

#### Требования к иллюстрациям

Иллюстрации и подписи к ним располагаются в тексте рукописи.

Иллюстрации нумеруются по порядку упоминания их в тексте арабскими цифрами. В тексте должны быть ссылки на все рисунки.

Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (**на русском и на английском языке!**).

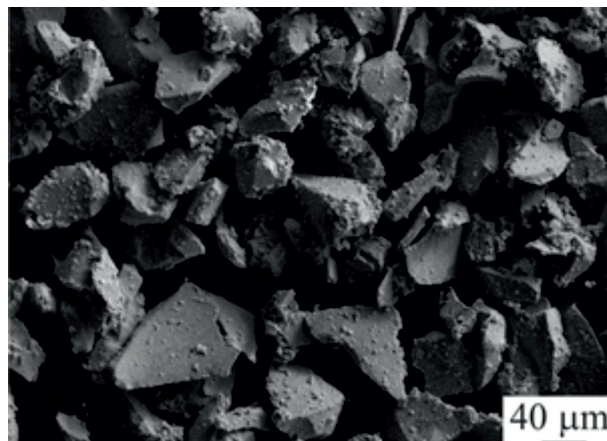


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка  $\text{B}_4\text{C-Ni-P}$

Fig. 1. The particles of  $\text{B}_4\text{C-Ni-P}$  powder

#### Общие технические требования:

иллюстрации должны иметь размеры, соответствующие их информативности: 8–8,5 см (на одну колонку) либо 17–17,5 см (на две колонки);

надписи и обозначения на иллюстрациях могут меняться между русской и английской версиями при переводе, поэтому для фотографий желательно предоставить второй вариант без текста и всех обозначений, для остальных иллюстраций – располагать надписи на иллюстрации так, чтобы они не соприкасались ни с какими ее частями;

на фотографиях (например, структур) обязательно должны быть указаны размерные метки;

для надписей и обозначений используйте стандартные TrueType шрифты;

просьба не добавлять на задний план иллюстраций серый (цветной) фон или сетки;

графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi;
- толщина линий должна быть не меньше 0,5 pt;

- векторные иллюстрации не должны содержать точечных закрасок, таких как «Noise» «Black&white noise» «Top noise»;

- для векторной графики все использованные шрифты должны быть включены в файл.

Штриховые иллюстрации и полутоновые иллюстрации:

- должны иметь разрешение не ниже 300 dpi;

комбинированные полутоновые/штриховые иллюстрации:

- должны иметь разрешение не ниже 600 dpi.

#### 4. Выводы

Выводы по результатам работы, описанным в данной статье, должны быть лаконичным.

#### Список литературы

Список цитируемой литературы включает в себя 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 языке (или других), 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>).

#### Финансирование

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

#### Конфликт интересов

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 использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**».

#### Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем авторы статьи считают его значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

## Англоязычный блок статьи

### Structure features of B<sub>4</sub>C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

*Elena Kornienko*<sup>1, a, \*</sup>, *Viktor Kuz'min*<sup>2, b</sup>, *Alexander Sivkov*<sup>3, c</sup>

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

<sup>1</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, 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> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

(Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны)

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, kornienko\_ee@mail.ru, <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, vikuzmin57@mail.ru,

<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, SivkovAA@mail.ru

(Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указывается его уникальный идентификационный код ORCID (Open Researcher and Contributor ID) 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.)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 1 June 2017 (Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, 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.)

Revised: (Дата указывается редакцией)

Accepted: (Дата указывается редакцией)

Available online: (Дата указывается редакцией)

##### Keywords:

Plasma spraying

Boron carbide

B<sub>4</sub>C-Ni-P

Coating

(Ключевые слова (не более 15 слов и сочетаний))

#### ABSTRACT

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**. Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

**For citation:** Kornienko E.E., Kuz'min V.I., Sivkov A.A. Structure Features of B<sub>4</sub>C-Ni-P Plasma Coatings. *Obработка metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

##### \* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko\_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

## References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

##### Funding (Финансирование)

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

##### Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть 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 использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest».)

##### Acknowledgements (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.).)

## Сведения для РИНЦ

### Раздел МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

*(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)*

<sup>1</sup>Корниенко Елена Евгеньевна, <sup>2</sup>Кузьмин Виктор Иванович, <sup>3</sup>Сивков Александр Анатольевич

<sup>1</sup>Новосибирский государственный технический университет,  
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, 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>Томский политехнический университет,  
проспект Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

**Корниенко Е.Е.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: [kornienko\\_ee@mail.ru](mailto:kornienko_ee@mail.ru)

**Кузьмин В.И.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru)

**Сивков А.А.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: [SivkovAA@mail.ru](mailto:SivkovAA@mail.ru)

### Структурные особенности плазменных покрытий В<sub>4</sub>С-Ni-P

#### Аннотация

Аннотация к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть 200...250 слов). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

УДК 621.793.71

#### Ключевые слова:

плазменное напыление, карбид бора, В<sub>4</sub>С-Ni-P, покрытие.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В<sub>4</sub>С / Н. Zhu, Y. Niu, С. Lin, L. Huang, Н. Ji, X. Zheng // Coating Journal of Thermal Spray Technology. – 2012. – Vol. 21. – Iss. 6. – P. 1216-1223. – doi: 10.1007/s11666-012-9815-5.

(Список литературы оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка». Количество литературных ссылок должно быть не менее 20 с большей (более 50%) долей зарубежных источников.)

#### Финансирование статьи:

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности ТПУ среди ведущих мировых исследовательских центров.

Дата поступления: 01.06.2017 *(Дата поступления работы в редакцию. Важно: Работа должна поступить не позже, 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.)*

Раздел **MATERIAL SCIENCE**

*(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)*

<sup>1</sup> Kornienko Elena E., <sup>2</sup> Kuz'min Viktor I., <sup>3</sup> Sivkov Alexander A.

<sup>1</sup> Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, 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> National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

**Kornienko E.E.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e-mail: [kornienko\\_ee@mail.ru](mailto:kornienko_ee@mail.ru)

**Kuz'min V.I.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: [vikuzmin57@mail.ru](mailto:vikuzmin57@mail.ru)

**Sivkov A.A.** ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: [SivkovAA@mail.ru](mailto:SivkovAA@mail.ru).

**Structure features of B<sub>4</sub>C-Ni-P plasma coatings**

**Аннотация** к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**). Аннотация должна включать в себя следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

**Keywords:**

Plasma spraying, Boron carbide, B<sub>4</sub>C-Ni-P, Coating



## VII Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы в машиностроении»

### VII International Scientific and Practical Conference “Actual Problems in Machine Building”

25 Марта / March 2020 г.

25 марта 2020 г., с 10-30 до 17-00 ч. – общее заседание в конференц-зале МВК «Новосибирск Экспоцентр» в рамках выставки оборудования для металлообработки и сварки «MashExpo Siberia / МашЭкспо Сибирь 2020» по адресу: г. Новосибирск, ул. Станционная, 104, МВК «Новосибирск Экспоцентр».

#### ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

- *Инновационные технологии в машиностроении*
- *Технологическое оборудование, оснастка и инструменты*
- *Материаловедение в машиностроении*
- *Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении*

#### ПУБЛИКАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ

Материалы конференции войдут в номер журнала «*Актуальные проблемы в машиностроении*» (Print ISSN 2313-1020; Online ISSN: 2542-1093). Журнал представлен на сайте НГТУ: <http://journals.nstu.ru/machine-building> и <http://machine-building.conf.nstu.ru/>. Электронная версия издания доступна на платформе **eLIBRARY**. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. Публикация статей бесплатная.

#### ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

- Новосибирский государственный технический университет, научно-технический и производственный журнал «*Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)*», г. Новосибирск, Россия
- ООО «Сибирская Выставочная Компания», г. Новосибирск, Россия

#### СООРГАНИЗАТОРЫ

- Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, Федеративная Республика Германия;
- Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, Федеративная Республика Германия;
- Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина;
- Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь;
- ОАО НПП и ЭИ «Оргстанкинпром», г. Новосибирск, Россия;
- ООО НПФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, Россия;
- Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачёва, г. Кемерово, Россия;
- Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия;
- Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия;
- Бийский технологический институт АлГТУ им. И.И. Ползунова, г. Бийск, Россия;
- Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия;
- Томский политехнический университет, г. Томск, Россия;
- Братский государственный университет, г. Братск, Россия;
- Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, г. Чебоксары, Россия.

#### ПОЧЕТНЫЙ КОМИТЕТ

Члены комитета: *Монико Грайф*, профессор, доктор, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук (г. Рюссельсхайм), *Томас Хассел*, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), *Флориан Нюрнбергер*, профессор, доктор, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница (г. Гарбсен), *Буров В.Г.*, профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), *Ковалевский С.В.*, проректор ДГМА (г. Краматорск), *Пантелеенко Ф.И.*, профессор, д.т.н., член-корреспондент НАН Беларуси, БНТУ (г. Минск), *Афанасьев В.К.*, академик РАЕН, профессор, д.т.н., зав. каф. СибГИУ (г. Новокузнецк), *Герасенко А.Н.*, директор ООО НПФ «Машсервисприбор» (г. Новосибирск),

Гурьев А.М., профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), Кирсанов С.В., профессор, д.т.н., ТПУ (г.Томск), Марков А.М., профессор, д.т.н., зав. каф. АлтГТУ (г. Барнаул), Овчаренко А.Г., профессор, д.т.н., зав.каф. БТИ АлтГТУ (г. Бийск), Рахмянов Х.М., профессор, д.т.н., зав. каф. НГТУ (г. Новосибирск), Ситников А.А., д.т.н., профессор, АлтГТУ (г.Барнаул), Янюшкин А.С., профессор, д.т.н., член- корреспондент САН ВШ, академик МАН ВШ, зав. каф. БГУ (г. Братск).

### ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

- Атапин В.Г., профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель**;
- Батаев А.А., главный редактор «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», профессор, д.т.н., ректор НГТУ (г. Новосибирск), **сопредседатель**;
- Коротков А.Н., академик РАН, профессор, д.т.н., КузГТУ (г. Кемерово), **сопредседатель**.

Члены программного комитета: Иванцовский В.В., зам. главного редактора журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», профессор, д.т.н., НГТУ (г. Новосибирск), Лобанов Д.В., д.т.н., профессор, ЧГУ (г. Чебоксары), Трегубчик П.В., гл. инженер ОАО «Новосибирский стрелочный завод» (г. Новосибирск), Янпольский В.В., к.т.н., доцент, декан МТФ НГТУ (г. Новосибирск).

### ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

- Скиба В.Ю., зам. главного редактора журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», доцент, к.т.н., НГТУ (г. Новосибирск)
- Марк Е.С., директор проекта «*MashExpo Siberia*» (г. Новосибирск).

#### Секретариат конференции:

Зверев Е.А., к.т.н., доцент, НГТУ (г. Новосибирск);  
Мартынова Т.Г., к.т.н., доцент, НГТУ (г. Новосибирск).

### РЕГИСТРАЦИЯ

Для участия в конференции необходимо в срок до 12 февраля 2019 г. зарегистрировать свою рукопись на сайте журнала «Актуальные проблемы в машиностроении» <http://journals.nstu.ru/machine-building>.

Для того чтобы подать статью, автор и все соавторы должны быть зарегистрированы на сайте журнала (при регистрации профиля автора должны быть заполнены все поля). 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.

Для регистрации перейдите по ссылке: <http://journals.nstu.ru/machine-building/registration>

**Обращаем Ваше внимание!** Если Вы зарегистрированы на сайте научно-технического и производственного журнала «Обработка металлов (технология · оборудование · инструменты)», то для подачи своей работы на сайте журнала «Актуальные проблемы в машиностроении» необходимо использовать тот же **логин** и **пароль**.

### ПОДГОТОВКА РУКОПИСИ

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления журнала (см. ниже) «Актуальные проблемы в машиностроении» в редакторе MS Word и прикрепляется в формате \*.doc, \*.docx.

Сканированные Лицензионный договор с подписями авторов, Экспертное заключение о возможности открытого опубликования статьи и Заключение внутривузовской комиссии по экспортному контролю о возможности использования научных материалов при международном сотрудничестве (если предусмотрено вузом) (цветной режим сканирования, разрешение не менее 300 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате \*.pdf, \*.jpg, \*.jpeg. Поскольку в оболочке при подаче статьи существует только одна опция «Скан экспертного заключения», необходимо «Экспертное заключение о возможности открытого опубликования статьи» и «Заключение внутривузовской комиссии по экспортному контролю о возможности использования научных материалов при международном сотрудничестве» объединить в один документ (многостраничный) и загрузить сформированный файл.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «Отправить в редакцию».

Обращаем внимание, что авторы должны дополнительно отправить заявку на участие, в которой указать фамилию, имя и отчество (ФИО полностью), должность, ученую степень, звание, тематику доклада (Иновационные технологии в машиностроении; Технологическое оборудование, оснастка и инструменты; Материаловедение в машиностро-



ении; Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении), название организации, адрес, телефон, факс, e-mail. Заявку можно отправить на e-mail: machine-building@mail.ru либо написать «Сообщение» в своем авторском профиле.

**Бронированием мест в гостиницах участники занимаются самостоятельно.** На сайте конференции в разделе «Контакты» (<http://machine-building.conf.nstu.ru/archive/>) представлены адреса возможных гостиниц для размещения участников конференции в г. Новосибирске.

Одновременно со статьей высылаются оригиналы всех перечисленных документов на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137 ВЦ, зам. гл. редактора Скибе В.Ю.

## ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

(<http://journals.nstu.ru/machine-building/rules>)

Текст набирается в русифицированном редакторе *Microsoft Word*; формат **A4** (210×297 мм); ориентация – **книжная**, все поля **2 см**; без переносов; шрифт **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, через **1 интервал**, абзацный отступ – **1,25 см**, страницы не нумеруются. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть включены в текст работы. Объем до **4–6** машинописных страниц.

**Единицы физических величин.** При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

**Таблицы** нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

**Математические формулы.** Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул **Microsoft Equation 3.0**. Используется только сквозная нумерация.

**Рисунки.** Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм с разрешением не менее **300 dpi**.

**Библиографический список**, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28].

**Англоязычный блок** должен включать следующую информацию: **Заглавие работы; Фамилия И.О. (всех авторов); Аффiliation всех авторов; Аннотация (Abstract)** 100–150 слов; **Ключевые слова (Keywords)**.

**Научная публикация должна иметь следующую структуру.**

1. **Заглавие** (должно быть как можно короче и отражать содержание текста).

2. **Аннотация:**

• **на русском языке** на основе ГОСТ 7.9–95 – сжатый обзор содержания работы (по ГОСТ не менее 10 строк, 850 знаков), указывает на ключевые проблемы, на подход к этим проблемам и на достижения работы; следует применять значимые слова из текста статьи;

• **на английском языке** – по объему больше аннотации на русском языке и включает 100–250 слов, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке).

3. **Ключевые слова** (должны отображать содержание работы). На английском языке – использовать термины из контролируемых словарей.

4. **Введение** (краткий обзор по состоянию проблемы с цитатами или ссылками на актуальную литературу; в конце раздела необходимо сформулировать цель или задачу нового исследования и то, как вы это сделали).

5. **Теория** (для теоретических работ) или **методика** экспериментального исследования (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

6. **Результаты и обсуждение.**

7. **Выводы** (по результатам работы, описанной в данной статье; следует быть лаконичным).

8. **Список литературы:** не менее 15–25 наименований источников (оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05–2008 «Библиографическая ссылка»). Составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28]. Внимание, авторы: в работе не должно быть более 30 % собственных статей, не менее 50 % – литература за последние 10 лет, обязательно включайте иностранные источники (желательно не менее 50 %).

9. **Англоязычный блок статьи** подготавливается на следующей странице, сразу же после русскоязычного списка литературы. Правила оформления данного раздела работы представлены ниже.

10. **Сведения для РИНЦ** (пример оформления представлен ниже).

**ПРАВИЛА ОФОРМЛЕНИЯ АНГЛОЯЗЫЧНОГО БЛОКА СТАТЬИ****Англоязычная часть статьи должна включать в себя:**

**Заголовок (Title)**, переведенный с русского языка. В переводе заглавий статей на английский язык не должно быть никаких транслитераций с русского языка, кроме непереводаемых названий собственных имен и других объектов, имеющих собственные названия; также не используется непереводаемый сленг, известный только русскоговорящим специалистам. Это касается и авторских аннотаций, и ключевых слов;

**Аффилиация (Affiliation)**

Для каждого автора указывается: *Фамилия* и первые буквы *Имени* и *Отчества*, *степень*, *звание*, *должность*, *адрес электронной почты (e-mail)*, адресные данные [*официальное название организации на английском языке, которую он представляет, полный почтовый адрес организации (включая название улицы, город, почтовый индекс, страна)*]. Для указания степени, звания и должности можно воспользоваться справочными материалами, представленными на сайте журнала: [http://journals.nstu.ru/files/2\\_4/affiliation.doc](http://journals.nstu.ru/files/2_4/affiliation.doc);

**Аннотация (Abstract)** – по объему больше аннотации на русском языке и включает **100–250 слов**, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке);

**Ключевые слова (Keywords);**

**Информация об источниках финансирования исследования (Funding)** (гранты, если необходимо).

**Внимание!** Авторам запрещается предоставлять переводы заголовков статей, аннотаций, ключевых слов и информации об источниках финансирования, подготовленные с помощью электронных переводных систем (работы с ошибками и некорректным переводом будут отклонены).

**Материалы, присланные после 20 февраля 2020 года,  
к опубликованию не принимаются**

Для посещения международной выставки и конференции участникам будет необходимо пройти регистрацию посетителей на сайте <http://www.mashex-siberia.ru/ru-RU/visitors/e-ticket.aspx#goanchor>.

Заранее заполните регистрационную форму и получите электронный билет. Распечатайте билет и возьмите с собой на выставку. Электронный билет дает право бесплатного посещения выставки специалистами в течение всех дней ее работы.

Без электронного билета вход на выставку осуществляется по билетам, приобретенным в кассе. На один *e-mail* можно получить только один электронный пригласительный билет.

**При посещении выставки и конференции регистрация обязательна!**

**Внимание!** За дополнительной информацией следите на сайте конференции

<http://machine-building.conf.nstu.ru/>

и на сайтах журналов

<http://journals.nstu.ru/machine-building> и [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

**Адрес для направления материалов конференции**

*Скиба Вадим Юрьевич*, к.т.н., доцент



Новосибирский государственный технический университет

пр. К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ

630073, г. Новосибирск, Россия



+7 (383) 346-17-75



[machine-building@mail.ru](mailto:machine-building@mail.ru)



<http://machine-building.conf.nstu.ru/>



**Пример оформления статьи**

УДК 621.9.06:518.4

**ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ  
НА ЭТАПЕ ПРОЕКТИРОВАНИЯ**

*В.Г. ИВАНОВ*<sup>1</sup>, доктор техн. наук, профессор,  
*В.С. ПЕТРОВ*<sup>2</sup>, аспирант,  
(<sup>1</sup> НГТУ, г. Новосибирск, <sup>2</sup> БрГУ, г. Братск)

**Иванов В.Г.** – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,  
Новосибирский государственный технический университет,  
e-mail: **machine-building@mail.ru**

**Аннотация**

**Ключевые слова**

<желательная структура текста представляемого материала >

**1. Введение**

**2. Теория или методика экспериментального исследования или материалы и методы и др.**

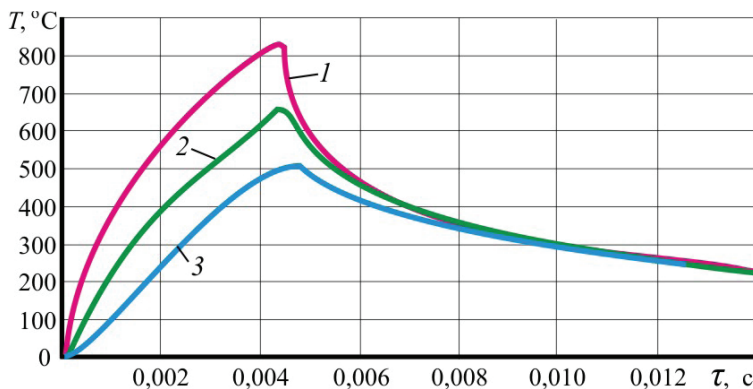


Рис. 1. Пример оформления рисунка

Таблица 1

**Пример оформления таблицы**

Зерни- стость, <i>Z</i>	$\sigma_\epsilon \cdot \alpha_\epsilon$ мм <sup>-1</sup> ·ε	$A_{cp} \cdot 10^{-3}$ кгс · мм	Износ гранул, <i>I</i> , г	Интенсивность износа, <i>J</i> , г/мин	Износостой- кость, $\gamma \cdot 10^{-2}$	Коэффициенты пропорциональности	
						$\gamma/A_{cp}$	$\gamma/\sigma_\epsilon \cdot \alpha_\epsilon \cdot 10^{-2}$
	4,138	1,698	650	10,833	9,231	54,36	2,231
12	6,317	2,593	430	7,167	13,958	53,83	2,209

**3. Результаты и обсуждение**

**4. Выводы**

**5. Список литературы**

**Choice of design parameters of base details at the design stage**

**Ivanov V.G.**<sup>1</sup>, D.Sc. (Engineering), Associate Professor, e-mail: **ivanov@mail.ru**

**Petrov V.S.**<sup>2</sup>, Post-graduate Student, e-mail: **petrov@gmail.com**

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

<sup>2</sup>Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

**Abstract** (100–150 слов)

**Keywords**

## Пример оформления сведений для РИНЦ

---

УДК 621.9.06:518.4

### Выбор конструктивных параметров базовых деталей на этапе проектирования

<sup>1</sup>Иванов Владимир Григорьевич, <sup>2</sup>Петров Виктор Сергеевич, ... (Ф.И.О. указывается полностью и для всех соавторов!)

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

<sup>2</sup>Братский государственный университет, ул. Макаренко, 40, г. Братск, 665709, Россия

Иванов В.Г. e-mail: metal\_working@mail.ru

Петров В.С. e-mail: petrov\_v@mail.ru

#### Аннотация

Рассматривается расчет упругих деформаций фундамента тяжелого многоцелевого станка на абсолютно жестком основании и на упругом винклеровом основании. Показано, что от толщины фундамента существенно зависит деформирование его поверхности... (10 строк, 850 знаков)

#### Ключевые слова

фундамент, многоцелевой станок, упругие деформации, метод конечных элементов...

#### Список литературы

1. Каминская В.В., Решетов Д.Н. Фундаменты и установка металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1975. – 208 с.

2. Атапин В.Г. Проектирование рациональных несущих конструкций многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – № 4(41). – С. 18–25.

3. Атапин В.Г. Оценка параметров несущих конструкций тяжелого многоцелевого станка на этапе проектирования // Вестник машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 61–64.

(15–25 наименований)

### Choice of Design Parameters of Base Details at the Design Stage

<sup>1</sup>Ivanov V.G., <sup>2</sup>Petrov V.S., ...

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

<sup>2</sup>Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

#### Abstract

The calculation of the elastic deformations of the heavy multi-purpose machine for absolutely rigid basis and on an elastic basis is considered. It is shown that the thickness of substantially depends on the deformation of its surface. ... (не менее 250 слов)

#### Keywords

foundation, machining center, elastic deformations, finite element method.

---

## Пример оформления лицензионного договора

### Авторский лицензионный договор № \_\_\_\_\_

г. Новосибирск

« \_\_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 20 \_\_\_\_ г.

Новосибирский государственный технический университет, именуемый в дальнейшем «Издатель», в лице ректора Батаева Анатолия Андреевича, действующего на основании Устава, с одной стороны и \_\_\_\_\_ именуемый в дальнейшем «Автор», с другой стороны, заключили настоящий договор о нижеследующем:

1. Автор предоставляет Издателю на безвозмездной основе на условиях исключительной лицензии на весь срок действия исключительного права на произведение и на территории всего мира права использования созданного Автором научного произведения (далее – Статья) с названием

\_\_\_\_\_  
*(название произведения)*

одобренного и принятого к опубликованию редколлегией (редакцией) в журнале (далее – Журнал)

«Актуальные проблемы в машиностроении»

\_\_\_\_\_  
*(название журнала)*

в пределах, предусмотренных настоящим договором, без сохранения за Автором права выдачи аналогичных лицензий другим лицам.

2. В соответствии с настоящим договором права использования Статьи, предоставленные Автором Издателю, включают:

- воспроизведение Статьи или ее отдельных частей в любой материальной форме, в том числе на бумажном и электронном носителе в журналах и/или базах данных Издателя и/или иных лиц, по усмотрению Издателя;
- распространение Статьи или ее отдельных частей в составе Журнала и/или базах данных Издателя или иных лиц по усмотрению Издателя, или в виде самостоятельного произведения по всему миру;
- доведение Статьи до всеобщего сведения таким образом, что любое лицо может получить доступ к Статье из любого места и в любое время по собственному выбору, включая использование в открытых и закрытых телекоммуникационных сетях, в том числе в сети Интернет со свободным или ограниченным доступом пользователей;
- анонсирование (предварительное оповещение или публичное сообщение сведений о произведении), аннотирование (краткое изложение содержания и иных сопутствующих сведений) и рекламу Статьи в Журнале и иных средствах массовой информации, в том числе путем публикации фрагментов Статьи за счет Издателя;
- создание электронной (цифровой) версии Статьи с размещением ее в электронно-библиотечной системе НГТУ в составе Журнала либо отдельно от материалов Журнала в виде самостоятельного произведения;
- использование Статьи в электронной (цифровой) форме в базах данных Издателя, в том числе в электронно-библиотечной системе НГТУ путем полного либо частичного воспроизведения, распространения (отчуждения) экземпляров или проката (временного предоставления) третьим лицам, публичного показа или публичного исполнения в живом исполнении или с помощью технических средств, а также показ аудиовизуального произведения, доведения до всеобщего сведения, включая использование в открытых и закрытых телекоммуникационных сетях, в том числе в сети Интернет со свободным или ограниченным доступом пользователей.

3. Автор предоставляет Издателю на безвозмездной основе на весь срок действия исключительного права на произведение и на территории всего мира право сублицензирования Статьи, т.е. право на самостоятельное предоставление третьим лицам прав использования Статьи на любых условиях по усмотрению Издателя без получения дополнительного согласия от Автора в пределах прав, предоставленных Издателю по настоящему договору. Автор дает согласие Издателю на заключение сублицензионных договоров без получения отдельных письменных одобрений по каждому такому факту.

4. Предоставление прав по настоящему договору включает право на обработку формы предоставления Статьи для ее использования во взаимодействии с компьютерными программами и системами (базами данных), публикации и распространения в машиночитаемом формате и внедрения в системы поиска (базы данных).

5. Автор в соответствии с настоящим договором и действующим законодательством имеет личные неимущественные права (авторства, на имя, на защиту произведения от искажения авторского замысла).

6. Автор гарантирует, что заключение настоящего договора не приведет к нарушению авторских или иных интеллектуальных прав третьих лиц, а также что им не заключались и не будут заключаться в дальнейшем какие-либо договоры, противоречащие настоящему договору, затрудняющие или делающие невозможным его исполнение.

7. Автор предоставляет Издателю право на обработку персональных данных в рамках осуществления прав Издателя по настоящему договору.

Персональные данные, которые могут быть обнародованы публично, включают фамилию, имя, отчество, дату рождения, сведения об образовании, о месте работы и занимаемой должности, о наличии опубликованных и готовящихся

произведений. Иные персональные данные (реквизиты паспорта или др. документа, удостоверяющего личность, ИНН, банковские реквизиты, контактный телефон, место жительства, почтовый или электронный адреса и т. д.) могут обрабатываться без публикации таких данных.

Под обработкой персональных данных подразумевается любое действие (операция) или совокупность действий (операций), совершаемых с использованием средств автоматизации или без использования таких средств с персональными данными, включая сбор, запись, систематизацию, накопление, хранение, уточнение (обновление, изменение), извлечение, использование, передачу (распространение, предоставление, доступ), обезличивание, блокирование, удаление, уничтожение персональных данных и любые другие действия (операции) с персональными данными, которые совершаются в указанных целях.

Издатель имеет право передавать персональные данные Автора для обработки третьим лицам, если Автор дополнительно не уведомит Издателя о своем несогласии на данные действия путем направления письменного уведомления Издателю.

8. Срок действия настоящего договора и согласия Автора на обработку персональных данных соответствует (равен) сроку, установленному п. 1 настоящего договора.

9. Настоящий договор составлен в двух экземплярах по одному для каждой стороны.

**Издатель:**

Новосибирский государственный технический университет  
 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20  
 ИНН 5404105174 КПП 540401001 УФК по Новосибирской области (НГТУ л/с 20516У21090)  
 Банк получателя:  
 ГРКЦ ГУ Банка России по Новосибирской обл. г. Новосибирск  
 БИК 045004001  
 Р/сч. № 40501810700042000002  
 ОКОНХ 92110  
 ОКПО 2068953  
 ОГРН 1025401485010  
 ОКАТО 50401377000

\_\_\_\_\_ А.А. Багаев

**Автор:**

Фамилия Имя Отчество  
 Паспорт \_\_\_\_\_ выдан \_\_\_\_\_  
 \_\_\_\_\_  
 Зарегистрирован по адресу \_\_\_\_\_  
 E-mail  
 Контактный телефон

\_\_\_\_\_   
 подпись

**Автор (если авторов больше одного):**

Фамилия Имя Отчество  
 Паспорт \_\_\_\_\_ выдан \_\_\_\_\_  
 \_\_\_\_\_  
 Зарегистрирован по адресу \_\_\_\_\_  
 E-mail  
 Контактный телефон

\_\_\_\_\_   
 подпись

и т. д.



**МашЭкспо Сибирь**

выставка металлообработки и сварки

18+

**24 - 27 МАРТА  
2020 ГОДА**

**25 МАРТА** В РАМКАХ ВЫСТАВКИ СОСТОИТСЯ  
МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ  
КОНФЕРЕНЦИЯ  
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ В МАШИНОСТРОЕНИИ»

**КОНТАКТЫ:**

**MASHEXPO-SIBERIA.RU**

**+7 (383) 304-83-88**

**MARK@SVKEXPO.RU**

 МВК «НОВОСИБИРСК ЭКСПОЦЕНТР»

ОРГАНИЗАТОР: ООО «СВК»

## РАСПРОСТРАНЕНИЕ

### Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка авторам статей, по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

### Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 60 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 40 %.

### Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др. )	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier (DOI)*. Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов *CrossRef*.

### Журнал индексируется в зарубежных базах данных и агрегаторах:

- Emerging Sources Citation Index (ESCI) Web of Science Core Collection;
- EBSCO (core) в базе «Applied Science & Technology Source Ultimate»;
- Ulrich's Periodicals Directory;
- ICI Journals Master List
- WorldCat;
- The European Library;
- AcademicKeys;
- Research Bible.

### Журнал представлен:

- сайт журнала: [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov);
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНТИ;

- электронно-библиотечная система издательства «ЛАНЬ»;
- национальный цифровой ресурс «РУКОНТ».

### График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

### Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.



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

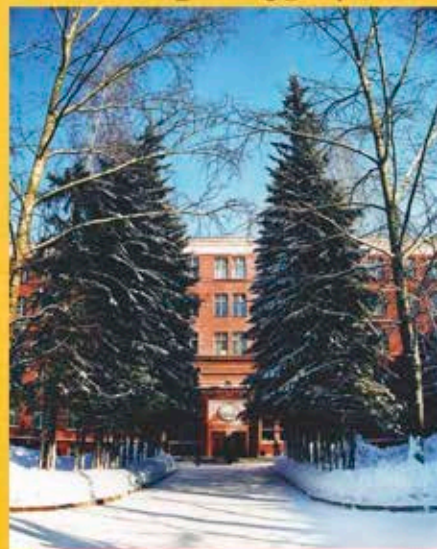


+7 (383) 346-17-75



[metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru)

[metal\\_working@corp.nstu.ru](mailto:metal_working@corp.nstu.ru)



## МЕРОПРИЯТИЯ

С 2014 г. научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ИТЕ Сибирь» в рамках Международной выставки оборудования для металлообработки и сварки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

### Тематика работы конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении
- Технологическое оборудование, оснастка и инструменты
- Материаловедение в машиностроении
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении



### Официальный сайт конференции:

<http://machine-building.conf.nstu.ru/>