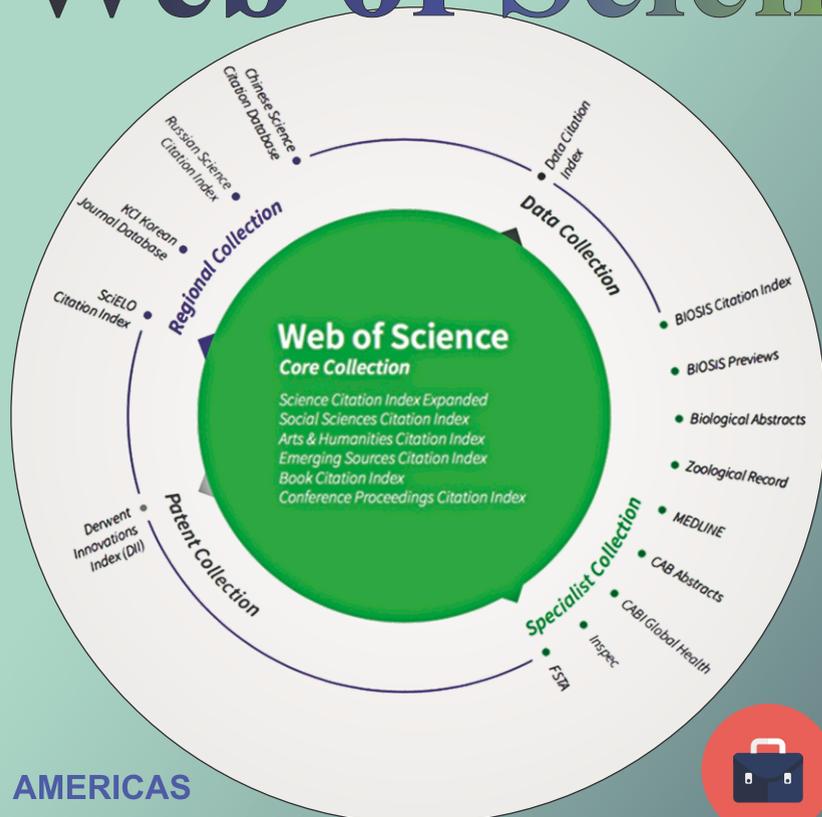




# ПЛАТФОРМА Web of Science

 Clarivate  
Analytics



Academic  
Search™  
Ultimate



Applied Science  
& Technology  
Source™ Ultimate



Business Source®  
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

## AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474  
+1 215 386 0100

## EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

## ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888  
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete  
office list, visit:  
[clarivate.com](http://clarivate.com)

# EBSCO

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

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

# ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 20 № 3 2018 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\\_metallov](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov)

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

Цена свободная

## СОДЕРЖАНИЕ

### ТЕХНОЛОГИЯ

<b>Ковалевский С.В., Ковалевская Е.С., Кошевой А.О.</b> Высоковольтный разряд как фактор повышения режущих свойств неперетачиваемых пластин.....	6
<b>Довгалеv А.М.</b> Повышение эффективности упрочнения поверхностей ферромагнитных деталей совмещенным магнитно-динамическим накатыванием.....	18
<b>Янюшкин А.С., Лобанов Д.В., Мулюхин Н.В.</b> Пути решения проблем формообразования режущего инструмента для обработки неметаллических композитов.....	36
<b>Артамонов Е.В., Тверяков А.М., Штин А.С.</b> Определение температуры максимальной работоспособности инструментальных твердых сплавов.....	47
<b>Титов Ю.В., Каменов Р.У., Белан Д.Ю., Зинкин А.И.</b> Влияние технологических режимов получения поверхностей, близких к ювенильным, и ультрадисперсных порошков высокоскоростной обработкой в криогенной среде.....	58

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

<b>Королев А.А., Мальцев Г.И., Тимофеев К.Л., Лобанов В.Г.</b> Равновесные фазовые диаграммы сплава Zn-Ag.....	72
<b>Бурков А.А., Пячин С.А., Власова Н.М., Астапов И.А., Кулик М.А.</b> Улучшение антикоррозионных и триботехнических свойств сплава Ti6Al4V осаждением электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий.....	85
<b>Никонов А.Ю.</b> Моделирование атомных механизмов зарождения и развития пластической деформации в условиях сдвигового нагружения.....	97
<b>Дичкова Л., Комаров П., Ремешова М., Дичка М., Дворжак К., Менелау М. Челко Л.</b> Оптимизация режимов размола порошка молибдена.....	109
<b>Колубаев А.В., Сизова О.В., Колубаев Е.А., Заикина А.А., Воронцов А.В., Денисова Ю.А., Рубцов В.Е.</b> Особенности структуры сварного шва при лазерной сварке конструкционной стали 09Г2С.....	123

### МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи .....	134
Подготовка аннотации .....	138
Правила для авторов .....	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 07.09.2018. Выход в свет 13.09.2018. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.  
 Усл. печ.л. 18,5. Уч.-изд. л. 34,4. Изд. № 217. Заказ 1187. Тираж 300 экз.

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

# BRABOTKA OMETALLOV METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

**Volume 20 No.3 2018 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. Skeeba**, 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)

**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

<b>Kovalevskyy S.V., Kovalevska O.S., Koshovii A.O.</b> High-Voltage Discharge as a Factor of Increasing the Cutting Properties of Disposable Inserts.....	6
<b>Dovgalev A.M.</b> Improvement of Efficiency of Ferromagnetic Surface Strengthening by Combined Magnetic-Dynamic Rolling.....	18
<b>Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Muliukhin N.V.</b> The Lines of Approach to the Problems of Shaping the Cutting Tool for Processing Nonmetallic Composites.....	36
<b>Artamonov E.V., Tveryakov A.M., Shtin A.S.</b> Determination of Temperature of Maximum Working Capacity of Tool Hard Alloys.....	47
<b>Titov Y.V., Kamenov R.U., Belan D.Y., Zinkin A.I.</b> The Influence of Technological Modes of Forming the Surface, Close to Juvenile and Ultrafine Powders with a High-Speed Method in a Cryogenic Environment.....	58

### MATERIAL SCIENCE

<b>Korolev A.A., Maltsev G.I., Timofeev K.L., Lobanov V.G.</b> Equilibrium Phase Diagram of the Zn–Ag Alloy.....	72
<b>Burkov A.A., Pyachin S.A., Vlasova N.M., Astapov I.A., Kulik M.A.</b> Improvement of Anti-corrosion and Tribotechnical Properties of Ti6Al4V Alloy by Deposition of Spark Ti-Al-Si-C Coatings.....	85
<b>Nikonov A.Y.</b> Simulation of Atomic Mechanisms of Nucleation and Development of Plastic Deformation under Conditions of Shear Loading.....	97
<b>Dyčková L., Komarov P., Remešová M., Dyčka M., Dvořák K., Menelaou M., Čelko L.</b> Optimization of Molybdenum Powder Milling Parameters.....	109
<b>Kolubaev A.V., Sizova O.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Vorontsov A.V., Denisova Yu.A., Rubtsov V.E.</b> Structural Features of Laser Welded 13Mn6 Constructional Steel.....	123

### EDITORIAL MATERIALS

Guidelines for Writing a Scientific Paper .....	134
Abstract requirements .....	138
Rules for authors .....	141



# Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



## Высоковольтный разряд как фактор повышения режущих свойств неперетачиваемых пластин

Сергей Ковалевский<sup>1, а</sup>, Елена Ковалевская<sup>1, b, \*</sup>, Андрей Кошевой<sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> Донбасская государственная машиностроительная академия, ул. Академическая, 72, г. Краматорск, 84313, Украина

<sup>2</sup> PRAMET Tools, ул. Березинская, 80, оф. 301, г. Днепр, 49000, Украина

<sup>а</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4708-4091>, [kovalevskii@dgma.donetsk.ua](mailto:kovalevskii@dgma.donetsk.ua), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5884-0430>, [olenakovalevskaya@gmail.com](mailto:olenakovalevskaya@gmail.com),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8904-6854>, [koshovii2000@ukr.net](mailto:koshovii2000@ukr.net)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787

#### История статьи:

Поступила: 23 апреля 2018

Рецензирование: 15 мая 2018

Принята к печати: 21 июня 2018

Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Высоковольтный разряд

Неперетачиваемые пластины

Контроль

Амплитудно-частотная

характеристика

Моделирование

Прогнозирование

Износ неперетачиваемых пластин

### АННОТАЦИЯ

**Актуальность.** Повышение качества режущего инструмента путем создания нового способа воздействия на режущую часть неперетачиваемых пластин для сборного режущего инструмента и методики идентификации и группирования неперетачиваемых режущих пластин является актуальным. Объектом исследования служит комплект неперетачиваемых сменных режущих пластин фирмы PRAMET. **Цель работы** – создание нового способа воздействия на режущую часть неперетачиваемых сменных пластин для сборного режущего инструмента и новой методики их идентификации и группирования. **Метод.** Предложен новый способ повышения качества режущего инструмента на основе обнаруженного авторами статьи эффекта воздействия высоковольтного электрического разряда на режущую часть неперетачиваемых пластин и методики акустической диагностики для их сравнительной идентификации. Для исследований применены методы планирования эксперимента, методы статистического анализа, методы моделирования с применением спектрального нейросетевого анализа. **Результаты.** Обоснована и экспериментально подтверждена возможность воздействия высоковольтного разряда на режущую часть неперетачиваемых пластин для сборного инструмента с целью повышения их качества, в том числе путем применения предложенной методики акустической идентификации и группирования неперетачиваемых пластин на основе амплитудно-частотных характеристик собственных колебаний, вызванных вынужденными акустическими колебаниями в виде «белого шума» в интервале 20...20 000 Гц. Это позволило увеличить время непрерывного использования неперетачиваемых пластин до 1,8 раз. **Область применения.** Высоковольтная разрядная обработка неперетачиваемых пластин позволяет уменьшить рассеяние признаков износа пластин по сравнению с необработанными, тем самым может способствовать снижению их износа при металлообработке. Данный способ имеет перспективу практического применения для уменьшения износа многогранных сменных неперетачиваемых пластин для режущего инструмента. **Выводы.** Проведенные эксперименты по исследованию оценки качества режущих пластин с помощью акустических спектров собственных колебаний, а также воздействия высоковольтным разрядом подтвердили перспективность таких подходов к идентификации и группированию пластин по принципу близости свойств и способа повышения качества неперетачиваемых пластин разрядами высокого напряжения (не ниже 25,0 KV). Перспективы дальнейших исследований могут заключаться в исследовании механизма физических явлений изменения структуры упрочняющих покрытий, их послойных связей и степени адгезии с основным материалом режущей части неперетачиваемых пластин под влиянием частоты высоковольтных разрядов, их частоты и продолжительности воздействия на пластины.

**Для цитирования:** Ковалевский С.В., Ковалевская Е.С., Кошевой А.О. Высоковольтный разряд как фактор повышения режущих свойств неперетачиваемых пластин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 6–17. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-6-17.

## Введение

Обработка изделий на основе использования дополнительных источников энергии для технологических целей находит все более широкое распространение в условиях машиностроительного производства. В частности, интенсивно развиваются интегрированные технологии мо-

#### \*Адрес для переписки

Ковалевская Елена Сергеевна, к.т.н., доцент

Донбасская государственная машиностроительная академия

ул. Академическая, 72,

84313, г. Краматорск, Украина,

Тел.: +380 951 59-50-37, e-mail: olenakovalevskaya@gmail.com

дификации свойств поверхностного слоя обрабатываемых деталей за счет последовательного или комбинированного осуществления различных по своей физической сущности методов воздействия на поверхность изделия и (или) технологического инструмента [1–4]. В таких условиях становится более емким понятие технологической системы, которое, помимо традиционных составляющих «станок-приспособление-инструмент-деталь», требует учитывать влияние среды и источников энергии различной природы для проектирования технологических операций, включая металлорежущий инструмент и режимы его эксплуатации [5].

Появляются новые материалы, обработка которых требует применения технологических режимов, часто не полностью реализуемых даже на границах технологических возможностей оборудования и инструмента. При этом интенсивно развиваются интегрированные технологии модификации свойств режущих неперетачиваемых пластин путем дополнительного воздействия на их рабочую поверхность [11–13]. Таким образом, поиск дополнительных резервов повышения износостойкости режущих инструментов для металлообработки остается актуальным несмотря на значительные успехи в этом направлении [6–10]. Одним из результатов такого поиска является расширение спектра воздействия на режущую часть металлорежущего инструмента источниками энергии различной природы [14–17].

В связи с этим целью работы является создание способа воздействия на износ режущего инструмента на основе использования высоковольтного электрического разряда на его рабочую поверхность и разработка метода акустической диагностики изменения свойств обработанных неперетачиваемых пластин.

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

– обосновано и экспериментально подтверждено существование взаимосвязи износа режущих многогранных неперетачиваемых пластин (в дальнейшем – пластин) и акустических спектров их собственных колебаний;

– разработано экспериментальное устройство для обеспечения эффекта воздействия высоковольтного электрического разряда на пластину металлорежущего инструмента;

– разработаны рекомендации по применению метода для повышения эффективности технологических процессов обработки резанием.

## Методика исследований

Объектом исследования были выбраны экспериментальные образцы, представленные комплектом сменных режущих пластин фирмы Pramet ADMX 070202SR-M, ADMX 070204SR-M, ADMX 070208SR-M, ADMX 070220SR-M в количестве 30 шт. Оценка акустических спектров, возникающих в пластинах благодаря влиянию «белого шума», производилась их амплитудно-частотными характеристиками (АЧХ). Источником «белого шума» служит пьезоэлектрический излучатель, возбуждаемый широкополосным генератором с нормированным сигналом. Исследование влияния высоковольтных разрядов происходит на основе оценки взаимосвязей амплитуд частотных степеней спектров амплитудно-частотных характеристик и признаков изменений режущих пластин с помощью пакетов прикладных программ: «Frequency analyzer», «Wavetool», «Visual analyzer». Для оценки признаков износа использовано пиксельное представление, при этом световой диапазон распределения цветов преобразован с помощью карт Кохонена в пакете программы «Photoshop CS Extended».

Подтверждение существования взаимосвязи изменений свойств режущих пластин от воздействия на них высоковольтного разряда с акустическими спектрами их же собственных колебаний состояло в применении измерений АЧХ до и после разрядной обработки режущих частей пластин обработки данных с использованием кластерного анализа. Это позволило проводить ранжирование сопоставления признаков износа пластин на постоянной длине пути резки образцов до и после разрядной обработки с прогнозируемыми по данным АЧХ признакам и их износа.

Подготовка к экспериментальному исследованию проводилась в четыре этапа:

первый – создание экспериментального стенда для обработки высоковольтными разрядами электрического тока режущих частей пластин режущего инструмента;

второй – создание экспериментального стенда для генерирования «белого шума» и изме-

рений амплитудно-частотных характеристик (АЧХ) возбужденных им собственных колебаний необработанных и обработанных режущих пластин и компьютеризированного микроскопа «Conrad Microscope-camera 1.3 Mega Pixel»;

третий – подготовка и настройка токарного станка 1К625;

четвертый – подготовка заготовок путем предварительного снятия материала.

На первом этапе был изготовлен экспериментальный стенд, изображение которого представлено на рис. 1.

Экспериментальный стенд состоит из блока питания 1, высоковольтного преобразователя «Разряд 1» 2 и приспособления для фиксации электрода на изменяемой высоте и установки режущих пластин 3.

Выполненный монтаж электрической схемы генерирования «белого шума» позволил осуществить предварительное измерение амплитудно-частотных характеристик собственных колебаний режущих пластин. Измерения осуществлялись следующим образом. С помощью программного продукта Visual Analyzer, который установлен на ПЭВМ, сигнал в виде «бело-

го шума» посредством пьезоизлучателя преобразовывался в механические колебания, которые фиксировались пьезодатчиком, установленным на противоположной стороне образца. С помощью программного пакета Visual Analyzer для каждой режущей пластины были зафиксированы оцифрованные амплитудно-частотные характеристики их собственных колебаний.

Подготовка к проведению экспериментальных исследований выполнялась путем подготовки цилиндрической поверхности предыдущим обтачиванием (рис. 2).

Последовательно, но рандомизированно были обработаны заготовки режущими пластинами из одной партии при одинаковых режимах резания:  $t = 0,2$  мм;  $s = 0,2$  мм / об;  $n = 1260$  об / мин, при длине резки  $l = 285$  мм. Такой режим был выбран исходя из возможностей оборудования и не ставил цели оптимизации, а служил только для обнаружения износа пластин по предложенным методам диагностирования. В частности, по каждой неперетачиваемой пластине были определены признаки износа, которые обосновывались следующими соображениями.

Площадка износа режущих пластин имеет крайне малые размеры, поэтому было принято решение определять признак износа режущих пластин по количеству пикселей ( $px$ ) измененной области каждой из пластин при обработке резанием. Специализированное программное обеспечение позволило получить гистограмму распределения цветов на поверхности износа и определить количество пикселей на выделенных измененных контурных участках, подвергнутых износу. Пример представлен на рис. 3. Условия фиксации пиксельных оценок для всех исследованных пластин были одинаковы.

Таким образом, реализован новый подход по сравнению с методом пиксельного представления признаков износа режущего инструмента. Спектр распределения пикселей определялся с помощью программного пакета «Photoshop CS Extended».

Исследование влияния высоковольтных разрядов на режущую часть пластин проводилось следующим образом. Пластины обрабатывались высоковольтным

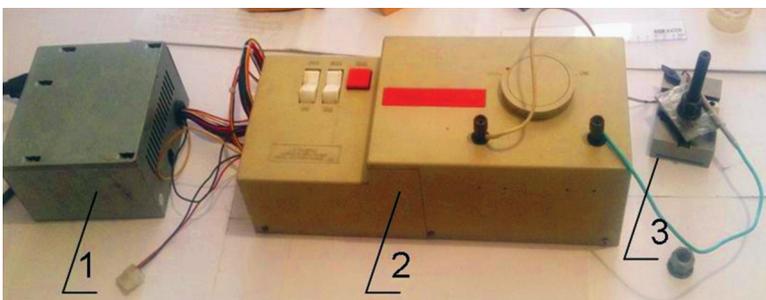


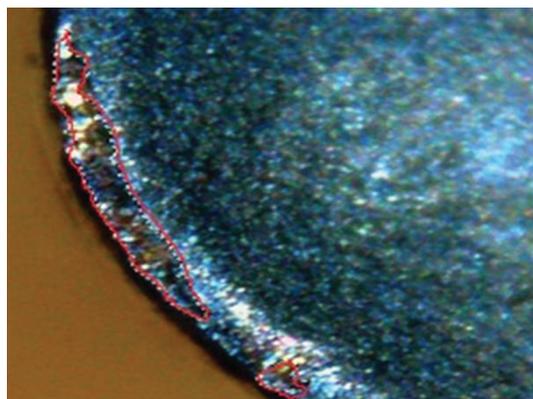
Рис. 1. Экспериментальный стенд генерирования высоковольтных разрядов

Fig. 1. Test bench for high-voltage discharges generation

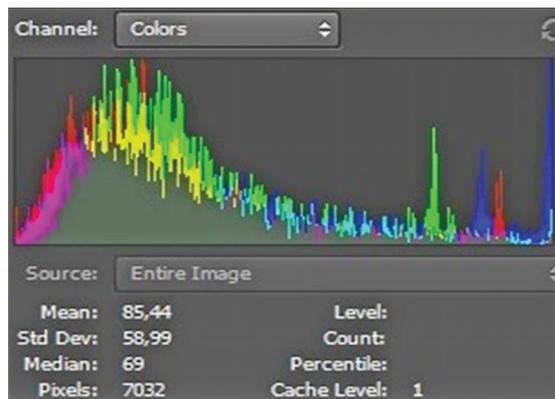


Рис. 2. Подготовка заготовки

Fig. 2. Workpiece preparation



a



б

Рис. 3. Определение признаков износа:

*a* – по изменению состояния области износа пластины; *б* – по спектру распределения цвета пикселей в измененной области износа

Fig. 3. Determination of signs of wear:

*a* – by changing the state of the wear area of the insert; *б* – from the spectrum of color distribution of pixels in the changed wear area

разрядом путем наведения на режущие поверхности инструмента высоковольтного разряда с напряжением 25 кВ. Между электродом и инструментом при достижении пробойного расстояния возбуждался электрический разряд.

Воздействие высоковольтного разряда на исходную поверхность экспериментального образца (режущей пластины) проводилось на уровнях 3, 5 и 7 мин. Расстояние электрода от поверхности пластины изменялось ступенчато: 5, 7 и 10 мм. Было установлено, что самый значительный эффект был достигнут при наибольшем расстоянии электрода от рабочей поверхности, при котором электрический разряд напряжением 25 кВ остается стабильным.

Изменение свойств поверхности режущих пластин обусловлено, по нашему мнению, взаимодействием высоковольтного разряда с токопроводящим материалом пластин: из-за импульсного характера высоковольтного разряда и сопровождающего его скин-эффекта на поверхности каждой пластины формировалось быстро изменяющееся магнитное поле, которое служило причиной наведения токов Фуко. Вследствие этого происходит изменение ориентации зерен и перемещение дислокаций в поверхностном слое материала пластин, тем сильнее проявляющее себя при приближении частоты разрядов к частоте собственных колебаний пластин.

Это обстоятельство позволило выдвинуть предположение о взаимосвязи амплитудно-

частотных характеристик (АЧХ) собственных колебаний каждой пластины, которые одинаковы при идентичности их свойств, включая эксплуатационные характеристики, но различаются при наступлении признаков износа, изменении физико-механических свойств в процессе эксплуатации. Кроме того, АЧХ могут изменяться при упрочнении режущей части пластин. Все это позволяет прогнозировать эффективность мероприятий по улучшению эксплуатационных характеристик неперетачиваемых пластин для сборного металлорежущего инструмента.

Для каждой режущей пластины, обработанной высоковольтным разрядом, были определены амплитудно-частотные характеристики их собственных колебаний [18]. При планировании экспериментов в качестве переменных факторов были приняты высокое напряжение и продолжительность его воздействия на экспериментальные образцы [19, 20].

Для обеспечения однородности плана при обработке заготовки, диаметр которой изменяется при последующих переходах, применен коэффициент, учитывающий фактор изменения скорости резания при изменении диаметра заготовки,

$$k_i = \frac{D_B}{D_i},$$

где  $D_B$  – исходной диаметр заготовки, мм, а  $D_i$  – диаметр заготовки, соответствующий

обработке  $i$ -й пластиной, мм. Таким образом, признак износа определен согласно формуле

$$p_{Bi} = p_i k_i,$$

где  $p_{Bi}$  – пиксельная характеристика износа, приведенная к условиям  $D_B$ .

При этих условиях была проведена обработка заготовки режущими пластинами, упрочненными высоковольтным разрядом, на режимах реза-

ния:  $t = 0,2$  мм;  $s = 0,2$  мм / об;  $n = 1260$  об / мин,  $l = 285$  мм и определены  $p_{Bi}$  – для каждой пластины, подверженные воздействию высоковольтного разряда.

## Результаты и их обсуждение

По данным экспериментальной части сформирована таблица результатов (табл. 1).

Таблица 1

Table 1

### Результаты экспериментов

#### Experimental results

Пластины с исходными свойствами / Inserts with initial properties					Пластины, обработанные высоковольтным разрядом / Inserts processed by high-voltage discharge				
№ п/п	$i$	$D_i$ , мм	$k_i$	$p_{Bi}$	№ п/п	$i$	$D_i$ , мм	$k_i$	$p_{Bi}$
1	11	48	1	36 960	1	1	48	1	22 134
2	21	47,7	1,006	4707,1	2	25	47,88	1,01	4758,1
3	12	47,5	1,011	6329,9	3	10	47,42	1,01	8692,1
4	15	47,3	1,015	606,9	4	18	46,88	1,02	5178,5
5	16	47,02	1,021	76582,1	5	9	46,38	1,03	5400,3
6	13	46,9	1,023	3366,7	6	8	46,22	1,03	14203,7
7	2	46,7	1,028	9966,5	7	5	46,04	1,04	6881,7
8	29	46,5	1,032	9411,8	8	20	45,45	1,05	3891,3
9	20	45,95	1,045	6578,3	9	17	45,34	1,06	4679,9
10	7	45,7	1,50	15543	10	14	45,12	1,06	6898,5
11	25	45,4	1,057	5853,7	11	13	44,90	1,06	4092,7
12	5	45,37	1,058	12831,4	12	15	44,58	1,07	7105,9
13	27	44,97	1,067	9939,1	13	7	44,40	1,08	7866,7
14	3	44,79	1,072	10238,7	14	16	44,28	1,08	6777
15	6	44,5	1,078	11875,2	15	22	44,17	1,08	4408,6
16	24	44,13	1,088	12341,2	16	19	43,90	1,09	2272,6
17	26	43,95	1,092	13354,1	17	30	43,71	1,09	3566,5
18	10	43,71	1,098	9928,1	18	23	43,46	1,10	2946,9
19	17	43,51	1,103	7665,9	19	27	43,13	1,11	2751,7
20	8	43,31	1,108	11734,8	20	6	42,84	1,12	624,9
21	22	43,13	1,113	7937,916	21	2	42,39	1,13	2802,4
22	1	42,90	1,119	12693,9	22	29	42,26	1,13	2562,8
23	28	42,70	1,124	13422,8	23	24	41,91	1,14	3806,5
24	4	42,40	1,132	13070,1	24	28	41,71	1,15	3361,5
25	19	42,21	1,137	16769,6	25	4	41,27	1,16	5445,1
26	9	42,13	1,139	10425,3	26	26	41,01	1,17	8207,5
27	14	41,84	1,147	5964,4	27	12	40,62	1,18	2089,8
28	30	41,64	1,153	11018,1	28	11	40,31	1,19	6965,1
29	18	41,44	1,158	12360,5	29	21	40,20	1,19	2059,9
30	23	41,20	1,165	11997,2	30	3	40,08	1,19	3832,9

Для пластин, пронумерованных от 1 до 30 с исходными свойствами, сформированы кластеры по сходству их АЧХ:

1-й кластер – 1, 4, 5, 7, 11, 16, 18, 19, 26, 28;

2-й кластер – 2, 3, 6, 8, 9, 10, 23, 24, 27, 30;

3-й кластер – 12, 13, 14, 15, 17, 20, 21, 22, 25, 29.

После обработки пластин высоковольтными разрядами:

1-й кластер – 1, 5, 7, 8, 10, 11, 14, 15, 16, 26;

2-й кластер – 4, 9, 18, 25, 17, 22, 13, 20, 3, 24;

3-й кластер – 2, 6, 12, 19, 21, 23, 27, 28, 29, 30.

Для расчета средних значений показателей износа и доверительного интервала были использованы данные, представленные в табл. 2 и 3.

В табл. 2 приведены следующие обозначения:  $a$  – количество пикселей (характеристик износа пластин);  $\sigma$  – среднее квадратическое распределение признаков износа пластин в кластере;  $P$  – уровень достоверности;  $\Phi(t)$  – интеграл вероятности (интеграл Лапласа);  $t$  – критерий Стьюдента;  $n$  – количество пластин в кластере.

Таким образом, выполнены кластерные группировки режущих пластин по трем показателям (признак износа, распределение цвета пикселей, амплитудно-частотные характеристики) (рис. 4, а, б).

Кластерный анализ позволил сформировать в пределах производственной партии сменных многогранных пластин кластеры наиболее схожие, с большей вероятностью гарантирующие единообразие результатов обработки. Так, для каждого из кластеров повышение длины пути резания составило: по кластеру № 1 – в 1,8 раза; по кластеру № 2 – в 2,7 раза; по кластеру № 3 – в 2,5 раза.

Одним из результатов представленных исследований явился вывод о повышении степени идентичности пластин после обработки высоковольтными разрядами.

Для оценки качества пластин при ранжировании по прогнозируемым значениям  $\rho_{Bi}$  применена аппроксимация на основе однородных сетей

Таблица 2

Table 2

### Исходные данные для расчета показателей распределения признаков износа пластин

#### Initial data for calculating the indicators of distribution of signs of insert wear

	1-й кластер	2-й кластер	3-й кластер
Исходные свойства пластин / Initial properties of inserts	$a = 9751$ $\sigma = 36620$ $P = 0,95$ $\Phi(t) = 0,475$ $t = 0,63$ $n = 13$	$a = 17586$ $\sigma = 22615$ $P = 0,95$ $\Phi(t) = 0,475$ $t = 0,63$ $n = 8$	$a = 13421$ $\sigma = 9015$ $P = 0,95$ $\Phi(t) = 0,475$ $t = 0,63$ $n = 9$
После обработки высоковольтными разрядами / Inserts processed by high-voltage discharge	$a = 5312$ $\sigma = 5163$ $P = 0,95$ $\Phi(t) = 0,475$ $t = 0,63$ $n = 13$	$a = 6387$ $\sigma = 3513$ $P = 0,95$ $\Phi(t) = 0,475$ $t = 0,63$ $n = 8$	$a = 5346$ $\sigma = 2406$ $P = 0,95$ $\Phi(t) = 0,475$ $t = 0,63$ $n = 9$

Таблица 3

Table 3

### Границы доверительного интервала

#### Confidence limits

	1-й кластер	2-й кластер	3-й кластер
Исходные характеристики пластин / Initial properties of inserts	$9118 < \alpha < 10384$	$5605 < \alpha < 12549$	$11528 < \alpha < 15314$
После упрочнения / After hardening	$4410 < \alpha < 10384$	$5605 < \alpha < 7169$	$4841 < \alpha < 5851$

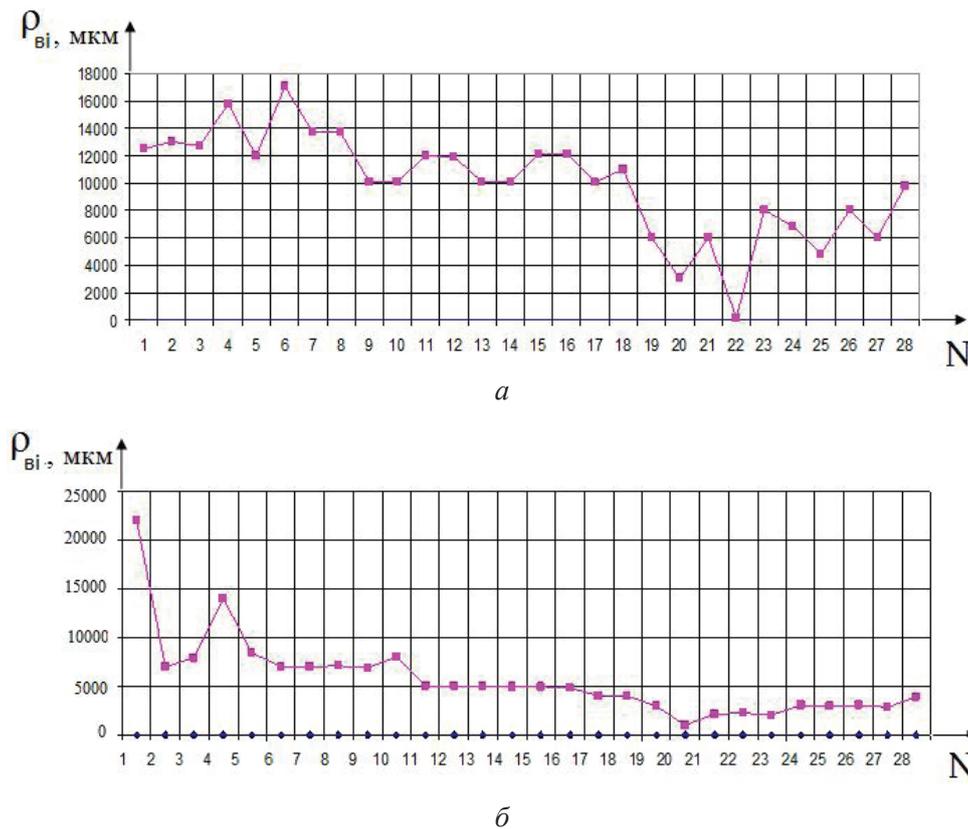


Рис. 4. График изменения величины признака износа пластин:  
 а – для необработанных пластин; б – для пластин, обработанных высоковольтными разрядами

Fig. 4. Graph of behaviour in the inserts signs of wear:  
 а – for initial inserts; б – for inserts processed by high-voltage discharge

с нейроподобными элементами в программном пакете «NeuroPro 0.25» (рис. 5), а затем для сравнения результатов – в «Matlab R2011b» (рис. 6).

Созданная нейронная сеть была получена по данным экспериментально созданных амплитудно-частотных характеристик (исходные данные) и характеристик износа режущих пластин после точения образца (см. рис. 2).

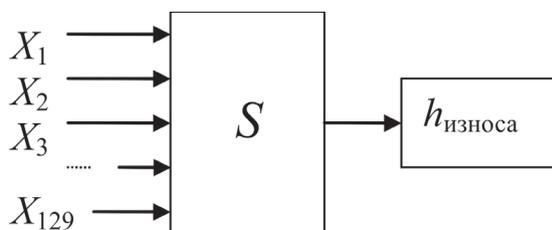


Рис. 5. Схематическое изображение модели нейронной сети для обучения в пакете «NeuroPro 0.25»

Fig. 5. Schematic illustration of the neural network model for training in the NeuroPro 0.25 package

Сравнительный анализ модели нейронной сети в «NeuroPro 0.25» и «Matlab R2011b» показал идентичные результаты и подтвердил, что предложенный метод позволяет получить прогнозируемое значение признаков износа пластины в зависимости от значений АЧХ собственных колебаний пластин как до, так и после обработки образца и после обработки высоковольтными разрядами в течение 3, 5 и 7 мин.

Нейросетевая аппроксимация подтвердила, что предложенный способ обработки высоковольтным разрядом рабочей поверхности пластин позволяет добавить его в перечень средств и методов с целью сокращения их износа. Поскольку расходы на обеспечение технологического воздействия на режущую часть пластины требуют не более 8...10 Вт мощности энергетического источника, такое предположение, по нашему мнению, имеет перспективу практического применения для уменьшения износа многогранных неперетачиваемых пластин для режущего инструмента. Однако недостатком

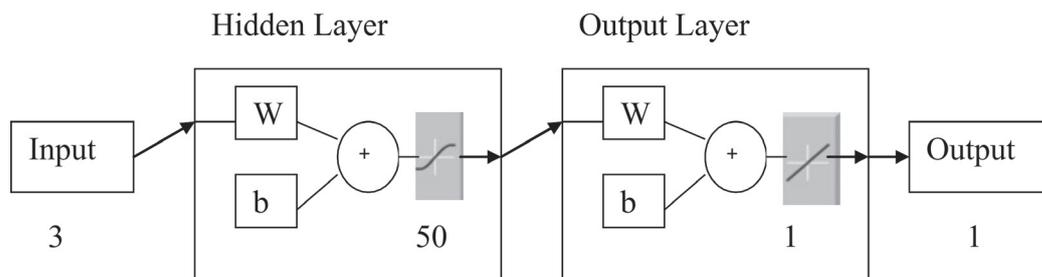


Рис. 6. Модель нейронной сети, выполненная в «Matlab R2011b»

Fig. 6. The model of the neural network, made in «Matlab R2011b»

предложенного способа является необходимость соблюдения мер безопасности при использовании электрического тока высокого напряжения.

### Выводы

1. Обоснована и экспериментально подтверждена возможность оценки качества режущих пластин с помощью акустических спектров собственных колебаний.

2. Разработан способ снижения износа пластин с помощью высоковольтных электрических разрядов, воздействующих на необработанную поверхность режущей части инструмента (для представленных условий эксперимента) в течение 5 мин на расстоянии 7 мм от поверхности с напряжением 25 кВ.

### Список литературы

1. Сафонов С.В., Григорьев С.Н., Смоленцев В.П. Модификация поверхностного слоя металлических изделий // Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2015. – Т. 11, № 2. – С. 19–26.

2. Иващенко А.П. Анализ способов повышения стойкости материалов режущих инструментов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2015. – № 12 (3). – С. 389–392.

3. Тарануха Г.В. Применение композиционных материалов для режущих инструментов в металлообработке // Альманах современной науки и образования. – 2013. – № 9 (76). – С. 171–172.

4. Середыа Б.П., Кругляк Д.О. Формирование износостойких покрытий на медных сплавах в условиях СВС // Инженерия поверхностного слоя деталей машин: сборник материалов II Международной научно-практической конференции, 27–28 мая 2010 г.: посвященной 85-летию со дня рождения академика

О.В. Романа, 55-летию кафедры «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» БНТУ / редкол.: Б.М. Хрусталева, Ф.И. Пантелеенко, В.Ю. Блюменштейн. – Минск: БНТУ, 2010. – С. 96–97.

5. Повышение износостойкости и коррозионной стойкости изделий из конструкционных и инструментальных сталей путем нанесения ионно-плазменных покрытий / Л.Л. Ильичев, В.И. Рудаков, Г.В. Клевков, Н.А. Клевцова // Современные проблемы науки и образования. – 2006. – № 6. – С. 45–46.

6. Чекалова Е.А., Чекалов П.Д. Повышение износостойкости режущего инструмента путем диффузного сетчатого покрытия // Известия МГТУ «МАМИ». – 2014. – № 1 (19). – С. 230–233.

7. Клименко С.А., Копейкина М.Ю. Повышение эффективности процессов обработки инструментами с ПСТМ на основе КНБ // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – Харьков, 2012. – Вып. 55. – С. 79–83.

8. Stancioiu A., Csofu F. Research on increasing active life of cutting tools // Fiabilitate și Durabilitate. – 2012. – N 1. – P. 212–217.

9. Yasa E., Kruth J. Application of laser re-melting on Selective laser melting parts // Advances in Production Engineering and Management. – 2011. – Vol. 6, N 4. – P. 259–270.

10. Additive manufacturing by direct metal deposition / B. Dutta, S. Palaniswamy, J. Choi, L.J. Song, J. Mazumder // Advanced Materials & Processes. – 2011. – Vol. 169, N 5. – P. 33–36.

11. Kruglov I.A. Neural networks modeling of multivariable vector functions in ill-posed approximation problems // Journal of Computer and System Sciences International. – 2013. – Vol. 52, N 4. – P. 503–518.

12. Improving tool life in multi-axis milling of Ni-based superalloy with ball-end cutter based on the active cutting edge shift strategy / M. Luo, H. Luo, D. Zhang, K. Tang // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 252. – P. 105–115.

13. Binder M., Klocke F., Lung D. Tool wear simulation of complex shaped coated cutting tools // Wear. – 2015. – Vol. 330–331. – P. 600–607.

14. *Kianinejad K., Uhlmann E., Peukert B.* The influence of the cooling conditions on the cutting tool wear and the chip formation mechanism // *Procedia CIRP*. – 2015. – N 26. – P. 533–538.

15. *Willian A.* Tribological and wear behavior of HfN/VN nanomultilayer coated cutting tools // *Ingeniería e Investigación*. – 2014. – N 34. – P. 22–28.

16. Measuring diagnostic stand for experimental researches in technology machining / *A. Dreval', V. Vasilev, D. Vinogradov, O. Malkov* // *Nauka i Obrazovanie*. – 2014. – N 12. – P. 22–58.

17. Influence of the cutting parameters on flank wear of coated inserts during turning of AISI 316L/Z. *Yusimit, M. Yoandrys, L. Arlys, B. Roberto* // *Enfoque*. – 2015. – N 6. – P. 13–24.

18. *Ковалевский С.В., Тулунов В.И., Тулунова К.В.* Разработка и исследование метода контроля деталей машин на основе эффекта акустической эмиссии // *Науковий Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. – 2014. – № 3 (15E). – С. 50–55.

19. *Ковалевский С.В., Нагиева А.И.* Акустический контроль размеров и показателей шероховатости поверхностей деталей с применением нейросетевых моделей // *Нейросітьові технології та їх застосування*. – Краматорск, 2014. – С. 24–35.

20. *Kovalevskyy S.V.* Acoustic monitoring with neural network diagnostics // *American Journal of Neural Networks and Applications*. – 2015. – Vol. 1, iss. 2. – P. 39–42.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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)



## High-Voltage Discharge as a Factor of Increasing the Cutting Properties of Disposable Inserts

Sergiy Kovalevskyy <sup>1, a</sup>, Olena Kovalevska <sup>1, b, \*</sup>, Andrii Koshovii <sup>2, c</sup>

<sup>1</sup> Donbass State Engineering Academy, 72 Mashinostroiteley str., Kramatorsk, 84313, Ukraine

<sup>2</sup> PRAMET Tools, 80 Berezinskaya str., Dnipro, 49000, Ukraine

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4708-4091>, [kovalevskii@dgma.donetsk.ua](mailto:kovalevskii@dgma.donetsk.ua), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-5884-0430>, [olenakovalevska@gmail.com](mailto:olenakovalevska@gmail.com),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8904-6854>, [koshovii2000@ukr.net](mailto:koshovii2000@ukr.net)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 23 April 2018

Revised: 15 May 2018

Accepted: 21 June 2018

Available online: 15 September 2018

#### Keywords:

High-voltage discharge

Disposable inserts

Control

Amplitude-frequency response

Modeling

Forecasting

Disposable inserts wear

### ABSTRACT

**Relevance.** Improving the quality of the cutting tools by creating a new method of influencing the cutting part of disposable inserts for the built-up tooling and the method for identifying and grouping disposable cutting inserts are important today. The object of the study is a set of replaceable disposable inserts by PRAMET. **The purpose** of the work is to create a new method of influencing the cutting part of replaceable disposable inserts for the composite cutting tool and a new method for its identification and grouping. **Method.** A new method for improving the quality of the cutting tool based on the effect of a high-voltage electric discharge action on the cutting part of disposable inserts and the method of acoustic diagnostics for its comparative identification is found by the authors of the paper. The methods of planning the experiment, methods of statistical analysis, modeling methods using spectral neural network analysis are applied. **Results.** The possibility of a high-voltage electric discharge action on the cutting part of disposable inserts for the built-up tooling has been substantiated and experimentally confirmed with the aim of improving its quality, in particular by applying the proposed method of acoustic identification and grouping the disposable inserts on the basis of the amplitude-frequency characteristics of natural oscillations caused by forced acoustic vibrations in the form “White noise” in the interval 20...20000 Hz. This allowed to increase the time of continuous use of disposable inserts in 1.8 times. **Application area.** High-voltage discharge processing of disposable inserts makes it possible to reduce the scattering of signs of inserts wear in comparison with the untreated ones, thereby reducing its wear in metalworking. This method has the prospect of practical application to reduce the wear of the multifaceted replaceable disposable inserts for the cutting tool. **Conclusions.** The conducted experiments on the evaluation of the quality of cutting inserts with the help of acoustic spectra of natural oscillations and also the action of high-voltage discharge have confirmed the prospects of such approaches to the identification and grouping of plates according to the principle of proximity of properties and the method of improving the quality of disposable inserts by high voltage discharges (at least 25.0 KV). Prospects for further research involve the investigation of the mechanism of physical phenomena in the structural change in the hardening coatings, its layer bonds, and the degree of adhesion to the main material of the cutting part of disposable inserts under the influence of the frequency of high-voltage discharges, its frequency and the exposure time.

**For citation:** Kovalevskyy S.V., Kovalevska O.S., Koshovii A.O. High-voltage discharge as a factor of increasing the cutting properties of disposable inserts. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 6–17. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-6-17. (In Russian).

### References

1. Safonov S.V., Grigoriev S.N., Smolentsev V.P. Modifikatsiya poverkhnostnogo sloya metallicheskih izdelii [Surface layer modification of metal products]. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = The Bulletin of Voronezh State Technical University*, 2015, vol. 11, no. 2, pp. 19–26.

#### \* Corresponding author

Kovalevska Olena S., Ph.D. (Engineering) Associate Professor  
 Donbass State Engineering Academy  
 72 Mashinostroiteley str.  
 84313, Kramatorsk, Ukraine  
 Tel.: +380 951 59-50-37, e-mail: [olenakovalevska@gmail.com](mailto:olenakovalevska@gmail.com)

2. Ivashchenko A.P. Analiz sposobov povysheniya stoikosti materialov rezhushchikh instrumentov [Analysis of ways to increase the durability of cutting tool materials]. *Mezhdunarodnyi zhurnal prikladnykh i fundamental'nykh issledovaniy = International journal of applied and fundamental research*, 2015, no. 12 (3), pp. 389–392.
3. Taranukha G.V. Primenenie kompozitsionnykh materialov dlya rezhushchikh instrumentov v metalloobrabotke [Application of composite materials for cutting tools in metalworking]. *Al'manakh sovremennoi nauki i obrazovaniya = Almanac of Modern Science and Education*, 2013, no. 9 (76), pp. 171–172.
4. Sereda B.P., Kruglyak D.O. [Formation of wear-resistant coatings on copper alloys under SHS conditions]. *Inzheneriya poverkhnostnogo sloya detalei mashin: sbornik materialov II Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii [Proceedings 2<sup>nd</sup> International scientific-practical conference “Engineering of the surface layer of machine parts”]*. Minsk, 2010, pp. 96–97. (In Russian).
5. Il'ichev L.L., Rudakov V.I., Klevkov G.V., Klevtsova N.A. Povyshenie iznosostoikosti i korrozionnoi stoikosti izdelii iz konstruktsionnykh i instrumental'nykh stadii putem naneseniya ionno-plazmennyykh pokrytii [Increase of wear resistance and corrosion resistance of products from structural and tool steels by applying ion-plasma coatings]. *Sovremennyye problemy nauki i obrazovaniya = Modern problems of science and education*, 2006, no. 6, pp. 45–46.
6. Chekalova E.A., Chekalov P.D. Povyshenie iznosostoikosti rezhushchego instrumenta putem diffuznogo setchatogo pokrytiya [Increasing the wear resistance of the cutting tool by diffuse mesh coating]. *Izvestiya MGTU “MAMI”*, 2014, no. 1 (19), pp. 230–233. (In Russian).
7. Klimenko S.A., Kopeikina M.Yu. Povyshenie effektivnosti protsessov obrabotki instrumentami s PSTM na osnove KNB [Increasing the efficiency of processing processes with tools based on NSC]. *Otkrytye informatsionnye i komp'yuternyye integrirovannyye tekhnologii [Open information and computer integrated technologies]*. Khar'kov, 2012, iss. 55, pp. 79–83.
8. Stancioiu A., Csofu F. Research on increasing active life of cutting tools. *Fiabilitate și Durabilitate*, 2012, no. 1, pp. 212–217.
9. Yasa E., Kruth J. Application of laser re-melting on Selective laser melting parts. *Advances in Production Engineering and Management*, 2011, vol. 6, no. 4, pp. 259–270.
10. Dutta B., Palaniswamy S., Choi J., Song L.J., Mazumder J. Additive manufacturing by direct metal deposition. *Advanced Materials & Processes*, 2011, vol. 169, no. 5, pp. 33–36.
11. Kruglov I.A. Neural networks modeling of multivariable vector functions in ill-posed approximation problems. *Journal of Computer and System Sciences International*, 2013, vol. 52, no. 4, pp. 503–518.
12. Luo M., Luo H., Zhang D., Tang K. Improving tool life in multi-axis milling of Ni-based superalloy with ball-end cutter based on the active cutting edge shift strategy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 252, pp. 105–115.
13. Binder M., Klocke F., Lung D. Tool wear simulation of complex shaped coated cutting tools. *Wear*, 2015, vol. 330–331, pp. 600–607.
14. Kianinejad K., Uhlmann E., Peuker B. The influence of the cooling conditions on the cutting tool wear and the chip formation mechanism. *Procedia CIRP*, 2015, no. 26, pp. 533–538.
15. Willian A. Tribological and wear behavior of HfN/VN nanomultilayer coated cutting tools. *Ingeniería e Investigación*, 2014, no. 34, pp. 22–28.
16. Dreval' A., Vasilev V., Vinogradov D., Malkov O. Measuring diagnostic stand for experimental researches in technology machining. *Nauka i Obrazovanie*, 2014, no. 12, pp. 22–58.
17. Yusimit Z., Yoandrys M., Arlys L., Roberto B. Influence of the cutting parameters on flank wear of coated inserts during turning of AISI 316L. *Enfoque*, 2015, no. 6, pp. 13–24.
18. Kovalevskii S.V., Tulupov V.I., Tulupova E.V. Razrabotka i issledovanie metoda kontrolya detalei mashin na osnove effekta akusticheskoi emissii [Development and research of the method of control of machine parts based on the effect of acoustic emission]. *Naukovii Visnik Donbas'koï derzhavnoï mashinobudivnoï akademii = Scientific Herald of the DSEA*, 2014, no. 3 (15E), pp. 50–55.
19. Kovalevskii S.V., Nagieva A.I. Akusticheskii kontrol' razmerov i pokazatelei sherokhovatosti poverkhnostei detalei s primeneniem neurosetevykh modelei [Acoustic control of dimensions and indicators of sur-

face roughness with the use of neural network models]. *Neirovit'ovi tekhnologii ta ikh zastosuvannya*, 2014, pp. 24–35.

20. Kovalevskyy S.V. Acoustic monitoring with neural network diagnostics. *American Journal of Neural Networks and Applications*, 2015, vol. 1, iss. 2, pp. 39–42.

### **Conflicts of Interest**

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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)


### Повышение эффективности упрочнения поверхностей ферромагнитных деталей совмещенным магнитно-динамическим накатыванием

Александр Довгалев\*

Белорусско-Российский университет, пр. Мира, 43, г. Могилёв, 212030, Республика Беларусь

<https://orcid.org/0000-0001-5946-5134>, [rct@bru.by](mailto:rct@bru.by)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787

#### История статьи:

Поступила: 15 декабря 2017

Рецензирование: 10 января 2018

Принята к печати: 21 июня 2018

Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Магнитно-динамическое накатывание  
Поверхностное пластическое деформирование  
Магнитная система  
Совмещенная обработка  
Деформирующие шары  
Импульсно-ударное деформирование  
Магнитное поле  
Наноразмерная субзеренная структура

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Эксплуатационные свойства поверхностей деталей технических систем обеспечиваются на финишных операциях технологического процесса методами поверхностного упрочнения. Несмотря на существующее достаточно большое количество методов поверхностной упрочняющей обработки, многие из них имеют узкую область технологического применения и для своей реализации требуют специального дорогостоящего оборудования, другие не доведены до стадии широкого практического применения или исчерпали свои технологические возможности. В связи с этим разработка инновационных методов отделочно-упрочняющей обработки поверхностей деталей машин является актуальной задачей. **Цель работы** – повышение эффективности упрочнения на основе комплексного энергетического воздействия на поверхностный слой ферромагнитных деталей вращающимся магнитным полем и динамическим поверхностным пластическим деформированием. Гипотеза исследования – совмещенное магнитно-силовое воздействие на поверхность ферромагнитной детали способствует измельчению зерен деформируемого металла до наноразмерной величины и обеспечивает увеличение глубины модифицированного (измененного) поверхностного слоя. В работе представлен метод отделочно-упрочняющей обработки, при котором на поверхность ферромагнитной детали одновременно воздействуют концентрированным потоком энергии вращающегося магнитного поля и колеблющимися деформирующими шарами, осуществляющими многократное импульсно-ударное деформирование. При этом индукцию вращающегося магнитного поля, действующего на поверхность детали, выбирают в пределах от 0,10 до 1,20 Тл. Для осуществления метода отделочно-упрочняющей обработки разработан комбинированный инструмент, содержащий: корпус; деформирующие шары, свободно установленные в кольцевой камере; магнитную систему на основе цилиндрических постоянных магнитов из редкоземельных материалов. Магнитная система инструмента предназначена для создания вращающегося магнитного поля, действующего на поверхность ферромагнитной детали и сообщения деформирующим шарам рабочих колебательных движений. В работе исследованы характеристики дислокационных структур, образованных в поверхностном слое стальных и чугуновых заготовок после упрочнения магнитно-динамическим накатыванием (МДН), совмещенной обработкой МДН и вращающимся постоянным магнитным полем, совмещенной обработкой МДН и вращающимся переменным магнитным полем. **Методы исследования:** рентгеноструктурные исследования поверхностного слоя; исследования микроструктуры; рентгеноспектральный микроанализ поверхностного слоя упрочненных заготовок из стали и чугуна. **Результаты и обсуждение.** Анализ результатов исследований позволил установить, что совмещенная упрочняющая обработка МДН и вращающимся магнитным полем позволяет сформировать в поверхностном слое стальных и чугуновых заготовок наноразмерную субзеренную структуру на глубину до 3,0 мкм с размером блоков до 100 нм. При этом имеет место увеличение глубины модифицированного поверхностного слоя, плотности дислокаций, периода кристаллической решетки обрабатываемых ферромагнитных материалов и формирование в упрочненном поверхностном слое образцов остаточных напряжений сжатия. Из представленной в работе физической модели получения в поверхностном слое ферромагнитных деталей наноразмерной субзеренной структуры следует, что степень дробления (измельчения) зерен упрочняемого материала определяется количеством полученных силовых импульсов со стороны деформирующих шаров инструмента. Возникающие в процессе многократного дробления зерен и субзерен частицы имеют неправильную асимметричную форму и свой магнитный момент, не совпадающий с направлением действия внешнего магнитного поля. Вследствие этого полученные в процессе дробления зерен и субзерен частицы, стремящиеся сориентироваться по направлению внешнего магнитного поля, поворачиваются в пространстве и дополнительно сглаживают разогретые локальными вихревыми токами границы в зоне их контакта с сопрягаемыми фрагментами частиц, характеризующимися накоплением несовершенств в виде дислокаций. Разработанный метод совмещенного МДН относится к нанотехнологиям поверхностной модификации и рекомендуется к внедрению на предприятиях машиностроения для повышения эксплуатационных свойств деталей технических систем.

**Для цитирования:** Довгалев А.М. Повышение эффективности упрочнения поверхностей ферромагнитных деталей совмещенным магнитно-динамическим накатыванием // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 18–35. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-18-35.

**\*Адрес для переписки**

Довгалев Александр Михайлович, к.т.н., доцент  
Белорусско-Российский университет,  
пр. Мира, 43,  
212030, г. Могилёв, Республика Беларусь  
Тел.: +375 222 25 36 03, e-mail: rct@bru.by

## Введение

Большинство выходов из строя современных машин и механизмов связано с износом поверхностей входящих в них ответственных деталей. Анализ напряженно-деформированного состояния деталей машин показывает, что основную эксплуатационную нагрузку воспринимает их поверхностный слой. В связи с этим эксплуатационные свойства, в том числе износостойкость деталей, зависят от качественных характеристик их поверхностного слоя. Это определяет актуальность разработки и применения новых эффективных технологий поверхностного упрочнения деталей, обеспечивающих повышение надежности и долговечности технических систем [1–3].

В настоящее время создано достаточно большое количество методов поверхностного упрочнения деталей машин, каждый из которых имеет свои особенности, определяющие область его технологического применения. К их числу относятся методы упрочнения поверхностей деталей концентрированным потоком энергии (ионно-плазменное упрочнение, электронно-лучевая обработка, ионно-диффузионное насыщение, плазменное напыление покрытий и др.), термической и химикотермической обработкой (поверхностная индукционная и лазерная закалка, ионное азотирование, борирование, силицирование), магнитным полем (постоянным, переменным, импульсным) и др. [4–15].

Многие из указанных методов поверхностной упрочняющей обработки имеют свою узкую область применения и для своей реализации требуют специального дорогостоящего оборудования, другие не доведены до стадии широкого практического применения или исчерпали свои технологические возможности.

В связи с этим предпочтительными являются динамические методы поверхностного пласти-

ческого деформирования (ППД), применяемые для обработки как мелких, так и крупногабаритных деталей, являющихся универсальными и экологически безопасными, позволяющие обеспечить упрочнение поверхностного слоя, получить микрорельеф с низкой шероховатостью, сформировать благоприятные остаточные напряжения, повысить усталостную прочность, контактную выносливость и износостойкость упрочняемых поверхностей [16–18]. Однако и у динамических методов ППД (обработка дробью, вибронакатывание, ультразвуковая, центробежно-ударная, пневмоцентробежная, пневмовибродинамическая и другие), используемых для упрочнения поверхностного слоя деталей (включая нежесткие), существуют недостатки, связанные с применением достаточно сложных технологических систем, они имеют относительно низкую производительность, не предусматривают комплексного энергетического воздействия на поверхностный слой упрочняемой детали, позволяющего обеспечить формирование наноструктурированной упрочненной поверхности с высокими трибологическими свойствами.

В связи с этим актуальной является разработка инновационных методов ППД, позволяющих обеспечивать комплексное энергетическое воздействие на поверхностный слой детали, повышающее эффективность процесса упрочнения.

В соответствии с поставленной задачей разработан метод совмещенной упрочняющей обработки поверхностей ферромагнитных деталей концентрированным потоком энергии вращающегося магнитного поля и колеблющимися деформирующими шарами, осуществляющими многократное импульсно-ударное деформирование (далее метод совмещенного магнитно-динамического накатывания). Величину индукции магнитного поля, действующего на поверхность ферромагнитной детали, следует выбирать в пределах от 0,10 до 1,20 Тл [19–21].

Гипотеза исследований – комплексное магнитно-силовое воздействие на поверхностный слой ферромагнитной детали способствует измельчению зерен деформируемого металла до наноразмерной величины и обеспечивает увели-

чение глубины модифицированного (измененного) поверхностного слоя.

Для реализации метода совмещенного магнитно-динамического накатывания (МДН) спроектирован комбинированный инструмент, изображенный на рис. 1.

В состав инструмента входят следующие элементы: оправка 1; шайбы 2, 3; кольцевая камера 4; деформирующие шары 5; две независимые магнитные системы. Магнитная система, обеспечивающая воздействие на поверхностный слой ферромагнитной детали вращающимся магнитным полем, включает: диски 6, 7 с аксиальными отверстиями 8, 9; цилиндрические постоянные магниты 10, 11 и магнитопроводы 12, 13. Магнитная система, предназначенная для сообщения деформирующим шарам 5 интенсивных колебательных движений, осуществляющих многократное импульсно-ударное деформирование, содержит: обоймы 14, 15 с аксиальными отверстиями 16, 17; цилиндрические постоянные магниты 18, 19; магнитопроводный диск 20 с пе-

риодической поверхностью 21 в виде синусоиды или выступов. Оправка 1, шайбы 2, 3, диски 6, 7, обоймы 14 и 15 изготовлены из немагнитопроводных материалов.

Оправку 1 инструмента устанавливают в шпинделе, а упрочняемую ферромагнитную втулку 22 закрепляют соосно в технологическом приспособлении станка. Инструмент вводят в цилиндрическое отверстие втулки 22 с зазором между упрочняемой поверхностью и наружной поверхностью магнитопроводов 12, 13. Магнитный поток от цилиндрических постоянных магнитов 10, 11 при этом замыкается на внутреннюю поверхность втулки 22. Инструменту сообщают вращение и перемещают с осевой подачей. Вращаясь вместе с оправкой 1, цилиндрические постоянные магниты 18, 19 посредством магнитопроводного диска 20 с поверхностью 21 в виде зубьев периодически воздействуют магнитным полем на деформирующие шары 5 и перемещают их в окружном направлении кольцевой камеры 4. При этом угловая скорость вращения цилиндрических постоянных магнитов 18, 19 превышает угловую скорость вращения деформирующих шаров 5. Вследствие этого на деформирующие шары (одновременно с центробежной силой) действует радиально-направленная периодическая магнитная сила, отрывающая их от упрочняемой поверхности. В результате деформирующие шары 5 получают радиальные колебательные движения, вследствие которых и осуществляется многократное импульсно-ударное деформирование поверхности детали 22. Одновременно внутренний поверхностный слой втулки 22 упрочняется вращающимся магнитным полем, создаваемым цилиндрическими постоянными магнитами 10, 11.

Разработанный инструмент в зависимости от последовательности расположения полюсов N и S цилиндрических постоянных магнитов 10, 11 (одновременно с многократным импульсно-ударным деформированием) обеспечивает воздействие на поверхность ферромагнитной детали вращающимся постоянным или переменным (изменяющим направление силовых линий на 180°) магнитным полем. Так, при установке цилиндрических постоянных магнитов 10, 11 в аксиальных отверстиях 8, 9 дисков 6, 7 с одинаковым расположением полюсов инструмент обеспечивает воздействие на поверхность ферро-

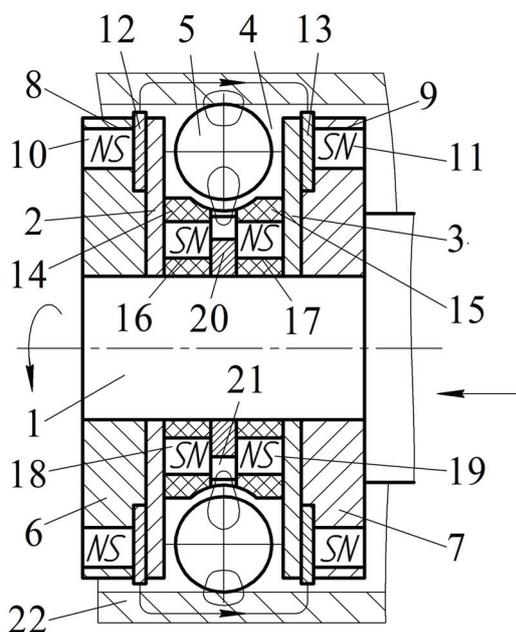


Рис. 1. Комбинированный инструмент для совмещенной упрочняющей обработки внутренней цилиндрической поверхности ферромагнитных тел вращения МДН и вращающимся постоянным или переменным магнитным полем

Fig. 1. A combined tool for combined strengthening treatment of the inner surface of rotating bodies by magnetic-dynamic rolling and a rotating constant or alternating magnetic field.

магнитной детали вращающимся постоянным, а при последовательном чередовании полюсов указанных магнитов – переменным магнитным полем.

Таким образом, в процессе совмещенной обработки деформируемый участок поверхности ферромагнитной детали испытывает комплексное магнитно-силовое воздействие, повышающее эффективность процесса упрочнения [22].

**Целью работы** является повышение эффективности упрочнения на основе комплексного энергетического воздействия на поверхностный слой ферромагнитных деталей вращающимся магнитным полем и динамическим поверхностным пластическим деформированием.

### Методика экспериментального исследования

Для определения эффективности процесса совмещенного МДН, подтверждения гипотезы исследований и оценки роли действующего на обрабатываемый материал вращающегося магнитного поля использовали заготовки в виде колец с размерами ( $D \times d \times h$ ) – 130×110×12 мм из стали 45 (30–35 HRC) и серого чугуна СЧ 20 (145...155 НВ). Кольца из стали 45 предварительно проходили термическую обработку (закалка + отпуск) с обеспечением следующих режимов:  $t_{\text{зак}} = 860^\circ$ ;  $T_{\text{зак}} = 40$  мин;  $t_{\text{отп}} = 500^\circ$ ;  $T_{\text{отп}} = 180$  мин. Кольца из серого чугуна СЧ20 упрочняли в состоянии поставки.

Отверстия стальных и чугунных колец перед упрочнением растачивали в размер  $\varnothing 110\text{H}8^{(+0,054)}$  на токарно-винторезном станке 16Д25 (материал режущей части инструмента – Т15К6, глубина резания  $t = 0,25$  мм;  $V = 109$  м/мин;  $s = 0,15$  мм/мин). Исходная шероховатость поверхности отверстия колец после чистового растачивания по параметру  $Ra$  составляла 6,3...6,0 мкм.

Внутренние цилиндрические поверхности указанных ферромагнитных заготовок упрочняли следующими технологическими методами: магнитно-динамическим накатыванием (МДН); совмещенной обработкой МДН и вращающимся постоянным магнитным полем; совмещенной обработкой МДН и вращающимся переменным магнитным полем.

Реализацию методов упрочнения осуществляли на вертикально-фрезерном станке мод.

ВФ-130 с применением инструмента, изображенного на рис. 1. При этом для осуществления процесса МДН в инструменте не устанавливали цилиндрические постоянные магниты 10, 11. При совмещенной упрочняющей обработке МДН и вращающимся постоянным магнитным полем цилиндрические постоянные магниты 10, 11 устанавливали в дисках 6, 7 с одинаковым расположением полюсов N и S, а при совмещенной обработке МДН и вращающимся переменным магнитным полем – с последовательным расположением полюсов N и S.

Применение для реализации указанных методов упрочнения конструкции переналаживаемого инструмента обеспечило корректность сравнения полученных результатов исследований.

Параметры применяемого инструмента: диаметр обрабатываемых отверстий заготовок от 108 до 112 мм; деформирующие шары  $\varnothing 12$  мм, сталь ШХ15 (62-65 HRC); материал цилиндрических постоянных магнитов – Nd Fe B; размер цилиндрических постоянных магнитов ( $D \times l$ ) – 15×10 мм; количество магнитов, осуществляющих воздействие на деформирующие шары, – 12 шт.; индукция ( $B$ ) магнитного поля в зоне расположения деформирующих шаров – 0,15 Тл; количество цилиндрических постоянных магнитов, осуществляющих намагничивание внутренней поверхности ферромагнитных колец – 24 шт.; материал кольцевых магнитопроводов – сталь Ст.3.

Режимы упрочняющей обработки: частота (скорость) вращения инструмента  $n = 3150$  мин<sup>-1</sup> ( $V = 18$  м/с); осевая подача инструмента  $S = 20$  мм/мин; количество рабочих ходов инструмента – один; смазочно-охлаждающая жидкость – масло индустриальное 45; зазор между упрочняемой поверхностью заготовок и кольцевыми магнитопроводами – 0,30 мм; индукция ( $B$ ) вращающегося магнитного поля, действующего на внутреннюю поверхность ферромагнитных колец при реализации методов совмещенного упрочнения, находилась в пределах 0,095...0,100 Тл; частота перемагничивания поверхностного слоя колец составляла  $\nu = 630$  с<sup>-1</sup> (при совмещенном упрочнении МДН и вращающимся переменным магнитным полем).

Для определения характеристик упрочнения образцов были проведены рентгеноструктурные исследования, исследования микроструктуры, а

также рентгеноспектральный микроанализ поверхностного слоя. Образцы для исследований вырезали из упрочненных колец при обильной подаче охлаждающей жидкости.

Рентгеноструктурные исследования поверхностного слоя упрочненных колец выполняли на автоматизированном рентгеновском комплексе на базе дифрактометра ДРОН-3М в  $\text{CoK}\alpha$ - и  $\text{CuK}\alpha$ -излучениях с применением монохроматизации дифрагированного пучка. В качестве кристалла-монохроматора использовали пластину пиролитического графита. Для получения информации о структуре поверхностных слоев проводили запись дифракционных линий (110) и (220) матричной  $\alpha$ -Fe фазы, расположенных в интервале углов рассеяния  $2\theta = 48 \dots 56^\circ$ ,  $2\theta = 118 \dots 130^\circ$  ( $\text{CoK}\alpha$ ) и  $2\theta = 40 \dots 49^\circ$ ,  $2\theta = 93 \dots 103^\circ$  ( $\text{CuK}\alpha$ ) соответственно. Рентгеновская съемка выполнялась в режиме сканирования (по точкам) с шагом  $0,1^\circ$ . Продолжительность набора импульсов в точке составляла 20 с.

Период кристаллической решетки материала образцов, а также напряженное состояние в поверхностных слоях оценивали по результатам записи дифракционной линии (220). Физическое уширение  $\beta$  исследуемых дифракционных линий находили методом аппроксимации с введением поправок на геометрию съемки и неоднородность излучения. В качестве функции  $f(x)$ , определяющей распределение интенсивности в линиях эталона и исследуемых образцов, использовали функцию вида  $\frac{1}{(1 + \alpha x^2)^2}$  [23].

Размер  $D$  субзерен, сформировавшихся в поверхностном слое упрочненных образцов, находили по соответствующим дифракционным линиям из выражения [24]:

$$D = \lambda / (\beta \cos\theta),$$

где  $\lambda$  – длина волны рентгеновского излучения;  $\theta$  – угол рассеяния.

Согласно [24] физическое уширение дифракционных линий, обусловленное дислокациями, пропорционально  $\text{tg}\theta$ , а плотность дислокаций, рассчитанная по их уширению, удовлетворительно согласуется с данными прямых методов наблюдения дислокаций. В соответствии с [25] плотность дислокаций  $\rho$  определяли из выражения

$$\rho = m\beta^2 \text{ctg}^2\theta / b^2,$$

где  $m$  – коэффициент, учитывающий тип дислокаций и кристаллической решетки,  $m = 1$ ;  $b$  – вектор Бюргерса,  $b = 1,35 \cdot 10^{-7}$  мм.

Для оценки микроискажений (смещений атомов из своих положений вдоль определенных направлений кристаллической решетки) в деформированном материале выбирали соотношение величин  $\Delta a/a$  ( $\Delta a = a - a_0$ , где  $a$ ,  $a_0$  – периоды решетки соответственно упрочненного и неупрочненного материала заготовок).

Оценку напряжений в поверхностных слоях упрочненных образцов проводили при условии плосконапряженного состояния (нормальная составляющая напряжений принималась равной нулю). В этом случае суммарные тангенциальные напряжения определяли по формуле [7]

$$\sigma_1 + \sigma_2 = \frac{E}{\mu} \frac{\Delta d}{d},$$

где  $E$  – модуль упругости 1-го рода;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $\Delta d/d$  – относительное изменение межплоскостного расстояния для анализируемой линии по отношению к положению соответствующей линии неупрочненного образца.

Анализ микроструктуры поверхностного слоя упрочненных образцов проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения MIRA.

Рентгеноструктурный микроанализ образцов выполняли с использованием микроанализатора EDX INCA 350X – Max.

Подготовку образцов для металлографического анализа осуществляли по стандартной методике.

## Результаты и обсуждения

Результаты рентгеноструктурного анализа упрочненного поверхностного слоя, а именно профили дифракционных линий, значения физического уширения дифракционных линий, размеры блоков субзеренной структуры, значения характеристик упрочнения (плотность дислокации ( $\rho$ ), период кристаллической решетки ( $a$ ), напряжение сжатия и другие) для образцов из стали и серого чугуна представлены соответственно на рис. 2 и 3, а также в табл. 1–4.

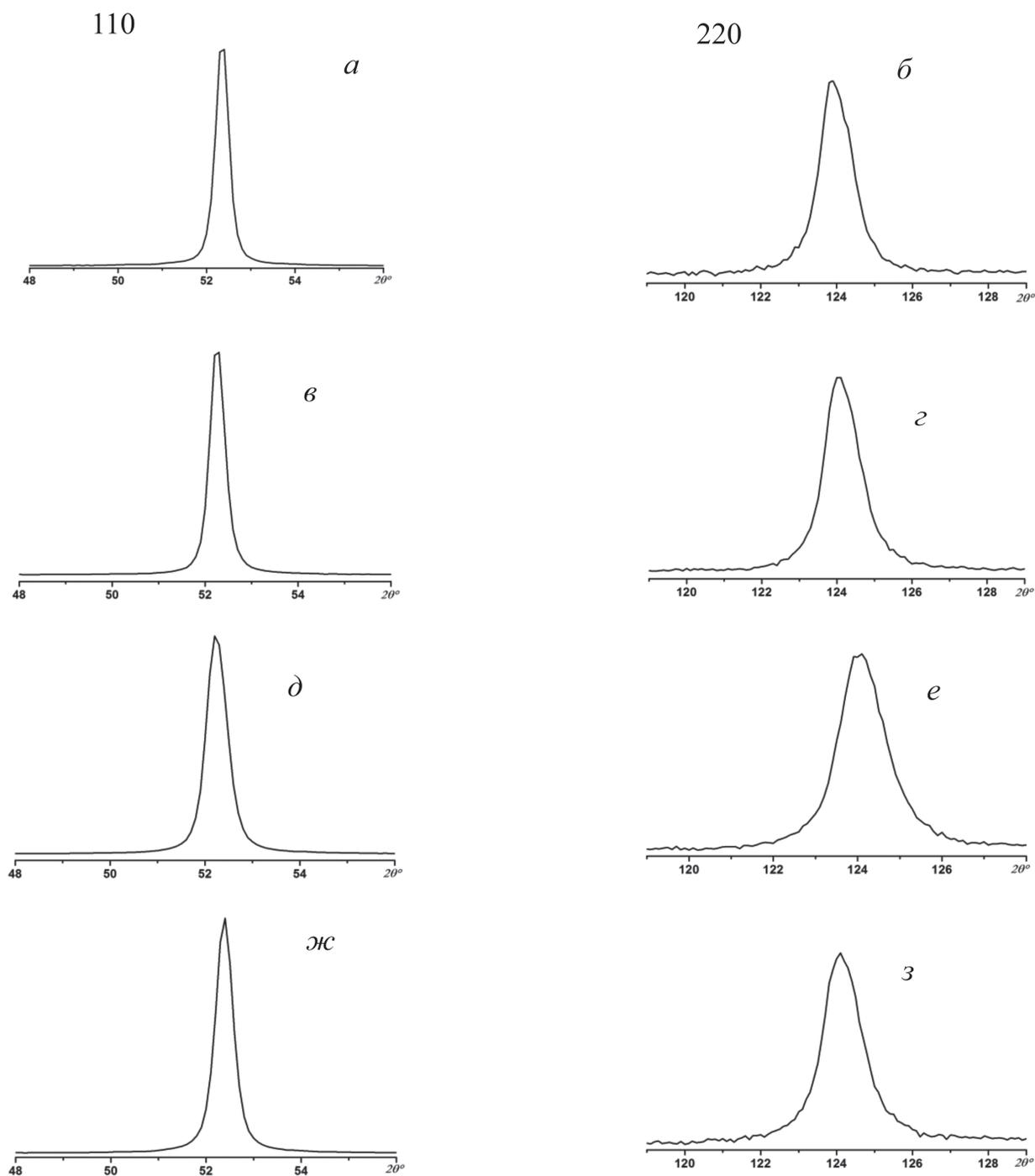


Рис. 2. Профили дифракционных линий (110) (*a, в, д, ж*) и (220) (*б, г, е, з*) образцов из стали 45 (30–35 HRC):

*a, б* – без упрочнения; *в, г* – упрочнение МДН; *д, е* – совмещенное упрочнение МДН и вращающимся постоянным магнитным полем; *ж, з* – совмещенное упрочнение МДН и вращающимся переменным магнитным полем

Fig. 2 – The profiles of the diffraction lines (110) (*a, в, д, ж*) and (220) (*б, г, е, з*) of the samples made of 45 (30-35 HRC) steel:

*a, б* – without strengthening; *в, г* – strengthening by magnetic-dynamic rolling; *д, е* – combined strengthening by magnetic-dynamic rolling and a rotating constant magnetic field; *ж, з* – combined strengthening by magnetic-dynamic rolling and a rotating alternating magnetic field

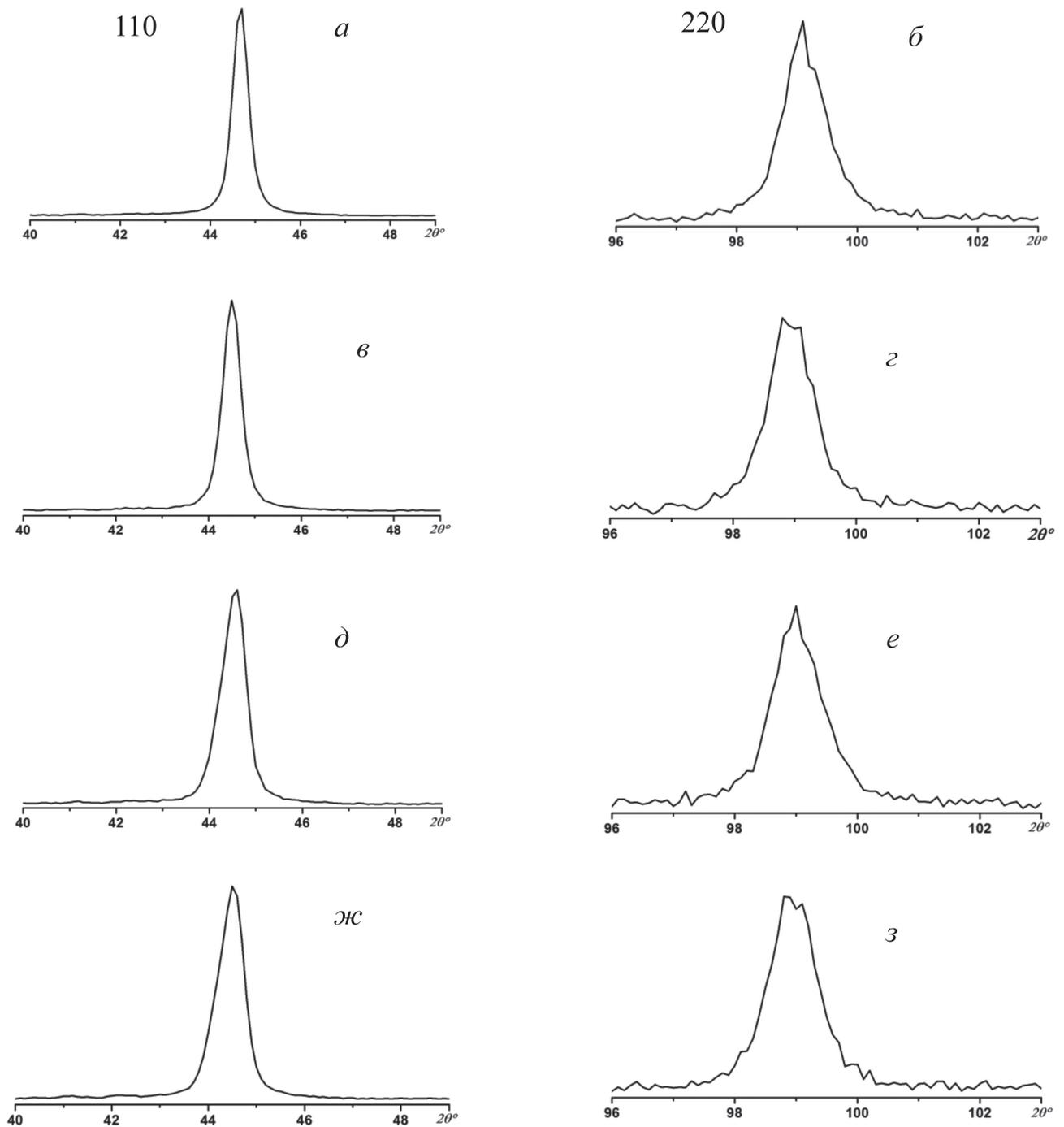


Рис. 3. Профили дифракционных линий (110) (*a, в, д, ж*) и (220) (*б, г, е, з*) образцов из серого чугуна СЧ20:

*a, б* – без упрочнения; *в, г* – упрочнение МДН; *д, е* – совмещенное упрочнение МДН и вращающимся постоянным магнитным полем

*ж, з* – совмещенное упрочнение МДН и вращающимся переменным магнитным полем

*Fig. 3.* The profiles of the diffraction lines (110) (*a, в, д, ж*) and (220) (*б, г, е, з*) of samples made of SCh20 grey cast iron:  
*a, б* – without strengthening; *в, г* – strengthening by magnetic-dynamic rolling; *д, е* – combined strengthening by magnetic-dynamic rolling and a rotating constant magnetic field; *ж, з* – combined strengthening by magnetic-dynamic rolling and a rotating alternating magnetic field

Таблица 1

Table 1

Значения физического уширения  $\beta$  дифракционных линий (110), (220) матричной  $\alpha$ -фазы и размеры  $D$  блоков субзеренной структуры образцов стали 45 (30–35 HRC) в исходном состоянии и после упрочнения по различным методам

The values of intrinsic broadening of the  $\beta$  diffraction lines (110), (220) of the parent  $\alpha$ -phase and the dimensions  $D$  of the blocks of the subgrain structure of the samples made of 45 (30–35 HRC) steel in the initial state and after strengthening by different methods

Метод упрочнения	$\beta_{110}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{220}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{220}/\beta_{110}$	$D, \text{нм}$
Без упрочнения	4,94	16,49	3,42	–
МДН	6,39	20,35	3,18	–
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	8,31	20,73	2,49	25
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	6,99	17,77	2,54	20

*Примечание:*  $\text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110} = 3,84$ ;  $\text{sec}\theta_{220}/\text{sec}\theta_{110} = 1,91$

Таблица 2

Table 2

Значения физического уширения  $\beta$  дифракционных линий (110), (220) матричной  $\alpha$ -фазы и размера  $D$  блоков субзеренной структуры образцов из серого чугуна СЧ20 в исходном состоянии и после упрочнения по различным методам

The values of intrinsic broadening of the  $\beta$  diffraction lines (110), (220) of the parent  $\alpha$ -phase and the dimensions  $D$  of the blocks of the subgrain structure of the samples made of SCh20 grey cast iron in the initial state and after strengthening by different methods

Метод упрочнения	$\beta_{110}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{220}, 10^{-3}$ рад	$\beta_{220}/\beta_{110}$	$D, \text{нм}$
Без упрочнения	6,57	12,43	1,89	–
МДН	8,03	15,79	1,97	–
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	10,66	15,85	1,49	20
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	11,18	16,91	1,51	18

*Примечание:* –  $\text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110} = 2,85$ ;  $\text{sec}\theta_{220}/\text{sec}\theta_{110} = 1,54$

Таблица 3

Table 3

Значения плотности дислокаций  $\rho$ , периода кристаллической решетки  $a$ , отношений  $\Delta a/a$ , межплоскостных расстояний  $\Delta d/d$ , напряжений ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ) в поверхностных слоях образцов из стали 45 (30–35 HRC) в исходном состоянии и после упрочнения по различным методам

The values of the dislocation density  $\rho$ , the lattice constant  $a$ , the ratios  $\Delta a/a$ , the interplanar distances  $\Delta d/d$ , the stresses ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ) in the surface layers of samples made of 45 (30–35 HRC) steel in the initial state and after strengthening by different methods

Метод упрочнения	$a, \text{нм}$	$\Delta a/a, \%$	$d/n, \text{нм}$	$\Delta d/d, 10^{-4}$	$\rho, 10^9 \text{мм}^{-2}$	$(\sigma_1 + \sigma_2), \text{МПа}$
Без упрочнения	0,28668	–	1,0133	–	4,24	–
МДН	0,28687	0,066	1,0144	10,9	5,90	–802
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	0,28696	0,098	1,0149	15,8	7,32	–1162
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	0,28687	0,066	1,0145	11,8	4,92	–868

Таблица 4

Table 4

**Значения плотности дислокаций  $\rho$ , значения периода решетки  $a$ , отношений  $\Delta a/a$ , межплоскостных расстояний  $\Delta d/d$ , напряжений ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ) в поверхностных слоях образцов из серого чугуна СЧ20 в исходном состоянии и после упрочнения по различным методам**

**The values of the dislocation density  $\rho$ , the lattice constant  $a$ , the ratios  $\Delta a/a$ , the interplanar distances  $\Delta d/d$ , the stresses ( $\sigma_1 + \sigma_2$ ) in the surface layers of samples made of SCh20 grey cast iron in the initial state and after strengthening by different methods**

Метод упрочнения	$a$ , нм	$\Delta a/a$ , %	$d/n$ , нм	$\Delta d/d$ , $10^{-4}$	$\rho$ , $10^9 \text{ мм}^{-2}$	$(\sigma_1 + \sigma_2)$ , МПа
Без упрочнения	0,28651	–	1,0136	–	6,2	–
МДН	0,28684	0,11	1,0145	8,9	10,0	–655
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	0,28689	0,26	1,0159	17,8	10,8	–942
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	0,28715	0,22	1,0153	16,8	11,5	–846

Результаты исследований микроструктуры упрочненных заготовок из стали и серого чугуна представлены на рис. 4 и 5 и в табл. 5, 6.

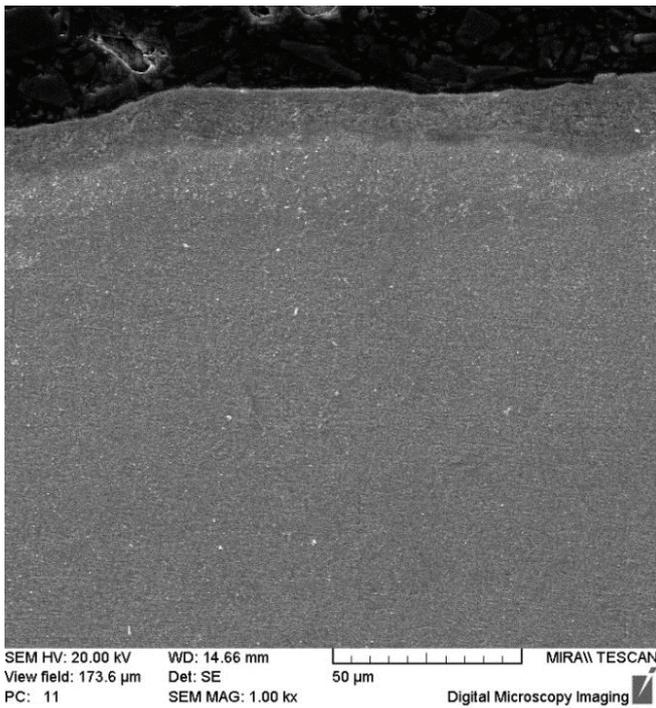
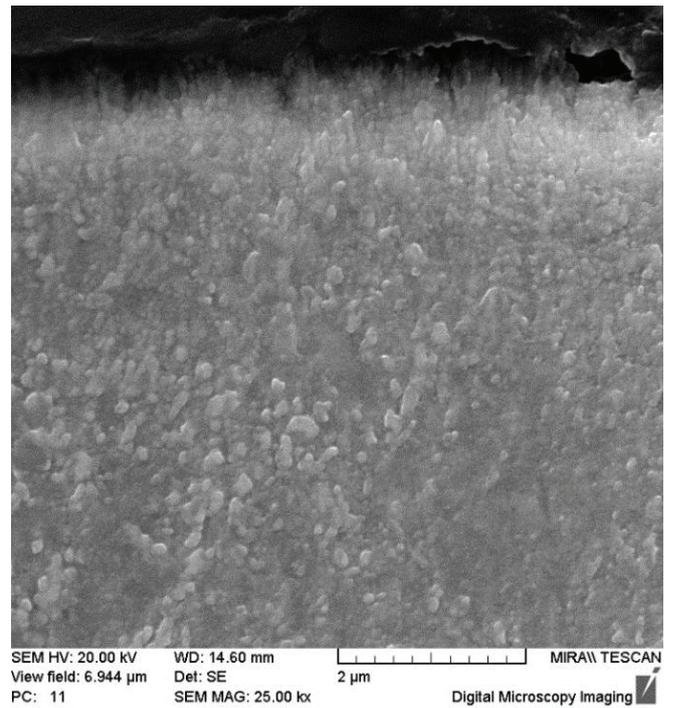
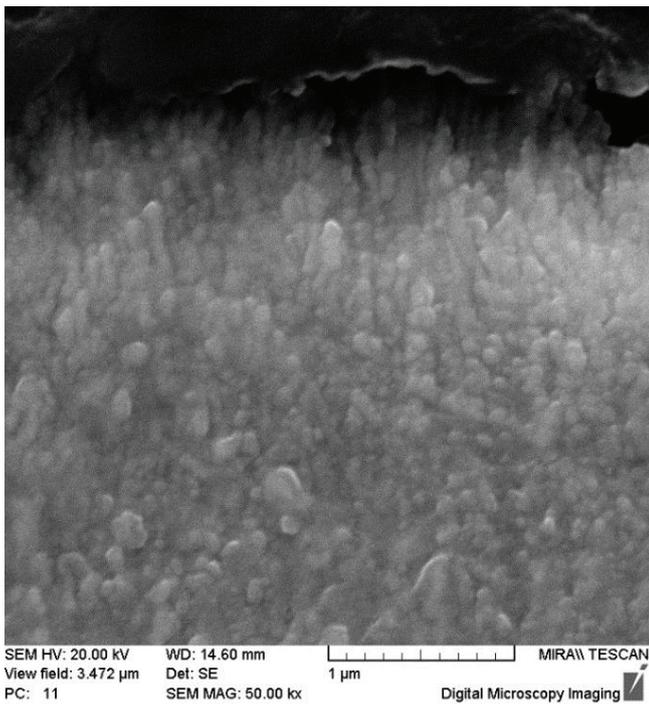
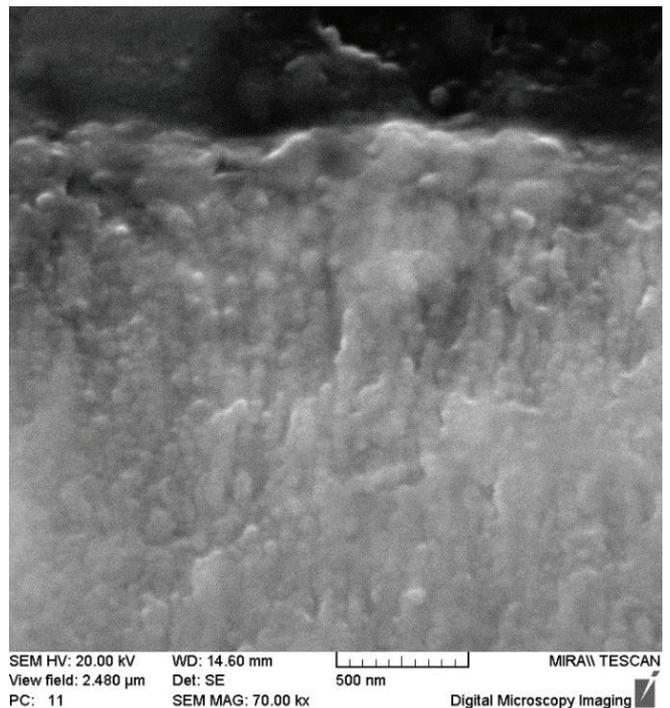
Результаты рентгеноспектрального микроанализа упрочненного поверхностного слоя образцов из стали и серого чугуна представлены в табл. 7 и 8.

Анализ результатов рентгеноструктурных исследований (см. табл. 1–4) показал, что разработанный метод совмещенной упрочняющей обработки МДН и вращающимся постоянным или переменным магнитным полем позволяет сформировать в поверхностном слое заготовок наноразмерную субзеренную структуру с размером блоков (фрагментов) 20...25 нм для стали и 18...20 нм для серого чугуна. При этом при упрочнении МДН (когда магнитное воздействие на заготовку отсутствует) наличия в поверхностном слое заготовок наноразмерной субзеренной структуры не выявлено. Данное обстоятельство указывает на то, что только при комплексном магнитно-силовом воздействии обеспечивается наноструктурирование поверхностного слоя ферромагнитных заготовок. Причем важную роль в процессе совмещенного упрочнения играет действующее на поверхность ферромагнитной заготовки вращающееся магнитное поле.

Физическая модель получения в поверхностном слое ферромагнитных деталей наноразмерной субзеренной структуры может быть представлена следующим образом. В локальном объеме металла зерна феррита контактируют

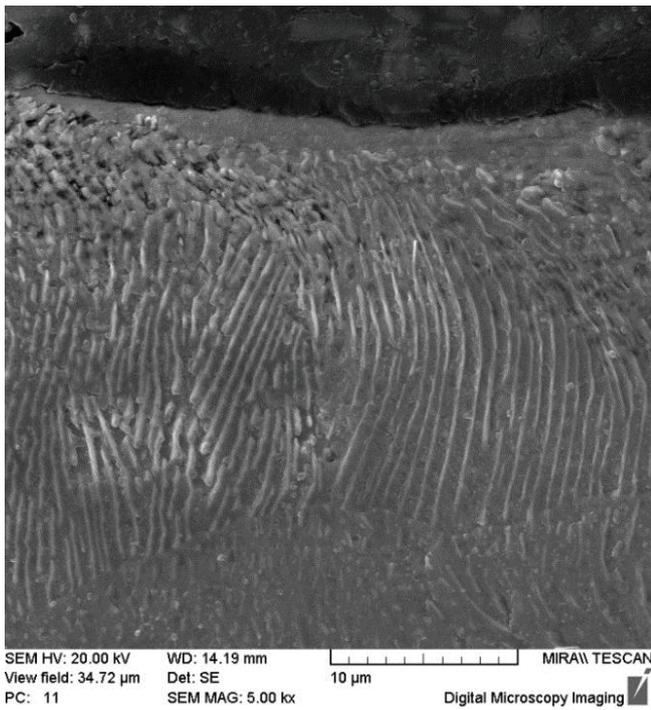
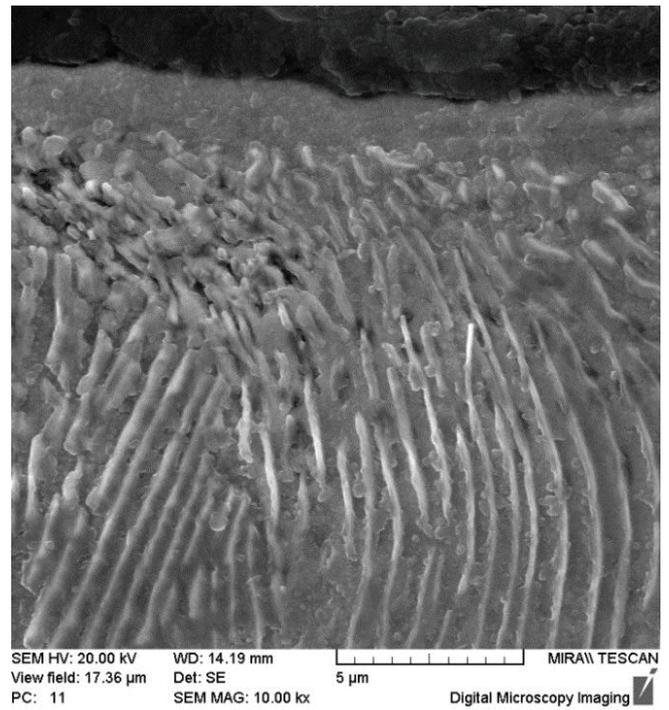
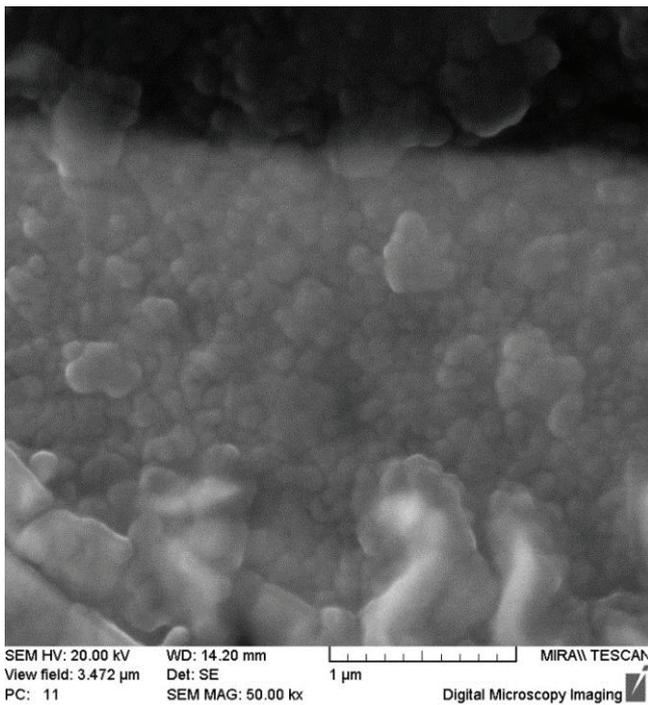
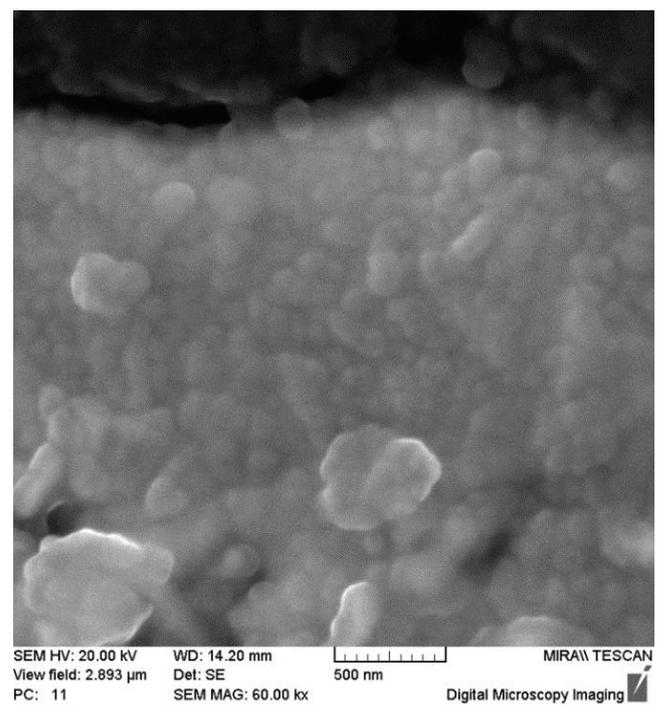
между собой и находятся в уравновешенном состоянии. В процессе совмещенного МДН колеблющиеся деформирующие шары инструмента осуществляют многократное импульсно-ударное деформирование элементарного участка ферромагнитной заготовки. Вследствие этого имеет место периодическое силовое воздействие на исходные зерна металла, вызывающее их разрушение на более мелкие части (субзерна). Затем в силу периодичности действия силы деформирования осуществляется дробление только что полученных субзерен на более мелкие фракции (блоки). Таким образом, степень дробления (измельчения) зерен упрочняемого материала определяется количеством полученных силовых импульсов со стороны деформирующих шаров инструмента. При этом разрушение зерен и субзерен на более мелкие фракции происходит в действующем извне постоянном или переменном вращающемся магнитном поле, вызывающем появление локальных вихревых токов, разогревающих неоднородности, как правило расположенные на границах контактирующих между собой зерен, субзерен или их фрагментов (блоков).

Возникающие в процессе многократного дробления зерен и субзерен частицы имеют неправильную асимметричную форму и свой магнитный момент, не совпадающий с направлением действия внешнего магнитного поля. Вследствие этого полученные в процессе дробления зерен и субзерен частицы, стремящиеся сориентироваться

*a**б**в**г*

*Рис. 4.* Микроструктура стального образца, упрочненного совмещенной обработкой МДН и вращающимся переменным магнитным полем

*Fig. 4.* Microstructure of the steel sample strengthened by a combined treatment by magnetic-dynamic rolling and a rotating alternating magnetic field


*a*

*б*

*в*

*г*

*Рис. 5.* Микроструктура чугуна образца, упрочненного совмещенной обработкой МДН и вращающимся постоянным магнитным полем

*Fig. 5.* Microstructure of the cast iron sample strengthened by a combined treatment by magnetic-dynamic rolling and a rotating constant magnetic field

Таблица 5

Table 5

**Характеристика упрочненного поверхностного слоя стальных образцов**  
**Characteristic of the strengthened surface layer of steel samples**

Метод упрочнения	Глубина измененного слоя, мкм	Глубина наноструктурированного слоя, мкм	Размер субзерен структурированного слоя, нм
Без упрочнения	–	–	–
МДН	6...7	–	–
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	10...12	1,5...2	25...100
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	13...15	1,8...3	15...100

Таблица 6

Table 6

**Характеристика упрочненного поверхностного слоя чугунных образцов**  
**Characteristic of the strengthened surface layer of grey cast iron samples**

Метод упрочнения	Глубина измененного слоя, мкм	Глубина наноструктурированного слоя, мкм	Размер субзерен структурированного слоя, нм
Без упрочнения	–	–	–
МДН	8...10	–	–
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	20...22	1,8...2,5	20...100
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	22...25	2,5...3,0	20...90

Таблица 7

Table 7

**Результаты рентгеноспектрального микроанализа образцов из стали 45 (30–35 HRC)**  
**Results of X-ray spectroscopy of samples made of 45 (30-35 HRC) steel**

Метод упрочнения	Интенсивность линий, характеризующих концентрацию углерода в упрочненном слое, имп/с	Интенсивность линий, характеризующих концентрацию железа в упрочненном слое, имп/с
Без упрочнения	10...20	210...190
МДН	20...25	100...150
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	35...40	100...170
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	20...27	120...180

**Результаты рентгеноспектрального микроанализа образцов из чугуна СЧ20**
**Results of X-ray spectroscopy of samples from SCh20 cast iron**

Метод упрочнения	Интенсивность линий, характеризующих концентрацию углерода в упрочненном слое, имп/с	Интенсивность линий, характеризующих концентрацию железа в упрочненном слое, имп/с
Без упрочнения	10...20	90...110
МДН	25...35	180...200
МДН + вращающееся постоянное магнитное поле	60...85	80...170
МДН + вращающееся переменное магнитное поле	35...45	190...220

по направлению внешнего магнитного поля, поворачиваются в пространстве и дополнительно сглаживают разогретые локальными вихревыми токами границы в зоне их контакта с сопрягаемыми фрагментами частиц, характеризующихся накоплением несовершенств в виде дислокаций. Так как поворот частиц субзерен осуществляется многократно после каждого удара деформирующего шара, то их форма в конечном итоге становится правильной, приближающейся в сечении к окружности (см. рис. 4 и 5). Следует отметить, что при этом угол поворота частиц субзерен зависит от вида действующего магнитного поля. Так, угол поворота частиц субзерен увеличивается при действии переменного магнитного поля, предусматривающего периодическое изменение направления силовых линий на  $180^\circ$ . Увеличение угла поворота частиц субзерен под действием внешнего переменного поля обеспечивает дополнительное уменьшение их размеров, что согласуется с полученными экспериментальными данными (см. табл. 1 и 2).

Приведенные результаты исследования микроструктуры упрочненных образцов (см. табл. 5 и 6) также подтверждают гипотезу о том, что совмещенная упрочняющая обработка поверхностей ферромагнитных заготовок МДН и вращающимся постоянным или переменным магнитным полем обеспечивает формирование наноструктурированного поверхностного слоя с размером блоков субзерен от 15 до 100 нм. При этом наибольшее значение глубины упрочненного наноструктурированного поверхностного

слоя (до 3 мкм) имеет место при совмещенной обработке МДН и вращающимся переменным магнитным полем, что может объясняться некоторым увеличением кинетической энергии дислокаций, перемещаемых в ферромагнитном материале вследствие возникающих магнито-стрикционных процессов.

Исследования микроструктуры образцов также показали, что при совмещенной обработке заготовок МДН и вращающимся магнитным полем вследствие комплексного магнитно-силового воздействия увеличивается и глубина модифицированного (измененного) поверхностного слоя. Так, по отношению к упрочнению МДН глубина модифицированного поверхностного слоя увеличилась в 1,6 и 2,7 раза, достигла 15 и 25 мкм для стальных и чугунных образцов соответственно (см. табл. 5 и 6). Это объясняется положительным влиянием процессов магнитной обработки и многократного импульсно-ударного деформирования друг на друга. Так, многократное импульсно-ударное деформирование обеспечивает резкое увеличение в элементарном объеме деформируемого металла несовершенств в виде дислокаций. Вследствие этого эффективность упрочняющего магнитного воздействия на деформированный металл, имеющий неоднородную структуру, существенно возрастает. В свою очередь, вращающееся магнитное поле способствует усилению протекания диффузионных процессов, возникающих при импульсно-ударном деформировании металла заготовки, что обуславливает увеличение глубины модифицированного слоя.

Рентгеноспектральный микроанализ показал, что совмещенная упрочняющая обработка МДН и вращающимся постоянным и переменным магнитным полем приводит к увеличению концентрации углерода в наноструктурированном поверхностном слое как стальных, так и чугуновых образцов (см. табл. 7 и 8). Увеличение содержания углерода в упрочненном поверхностном слое может быть обусловлено высвобождением атомов углерода вследствие дробления зерен и субзерен под комплексным магнитно-силовым воздействием и их диффундированием из нижних слоев на поверхность детали.

Установлено, что совмещенная упрочняющая обработка МДН и вращающимся переменным магнитным полем является наиболее предпочтительной, так как обеспечивает увеличение глубины модифицированного поверхностного слоя ферромагнитных деталей (см. табл. 5 и 6).

Результаты выполненных экспериментальных исследований подтверждают эффективность разработанного метода совмещенного МДН, позволяющего осуществить наноструктурирование поверхностного слоя ферромагнитных деталей машин с целью повышения их эксплуатационных свойств. В связи с этим метод совмещенного МДН рекомендуется для внедрения на предприятиях машиностроения, заинтересованных в повышении долговечности выпускаемых изделий.

В дальнейшем целесообразно проведение триботехнических испытаний поверхностей деталей пар трения упрочненных совмещенным МДН, которые позволят определить количественные показатели повышения их эксплуатационных свойств.

## Выводы

1. Разработан инновационный метод совмещенного МДН, при котором на поверхность ферромагнитных деталей одновременно воздействуют концентрированным потоком энергии вращающегося постоянного (или переменного) магнитного поля с индукцией 0,10...1,20 Тл и колеблющимися деформирующими шарами, осуществляющими многократное импульсно-ударное деформирование.

2. Установлено, что совмещенная упрочняющая обработка поверхностей ферромагнитных

деталей концентрированным потоком энергии вращающегося магнитного поля и многократным импульсно-ударным деформированием обеспечивает:

– формирование в поверхностном слое стальных и чугуновых заготовок наноразмерной субзеренной структуры на глубину до 3,0 мкм с размером блоков от 20 до 100 нм;

– увеличение глубины модифицированного (измененного) поверхностного слоя упрочненных образцов (по отношению к упрочнению МДН) в 1,6...2,7 раз;

– повышение плотности дислокаций, увеличение периода кристаллической решетки обрабатываемых материалов, формирование в упрочненном поверхностном слое образцов остаточных напряжений сжатия.

## Список литературы

1. *Смелянский В.М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
2. *Рыжов Э.В.* Технологические методы повышения износостойкости деталей машин. – Киев: Наукова думка, 1984. – 272 с.
3. *Наукоёмкие технологии в машиностроении / под ред. А.Г. Сулова.* – М.: Машиностроение, 2012. – 528 с.
4. *Поляк М.С.* Технология упрочнения. В 2 т. Т. 1. – М.: Машиностроение, 1995. – 832 с.
5. *Поляк М.С.* Технология упрочнения. В 2 т. Т. 2. – М.: Машиностроение, 1995. – 688 с.
6. *Малыгин Б.В.* Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989. – 112 с.
7. *Белый И.В., Фертник С.М., Хищенко Л.Т.* Справочник по магнитоимпульсной обработке металлов. – Харьков: Вища школа, 1977. – 320 с.
8. *Falaleev A.P., Meshkov V.V., Shymchenko A.* Hyperplasticity effect under magnetic pulse straightening of dual phase steel // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 153, N 1. – P. 10.
9. *Kleiner M., Beerwald C., Homberg W.* Analysis of process parameters and forming mechanisms within the electromagnetic forming process // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2005. – Vol. 24, iss. 1. – P. 225–228.
10. *Таранов А.С.* Упрочнение валов методом ППД в ПМП // Тракторы и сельхозмашины. – 2009. – № 2. – С. 44–45.
11. *Aifantis E.C.* The physics of plastic deformation // International Journal of Plasticity. – 1987. – Vol. 3. – P. 211–247.

12. *Chen H., Kysar J.W., Yao Y.L.* Characterization of plastic deformation induced by microscale laser shock peening // *Journal of Applied Mechanics*. – 2004. – Vol. 71, iss. 5. – P. 713–723.

13. *Zhang W.X., Wang T.J., Chen X.* Effect of surface/interface stress on the plastic deformation of nanoporous materials and nanocomposites // *International Journal of Plasticity*. – 2010. – Vol. 26, iss. 7. – P. 957–975.

14. Effect of severe plastic deformation on the properties and structural developments of high purity Al and Al-Cu-Mg-Zr aluminium alloy / Т. Kvačakaj, J. Bidulská, R. Kočiško, R. Bidulský // *Aluminium Alloys: Theory and Applications*. – Rijeka, Croatia, 2011. – Ch. 1. – P. 1–26.

15. *Suwas S., Bhowmik A., Biswas S.* Ultra-fine grain materials by severe plastic deformation: application to steels // *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*. – London; New York: Springer, 2009. – Ch. 19. – P. 325–344.

16. Технология и инструменты для отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 1: справочник / под общ. ред. А.Г. Сулова. – М.: Машиностроение, 2014. – 480 с.

17. Технология и инструменты для отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием. В 2 т. Т. 2: справочник / под общ. ред. А.Г. Сулова. – М.: Машиностроение, 2014. – 444 с.

18. *Минаков А.П., Бунос А.А.* Технологические основы пневмовибродинамической обработки нежест-

ких деталей / под ред. П.И. Ящерицына. – Минск: Наука і тэхніка, 1995. – 304 с.

19. Патент 2068770 Российская Федерация. Способ поверхностного пластического деформирования и инструмент для его осуществления / А.М. Довгалева. – Оpubл. 10.11.1996.

20. Патент 2089373 Российская Федерация. Способ поверхностного пластического деформирования и инструмент для его осуществления / А.М. Довгалева. – Оpubл. 10.09.1997.

21. *Довгалева А.М.* Совмещенная отделочно-упрочняющая обработка деталей машин вибродинамическим накатыванием и вращающимся магнитным полем // *Вестник Белорусско-Российского университета*. – 2016. – № 4. – С. 15–23.

22. *Довгалева А.М.* Магнитно-динамическое и совмещенное накатывание поверхностей нежестких деталей. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2017. – 266 с.

23. *Лысак Л.И.* Определение истинной ширины рентгеновских интерференционных линий с применением стандартного образца // *Вопросы физики металлов и металловедения: сборник трудов*. – Киев: АН УССР, 1955. – № 6. – С. 40–53.

24. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, Л.Н. Расторгуев. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.

25. *Кривоглаз М.А.* Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в идеальных кристаллах. – Киев: Наукова думка, 1983. – 115 с.

## Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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)



### Improvement of Efficiency of Ferromagnetic Surface Strengthening by Combined Magnetic-Dynamic Rolling

*Alexander Dovgalev\**

Belarusian-Russian University, 43 Mira Ave., Mogilev, 212030, Republic of Belarus

 <https://orcid.org/0000-0001-5946-5134>,  [rct@bru.by](mailto:rct@bru.by)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 15 December 2017

Revised: 10 January 2018

Accepted: 21 June 2018

Available online: 15 September 2018

##### Keywords:

Magnetodynamic rolling  
 Surface plastic deformation  
 Magnetic system  
 Combined treatment  
 Deforming balls  
 Pulse-impact deformation  
 Magnetic field

#### ABSTRACT

**Introduction.** The performance characteristics of the surfaces of technical system parts are provided at the finishing operations of the manufacturing process by surface strengthening methods. Despite the fact that there are a sufficiently large number of surface strengthening methods, most of them have limited manufacturing application and require specific and expensive equipment for its implementation, others have not been put into practice on a large scale or have exhausted their technological potential. In this regard, the development of innovative methods of finishing and strengthening treatment of machine part surfaces is an issue of immediate relevance. **The aim** of the research is to increase the efficiency of strengthening based on the complex energy deposition in the surface layer of ferromagnetic parts by a rotating magnetic field and dynamic surface plastic deformation. The research hypothesis is as follows: the combined magnetic force has an effect on a ferromagnetic part surface, helps to refine the grains of the deformed metal to a nanoscale dimension and increases the depth of the modified (altered) surface layer. **Methods and approaches.** The paper presents a method of finishing and strengthening treatment, in which a concentrated energy flux of a rotating magnetic field and oscillating deforming balls, which perform multiple pulse-impact deformation, act simultaneously on the surface of a ferromagnetic part. In this case, the induction of the rotating magnetic field acting on the surface of the part is selected in the range from 0.10 to 1.20 T. In order to implement the method of finishing and strengthening treatment, a combined tool has been developed, which contains the following parts: a body; deforming balls freely installed in the annular chamber; magnetic system based on cylindrical permanent magnets made from rare-earth materials. The magnetic system of the tool is designed to create a rotating magnetic field acting on the surface of the ferromagnetic part and transmit working oscillating motions to the deforming balls. The paper deals with characteristics of dislocation structures formed in the surface layer of steel and cast iron workpieces after strengthening by magnetic-dynamic rolling (MDR), combined treatment by MDR and a rotating constant magnetic field, combined treatment by MDR and a rotating alternating magnetic field. The research methods are as follows: X-ray diffraction studies of the surface layer; microstructural examination; X-ray microanalysis of the surface layer of strengthened workpieces made of steel and cast iron. **Results and discussion.** Analysis of the research findings allows establishing that a combined strengthening treatment by MDR and a rotating magnetic field makes it possible to form a subgrain structure with nanoscale dimensions in the surface layer of steel and cast iron workpieces to a depth of up to 3.0 μm with a block size of up to 100 nm. In this case, there is an increase in the depth of the modified surface layer, in the dislocation density and in the lattice constant of the ferromagnetic materials being treated. Besides, compressive residual stresses in the strengthened surface layer of the samples are formed. It follows from the physical model of obtaining a subgrain structure with nanoscale dimensions in the surface layer of ferromagnetic parts, which is presented in this paper, that the degree of grain crushing (grinding) of the material being strengthened is determined by the number of received force pulses from the deforming balls of the tool. The particles formed as a result of multiple crushing of grains and subgrains have an irregular asymmetric shape and a magnetic moment that does not coincide with the direction of the external magnetic field. As a consequence, the particles formed due to grain and subgrain crushing, trying to orient in the direction of the external magnetic field, turn in space and additionally smooth out the boundaries heated by local eddy currents in the area of their contact with the adjacent fragments of particles, characterized by accumulation of imperfections in the form of dislocations. The developed method of combined MDR belongs to nanotechnologies of surface modification and is recommended for implementation at machine building enterprises to improve operational properties of technical system parts.

**For citation:** Dovgalev A.M. Improvement of efficiency of ferromagnetic surface strengthening by combined magnetic-dynamic rolling. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 18–35. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-18-35. (In Russian).

\* Corresponding author

Dovgalev Alexander M., Ph.D. (Engineering), Associate Professor  
Belarusian-Russian University,  
43 Mira Ave.,  
212030, Mogilev, Republic of Belarus  
Tel.: +375 222 25 36 03, e-mail: rct@bru.by

## References

1. Smelyanskii V.M. *Mekhanika uprochneniya detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem* [Mechanics of parts strengthening by surface plastic deformation]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2002. 300 p.
2. Ryzhov E.V. *Tekhnologicheskie metody povysheniya iznosostoikosti detalei mashin* [Technological methods of improving wear resistance of machine parts]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1984. 272 p.
3. Suslov A.G., ed. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii* [High technologies in mechanical engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2012. 528 p.
4. Polyak M.S. *Tekhnologiya uprochneniya*. V 2 t. T. 1 [Strengthening technology. In 2 vol. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1995. 832 p.
5. Polyak M.S. *Tekhnologiya uprochneniya*. V 2 t. T. 2 [Strengthening technology. In 2 vol. Vol. 2]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1995. 688 p.
6. Malygin B.V. *Magnitnoe uprochnenie instrumenta i detalei mashin* [Magnetic Strengthening of tools and machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 112 p.
7. Belyi I.V., Fertik S.M., Khimenko L.T. *Spravochnik po magnitoimpul'snoi obrabotke metallov* [Handbook on magneto-impulse treatment of metals]. Khar'kov, Vishcha shkola Publ., 1977. 320 p.
8. Falaleev A.P., Meshkov V.V., Shymchenko A. Hyperplasticity effect under magnetic pulse straightening of dual phase steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 153, no. 1, p. 10.
9. Kleiner M., Beerwald C., Homberg W. Analysis of process parameters and forming mechanisms within the electromagnetic forming process. *CIRP Annals. Manufacturing Technology*, 2005, vol. 24, iss. 1, pp. 225–228.
10. Taranov A.S. Uprochnenie valov metodom PPD v PMP [Strengthening shafts by means of surface plastic forming in the variable magnet field]. *Traktory i sel'khoz mashiny*, 2009, No. 2, pp. 44–45 (in Russ.).
11. Aifantis E.C. The physics of plastic deformation. *International Journal of Plasticity*, 1987, vol. 3, pp. 211–247.
12. Chen H., Kysar J.W., Yao Y.L. Characterization of plastic deformation induced by microscale laser shock peening. *Journal of Applied Mechanics*, 2004, vol. 71, iss. 5, pp. 713–723.
13. Zhang W.X., Wang T.J., Chen X. Effect of surface/interface stress on the plastic deformation of nanoporous materials and nanocomposites. *International Journal of Plasticity*, 2010, vol. 26, iss. 7, pp. 957–975.
14. Kvačkaj T., Bidulská J., Kočiško R., Bidulský R. Effect of severe plastic deformation on the properties and structural developments of high purity Al and Al-Cu-Mg-Zr aluminium alloy. *Aluminium Alloys: Theory and Applications*. Rijeka, Croatia, 2011, ch. 1, pp. 1–26.
15. Suwas S., Bhowmik A., Biswas S. Ultra-fine grain materials by severe plastic deformation: application to steels. *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*. London, New York, Springer, 2009, ch. 19, pp. 325–344.
16. Suslov A.G., ed. *Tekhnologiya i instrumenty dlya otdelochno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 1: spravochnik [Technology and tools for finishing and strengthening treatment of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 1: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 480 p.
17. Suslov A.G., ed. *Tekhnologiya i instrumenty dlya otdelochno-uprochnyayushchei obrabotki detalei poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem*. V 2 t. T. 2: spravochnik [Technology and tools for finishing and strengthening treatment of parts by surface plastic deformation. In 2 vol. Vol. 2: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2014. 444 p.
18. Minakov A.P., Bunos A.A. *Tekhnologicheskie osnovy pnevmovibro-dinamicheskoi obrabotki nezhestkikh detalei* [Technological fundamentals of pneumo-vibro-dynamic treatment of nonrigid parts]. Ed. by P.I. Yashcheritsyn. Minsk, Navuka i tekhnika Publ., 1995. 304 p.

19. Dovgalev A.M. *Sposob poverkhnostnogo plasticheskogo deformirovaniya i instrument dlya ego osushchestvleniya* [The method of surface plastic deformation and the tool for its implementation]. Patent RF, no. 2068770, 1996.
20. Dovgalev A.M. *Sposob poverkhnostnogo plasticheskogo deformirovaniya i instrument dlya ego osushchestvleniya* [The method of surface plastic deformation and the tool for its implementation]. Patent RF, no. 2089373, 1997.
21. Dovgalev A.M. Sovmeshchennaya otdelochno-uprochnyayushchaya obrabotka detalei mashin vibrodinamicheskim nakatyvaniem i vrashchayushchimsya magnitnym polem [Combined finishing-and-strengthening treatment of machine parts by vibrodynamic roll forming and a rotating magnetic field]. *Vestnik Belorussko-Rossiiskogo universiteta = Vestnik of Belarussian-Russian University*, 2016, no. 4, pp. 15–23. (In Russian).
22. Dovgalev A.M. *Magnitno-dinamicheskoe i sovmeshchennoe nakatyvanie poverkhnostei nezhestkikh detalei* [Magnetodynamic and combined rolling of surfaces of nonrigid parts]. Mogilev, Belarussian-Russian University Publ., 2017. 266 p.
23. Lysak L.I. Opredelenie istinnoi shiriny rentgenovskikh interferentsionnykh linii s primeneniem standartnogo obraztsa [Determination of the true width of X-ray interference lines using a standard sample]. *Voprosy fiziki metallov i metallovedeniya; sbornik trudov AN UkrSSR* [Proceedings of the Academy of Sciences of the Ukrainian SSR “Problems in the physics of metals and metallography”]. Kiev, 1955, no. 6, pp. 40–53. (In Russian).
24. Umanskii Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Kristallografiya, rentgenografiya i elektronnaya mikroskopiya* [Crystallography, X-ray diffraction and electron microscopy]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1982. 632 p.
25. Krivoglaz M.A. *Difraktsiya rentgenovskikh luchej i neutronov v ideal'nykh kristallakh* [Diffraction of X-Rays and neutrons in ideal crystals]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1983. 115 p.

### Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2018 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)



## Пути решения проблем формообразования режущего инструмента для обработки неметаллических композитов

Александр Янюшкин <sup>a</sup>, Дмитрий Лобанов <sup>b, \*</sup>, Николай Мулюхин <sup>c</sup>

Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова, пр. Московский, 15, г. Чебоксары, 428015, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1969-7840>, [yanyushkinas@mail.ru](mailto:yanyushkinas@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4273-5107>, [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2960-5567>, [muliukhin@mail.ru](mailto:muliukhin@mail.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.3:666.9-16;621.9

#### История статьи:

Поступила: 07 июня 2018  
 Рецензирование: 05 июля 2018  
 Принята к печати: 30 июля 2018  
 Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Шлифование  
 Численное моделирование  
 Твердый сплав  
 Режущий инструмент  
 Поврежденность  
 Качество  
 Неметаллические композиты

### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Рассмотрены тенденции развития и перспективы использования неметаллических композиционных материалов, их применение в технике, а также способы получения заготовок и деталей из подобных материалов. Приведен краткий сравнительный анализ методов обработки полимерных композитов, выявлено, что механический способ более универсален и широк в применении для резания неметаллических композитов. Обозначены трудности обработки композитов, связанные со свойствами материалов компонентов неметаллических композитов, откуда видно, что инструмент, обрабатывающий данную группу композитов, работает достаточно в сложных условиях, предъявляющих к инструменту особенно высокие требования по прочности, износостойкости, твердости и т. д. Кроме того, инструмент, предназначенный для обработки неметаллических композиционных материалов должен иметь специальные геометрические характеристики, отличающиеся от геометрии режущих элементов, служащих для обработки металлов. Данным требованиям удовлетворяют твердосплавные инструментальные материалы группы ВК. Однако получить качественную режущую кромку с такими геометрическими параметрами и механофизическими свойствами твердого сплава представляет достаточно большую трудность. В работе рассмотрены методы, использующиеся при заточивании твердосплавных режущих элементов, такие как традиционное алмазное шлифование; электрохимическое шлифование; алмазное шлифование с электрохимической правкой круга; комбинированное электроалмазное шлифование. **Цель работы.** Исследование состояния твердосплавной пластины после заточивания. **Методы исследования.** Приведена методика моделирования для определения поврежденности и напряженно-деформированного состояния режущей кромки твердосплавного инструмента после заточивания. Данная методика в основе своей использует модель разрушения Джонсона–Кука. **Результаты и обсуждение.** Представленная методика позволяет оценить указанные методы заточивания на предмет получения наиболее качественно заточенного режущего элемента для обработки неметаллических композиционных материалов. Применение данной методики позволит также сократить количество экспериментов на практике, что выгодно с экономической точки зрения.

**Для цитирования:** Янюшкин А.С., Лобанов Д.В., Мулюхин Н.В. Пути решения проблем формообразования режущего инструмента для обработки неметаллических композитов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 36–46. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-36-46.

## Введение

В современном мире в условиях бурного развития техники и технологий возникают сложные задачи, связанные с проектированием новых, усовершенствованием и модернизацией существующих конструкций и изделий. Вы-

сокие требования предъявляются в этом случае к конструкционным материалам, заключающиеся не только в повышении их эксплуатационных характеристик, но и уникальном сочетании свойств, что ведет к необходимости создания новых классов материалов. Традиционные конструкционные материалы порой неспособны обеспечить возрастающие требования, поэтому возникает острая проблема в поиске новых материалов. Решением данной проблемы стали композиционные материалы, в частности, широкое распространение получили композиты с не-

#### \*Адрес для переписки

Лобанов Дмитрий Владимирович, д.т.н., профессор  
 Чувашский государственный университет им. И.Н. Ульянова,  
 пр. Московский, 15,  
 428015, г. Чебоксары, Россия  
 Тел.: +7-908-303-47-45, e-mail: [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru)

металлической матрицей. В связи с развитием полимерных композитов появились новые задачи в области механической обработки резанием подобных материалов [1].

С появлением новых композиционных материалов с уникальными свойствами возникает проблема придания изделию точных форм и соблюдение более высоких технических требований. Формообразование готовых изделий и заготовок из полимерных композитов происходит в основном путем литья, прессования, штамповки и другими методами. Но зачастую придать конечную форму и обеспечить необходимые качественные показатели изделию на заготовительной стадии не удастся, так как усложнение конфигурации изделия существенно способствует усложнению и удорожанию конструкции формообразующей оснастки и, как следствие, самой технологии. С помощью заготовительных операций не всегда возможно добиться соответствующих технических требований (шероховатость, точность размеров и взаимное расположение ответственных и сопрягаемых поверхностей и т.д.), что существенно снижает срок службы сопрягаемых подвижных деталей в сборке.

Формообразование деталей из полимерных композитов механическим резанием – более универсальный и рациональный метод [2, 3]. Например, лазерная резка способствует термическому повреждению материала, падению эффективности с ростом числа слоев многослойных композиций. Гидроабразивная резка характеризуется достаточно высокой стоимостью. Резка данным методом тонких листов приводит к их разрушению, кроме того, многие материалы гигроскопичны, что исключает возможность использования такой технологии. Более универсальным методом является обработка с помощью механического резания, так как при определенных условиях механического резания перечисленные недостатки упомянутых методов отсутствуют [4].

Однако обработка неметаллических композиционных материалов резанием имеет также и некоторые специфические особенности [3, 4]. Высокая твердость и абразивное воздействие наполнителя на режущий элемент значительно снижает стойкость инструмента. Низкие теплопроводность и теплостойкость композиционных

материалов, наряду с увеличением пятна контакта между обрабатываемой заготовкой и инструментом из-за упругого воздействия на заднюю поверхность, приводят к повышению температур в зоне резания и, как следствие, выгоранию матрицы неметаллических композитов. Применение смазывающе-охлаждающих технологических сред в большинстве случаев также недопустимо в связи с повышенным влагопоглощением некоторых видов наполнителей, что усугубляет процесс. В результате механохимических процессов при деструкции полимерного связующего возникает повышенный износ инструмента при резании. Слоистая структура и низкая прочность некоторых композитов препятствуют получению высокого качества поверхности. Ресурс инструмента определяется технологическим критерием износа, так как во время обработки неметаллического композиционного материала при достижении недопустимого износа инструмента на обработанной поверхности появляются характерные дефекты в виде ворсистости, повышенной шероховатости и прижогов [5].

На качество обработанной поверхности изделия влияет состояние режущей кромки и рабочих поверхностей инструмента, а также поврежденность инструментального материала вблизи кромки, формирующееся, как правило, при затачивании. Остаточные напряжения в поверхностном слое толщиной приблизительно 0,5...1 мм являются определяющим фактором износостойкости режущего клина. Геометрией режущего лезвия инструмента и шероховатостью его рабочих поверхностей определяются условия реализации процесса резания, износ режущего инструмента во время работы и, как следствие, качество обработанной поверхности [6–11].

В работах авторов [5] для обработки неметаллических композитов рекомендуется в качестве инструментального материала применять твердый сплав группы ВК (ВК6, ВК8 и т.д.). Угол при вершине режущего элемента варьируется в пределах 50...60°. Но получение качественного режущего лезвия из высокопрочных инструментальных материалов с обеспечением специфической для обработки композитов геометрии традиционными методами достаточно сложный и трудоемкий процесс [12–14].

## Методика исследований

Получение качественного режущего лезвия возможно с использованием методов алмазного затачивания, обеспечивающих наиболее благоприятные условия формообразования режущего элемента, такие как низкие силы резания, невысокие температуры в зоне обработки и т. д. Этим условиям соответствуют следующие методы затачивания [15].

1. Традиционное алмазное шлифование.
2. Электрохимическое шлифование.
3. Алмазное шлифование с электрохимической правкой круга.
4. Комбинированное электроалмазное шлифование.

При традиционном алмазном затачивании инструмента, оснащенного твердосплавными пластинами, используются алмазные круги на органической, керамической и металлической связке.

Алмазные круги на органической связке достаточно эластичны, имеют высокую упругость и ударную вязкость, в результате чего они могут гасить вибрационные и ударные нагрузки, возникающие во время шлифования. Но такая связка обладает низкой теплостойкостью и начинает выгорать уже при температуре 250...300 °С. Шлифовальные круги на органической связке также интенсивно изнашиваются и теряют свою форму, что приводит к нерациональному расходу дорогостоящего абразивного материала и значительно усложняет процесс формообразования.

Кругам на керамической связке свойственна высокая теплостойкость, достаточно большая жесткость и химическая стойкость. Но такая связка плохо воспринимает ударные нагрузки и недостаточно хорошо удерживает алмазные зерна, износ круга идет быстро и неравномерно.

Алмазные круги на металлической связке лишены недостатков перечисленных связок. Однако подобные шлифовальные круги не получили широкого распространения на инструментальном производстве из-за высокой склонности к засаливанию, которое происходит в первые минуты работы круга [5, 15, 16]. Подобные шлифовальные круги имеют огромный потенциал использования при затачивании твердосплавного инструмента, который реализуется при применении комбинированных электрофизических и электрохимических методов.

Широко распространен метод электрохимического шлифования, заключающийся в том, что затачиваемый режущий элемент подключается к положительному полюсу, а алмазный круг на металлической связке – к отрицательному. Замыкание электрической цепи происходит посредством подачи электролита в зазор, образуемый шлифовальным кругом и затачиваемым инструментом. Однако при затачивании данным методом поверхности затачиваемого режущего элемента растравливаются неравномерно, что приводит к образованию отдельных кратеров и других локальных дефектов эрозии [5, 15, 16].

*Алмазное шлифование с электрохимической правкой круга.* Электрическая цепь образуется посредством подключения шлифовального круга к положительному полюсу источника питания, специального правящего катода – к отрицательному, и замыкается цепь с помощью подачи электролита в зазор между кругом и катодом. Происходит травление засаленного слоя абразивного алмазного инструмента и отчасти его связки. Таким образом, поддерживается чистота алмазного слоя и обновление затупившихся абразивных зерен, а также обеспечивается сохранение высоких и постоянных режущих свойств шлифовального круга. При этом затачиваемый инструмент остается электрически нейтральным [5].

Комбинированное электроалмазное шлифование представляет собой объединение двух способов [5]: электрохимическое шлифование и алмазное шлифование с электрохимической правкой круга, т. е. одновременно работают две электрические цепи – первая обеспечивает правку круга от засаленного слоя, вторая разупрочняет поверхность затачиваемой поверхности.

Представляют интерес не только прогрессивные методы обработки высокопрочных инструментальных материалов, но и качественные и эксплуатационные свойства этих материалов непосредственно во время процесса и после обработки. В этом случае могут облегчить задачу методы моделирования и прочностного расчета.

Авторы работ [17–22] уделяли внимание моделированию процессов обработки высокопрочных материалов, в том числе и шлифованию, однако во внимание не были взяты специфические особенности процесса резания и инструмента для лезвийной обработки неметаллических ком-

позитов. Кроме того, необходима детальная сравнительная оценка методов абразивной обработки, требующая проведения большого объема экспериментов. Для сокращения объема исследований, экономии материальных ресурсов с целью предварительной оценки методов затачивания инструмента для обработки композитов, оснащенного твердосплавными режущими элементами, проведем моделирование процесса затачивания.

Зададимся условиями процесса затачивания твердосплавной пластины одной из рекомендуемых марок ВК6 (WC-Co). Выберем чашечный шлифовальный круг на металлической связке типа М1, зернистостью F100 (160/125), абразивный материал АС6.

Исходя из результатов работ [5, 15, 16] принимаем следующие режимы обработки: скорость резания  $V_{кр} = 15...45$  м/с, глубина резания  $t = 0,01...0,03$  мм, продольная подача  $S_{пр} = 2...6$  м/мин. Обусловимся, что припуск снимается за один ход (прямой), на обратном ходе съема материала не осуществляется.

Для моделирования процесса затачивания режущего элемента из твердого сплава рассмотрим схему обработки, изображенную на рис. 1.

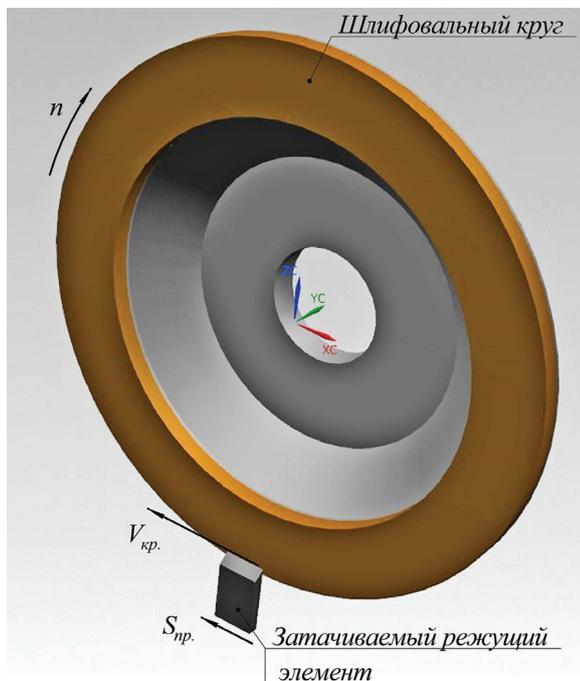


Рис. 1. Принципиальная схема алмазного затачивания твердосплавного режущего элемента

Fig. 1. Basic diagram of a carbide cutting element diamond honing

Для моделирования процесса затачивания и оценки разрушения твердосплавного режущего клина сделаем некоторые допущения:

- материал пластины будем считать однородным, сплошным, изотропным;
- радиус скругления режущей кромки равен нулю, пластина абсолютно острая;
- шлифовальный круг работает с постоянной скоростью вращения;
- технологическая система абсолютно жесткая;
- абразивные зерна имеют одинаковую геометрию, ориентированы определенным образом в пространстве и выступают на одинаковую величину из связки с учетом зернистости круга;
- при обработке не учтено воздействие смазочно-охлаждающих технологических средств;
- связка шлифовального круга не взаимодействует с обрабатываемым материалом.

Для описания разрушения и напряженно-деформированного режущего лезвия твердосплавной пластины воспользуемся уравнением модели разрушения Джонсона–Кука [23]:

$$D = \frac{1}{\varepsilon_f} \sum_i \Delta \varepsilon_p^i,$$

где  $\Delta \varepsilon_p^i$  – приращение эффективной пластической деформации в конечном элементе на  $i$ -м шаге интегрирования по времени. Величина  $\varepsilon_f$  вычисляется по формуле

$$\varepsilon_p^f = \left[ D_1 + D_2 \exp \left( D_3 \frac{p}{\sigma_{ef}} \right) \right] \times \left[ 1 + D_4 \ln \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right] \left[ 1 + D_5 \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right],$$

где  $D_1 \dots D_5$ ,  $\varepsilon_0$  – параметры материала;  $\sigma_{ef}$  – эффективное напряжение;  $p$  – давление;  $T_m$  – температура плавления;  $T_r$  – комнатная температура;  $\varepsilon_p$  – эффективная пластическая деформация.

Тогда уравнение, определяющее предел текучести, будет иметь вид

$$\sigma_y = \left( A + B \varepsilon_p^n \right) \left( 1 + c \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left( 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right),$$

где  $A$ ,  $B$ ,  $c$ ,  $n$ ,  $m$  – параметры материала.

Для описания высокоскоростного взаимодействия твердых тел важную роль играет урав-

нение состояния конденсированной фазы материала. Необходимо использовать уравнение Ми-Грюнайзена в полиномиальной форме:

$$P = A_1 + A_2 + A_3 + (B_0 + B_1) \\ \text{при } \xi = [(\rho / \rho_0) - 1] > 0 \text{ (сжатие),}$$

$$P = T_1 + T_2 + B_0 \rho_0 E_T \text{ при } \xi < 0 \text{ (растяжение),}$$

где  $P$  – давление;  $A_1, A_2, A_3, B_0, B_1, T_1, T_2$  – постоянные материала;  $\rho, \rho_0$  – текущая и начальная массовая плотность соответственно;  $E_T$  – тепловая составляющая удельной внутренней энергии.

Для реализации предложенной методики воспользуемся модулем Explicit STR программного комплекса Ansys. Необходимо выбрать оптимальный размер элемента такой, чтобы решение задачи не требовало чрезмерно больших вычислительных мощностей и результат вычислений был достоверен. Потребность в вычислительных мощностях и продолжительность по времени процесса расчета будет зависеть в основном от размера конечноэлементной сетки и от шага по времени, который определяется исходя из критерия Куранта–Фридрихса–Леви:

$$dt_{\max} = b \sqrt{\frac{r}{E}},$$

где  $b$  – характерный размер элемента;  $r$  – плотность материала;  $E$  – модуль упругости материала, т. е. чем больше размер элемента, тем меньше требуется ресурсов для моделирования.

Вместе с тем для получения достоверного результата моделирования процесса разрушения и формирования напряженно-деформированного состояния режущего элемента при затачивании твердосплавного инструмента для обработки неметаллических композиционных материалов необходимо выбрать размер элемента таким, чтобы он был меньше или равен реальным разрушениям. При традиционном алмазном шлифовании диапазон разрушения составляет 0,02...0,1 мм [5], поэтому максимальный размер элемента условно принимаем 0,02 мм.

Для снижения требований к вычислительным мощностям необходимо как можно меньше сделать расчетную область без ущерба для точности моделирования, что сократит размер конечноэлементной сетки. Из исследований [24],

проведенных ранее, видно, что критические напряжения и разрушения возникают только вдоль режущей кромки, т. е. там, где шлифовальный круг непосредственно контактировал с затачиваемым режущим элементом (участок рабочей зоны режущего элемента). Это и послужит критерием для определения ширины моделируемого участка. Длину расчетной области необходимо взять такой, чтобы на ней могли отразиться краевые и серединные дефекты затачивания без влияния друг на друга, т. е. она должна быть в 5...10 раз больше этих разрушений. Исходя из приведенных доводов возьмем расчетную область со следующими геометрическими параметрами: длина 3 мм, ширина 1 мм, высота 1 мм (рис. 2).

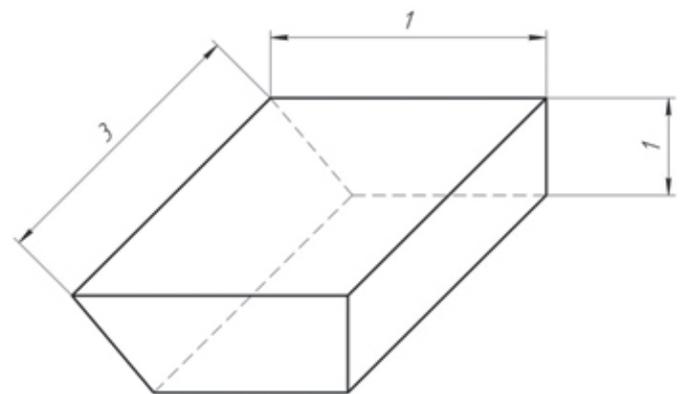


Рис. 2. Геометрические параметры расчетной области при моделировании процесса затачивания твердосплавного режущего элемента

Fig. 2. Geometric parameters of the computational domain for modeling the grinding process of a carbide cutting element

## Результаты и их обсуждение

В предложенных условиях произведены расчеты традиционного алмазного, электрохимического алмазного шлифования, алмазного шлифования с электрохимической правкой круга и комбинированного метода шлифования, сочетающего в себя электрохимическое алмазное шлифование с одновременной электрохимической правкой круга на режимах, указанных выше.

В качестве примера рассмотрим результаты расчета напряженно-деформированного состояния лезвия и разрушения режущей кромки при традиционном алмазном затачивании на режимах резания: скорость резания  $V_{кр} = 45$  м/с,

глубина резания  $t = 0,03\text{ мм}$ , продольная подача  $S_{\text{пр}} = 6\text{ м/мин}$ . Результаты моделирования представлены на рис. 3.

Как видно из рис. 3, *а, б*, при традиционном алмазном затачивании разрушения вдоль режущей кромки находятся в пределах от 0,02 до 0,2 мм, что совпадает с результатами ранее проведенных натурных исследований на тех же режимах резания, представленных на рис. 4.

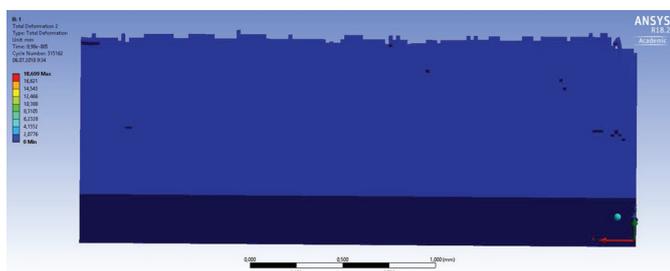
Необходимо также отметить, что рельеф передней поверхности после расчета близок к следам, остающимся после обработки абразивными зернами, но с допущениями на масштабность конечноэлементной модели. Это объясняется тем, что размер шероховатости по передней поверхности составляет порядка 0,85...0,55 мкм. Чтобы скорректировать получение шероховатости, близкой к реальной, необходимо построить конечноэлементную сетку с меньшим размером элемента, как минимум равным высоте шероховатости, а это, в свою очередь, потребует значительных вычислительных мощностей. На

данном этапе задачей представленного моделирования является определение величины разрушения вдоль режущей кромки и напряженно-деформированного состояния режущего элемента. Определение шероховатости передней поверхности моделированием методами конечных элементов не являлось целью исследования и нецелесообразно с экономической точки зрения.

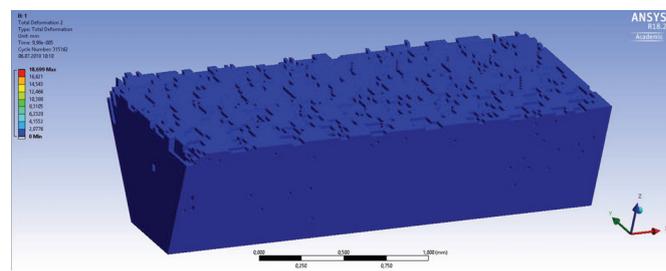
## Выводы

Применение представленной методики для прогнозирования поврежденности и напряженно-деформированного состояния инструмента для обработки неметаллических композитов, оснащенного твердым сплавом, позволяет:

- оценить методы формообразования с точки зрения минимизации разрушений вдоль режущей кромки и остаточных напряжений на передней и задней поверхности;
- определить наиболее оптимальные диапазоны режимов резания, которые обеспечат



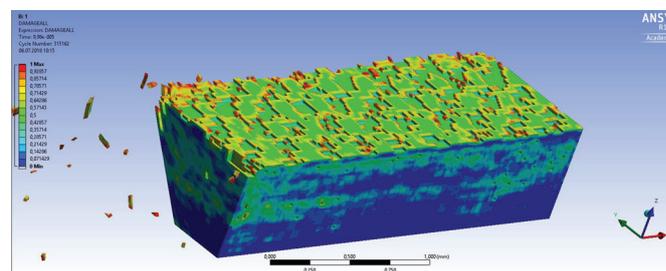
*а*



*б*



*в*



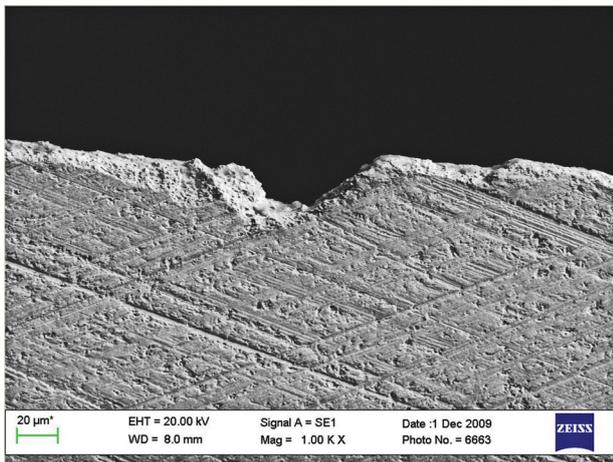
*г*

Рис. 3. Результаты моделирования процесса традиционного алмазного шлифования твердосплавного режущего элемента:

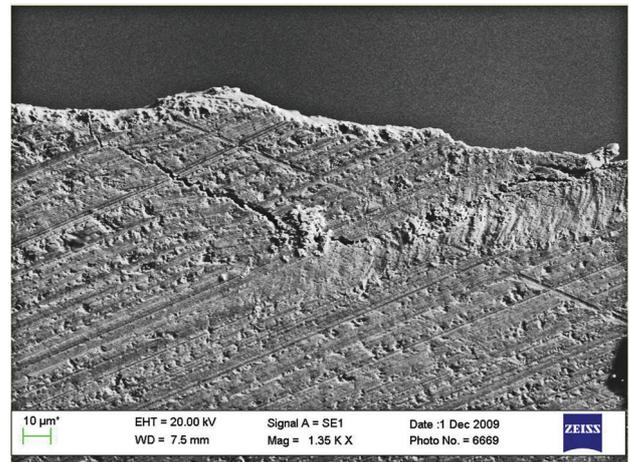
*а* – состояние режущей кромки после затачивания, вид с задней поверхности; *б* – состояние режущей кромки после затачивания, вид с передней поверхности; *в* – остаточные напряжения; *г* – разрушения

Fig. 3. Results of simulation of traditional diamond grinding process of carbide cutting element:

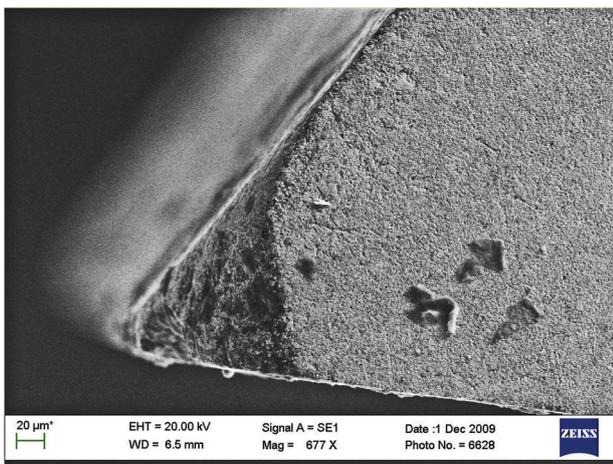
*а* – the state of the cutting edge after grinding the view from the rear surface; *б* – the state of the cutting edge after grinding the view from the front surface; *в* – residual stresses; *г* – damage



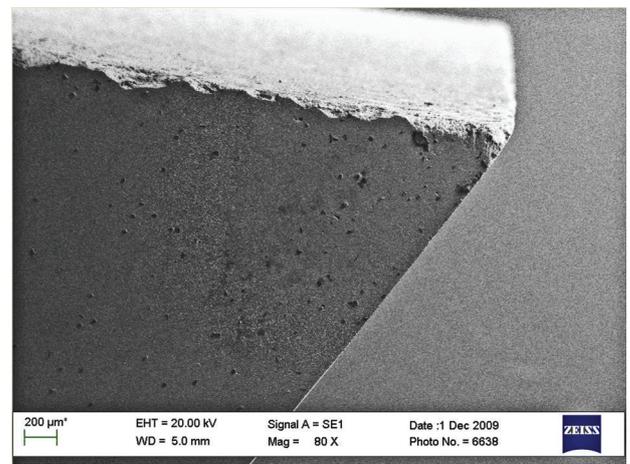
а



б



в



г

Рис. 4. Результаты натуральных экспериментов затачивания твердосплавной пластины традиционным алмазным методом

Fig. 4. Results of full-scale experiments on carbide plate honing with a traditional diamond method

качественную режущую кромку после затачивания, и они будут уточняться в натуральных испытаниях, что резко сократит объем эмпирических исследований;

– вести сравнительный анализ методов формообразования твердосплавного инструмента с целью исключения наиболее неблагоприятных способов затачивания на ранних этапах исследования без проведения натуральных экспериментов.

Результаты моделирования с допустимой погрешностью соответствуют реальным процессам, адекватны и являются основой для дальнейших фундаментальных исследований контактных процессов при комбинированной электроалмазной обработке и их влиянии на качество формообразования режущих элементов твердосплавных инструментов для обработки неметаллических композитов.

## Список литературы

1. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. – 384 с. – ISBN 5-7782-0315-2.
2. Ярославцев В.М. Технологические решения проблем обработки ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. – 2005. – Спец. вып. 2: Композиционные материалы, конструкции и технологии. – С. 41–62.
3. Кугультинов С.Д., Ковальчук А.К., Портнов И.И. Технология обработки конструкционных материалов. – 2-е изд. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 672 с. – ISBN 5-7038-2795-7.
4. Сидоренко С.А., Ющенко Д.А., Большешапова А.В. Повышение эффективности получения продукции из композиционных древесных материалов с использованием режущих инструментов // Новые



методы и технологии: состояние вопроса и перспективы развития: сборник материалов Всероссийской молодежной научной конференции 24–26 июня 2014 г. – Саратов: Наука, 2014. – С. 23–26.

5. Лобанов Д.В., Янюшкин А.С. Технология инструментального обеспечения производства изделий из композиционных неметаллических материалов: монография. – Старый Оскол: ТНТ, 2012. – 296 с.

6. High-speed grinding of ZHS6-K high-temperature nickel alloy / A.Y. Popov, D.S. Rechenko, K.V. Averkov, V.A. Sergeev // Russian Engineering Research. – 2012. – Vol. 32, N 5–6. – С. 511–512. – doi: 10.3103/S1068798X12050176.

7. Formation of wear-resistant structures on solid alloy for superfinish processing / D.S. Rechenko, A.Y. Popov, B.P. Gritsenko, A.R. Sungatulin, Y.V. Titov, V.P. Sergeev, A.V. Voronov, K.A. Deev, V.A. Pupchin // AIP Annual Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1783, iss. 1. – P. 020191. – doi: 10.1063/1.4966485.

8. Soler Ya.I., Nguyen V.L. Selection of synthesis corundum grain in grinding flat parts from hardened steel 30CHGSA by the macrogeometry criterion // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 788. – P. 95–101. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.95.

9. High-quality tools in the machining of commutators / D.Y. Belan, V.V. Dyundin, D.S. Rechenko, Y.V. Titov // Russian Engineering Research. – 2016. – Vol. 36, N 11. – P. 948–950. – doi: 10.3103/S1068798X16110058.

10. Братан С.М., Новоселов Ю.К., Минаев Н.А. Моделирование съема припуска на операциях комбинированного шлифования в пассивирующих средах // Вестник Национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт». Серия: Машиностроение. – 2009. – № 56. – С. 244–257.

11. Братан С.М., Сидоров Д.Е., Ревенко Д.В. Моделирование съема материала при шлифовании поверхностей с введением в зону обработки дополнительной электрической энергии // Вісник СевНТУ. – 2011. – № 118. – С. 6–14.

12. Popov V.Yu., Arkhipov P.V., Rychkov D.A. Adhesive wear mechanism under combined electric diamond grinding // MATEC Web of Conferences. – 2017. – Vol. 129. – P. 01002. – doi: 10.1051/mateconf/201712901002.

13. Identification of removal parameters at combined grinding of conductive ceramic materials / S. Bratan, S. Roshchupkin, A. Kolesov, B. Bogutsky // MATEC Web of Conferences. – 2017. – P. 01079. – doi: 10.1051/mateconf/201712901079.

14. Integrated processing: quality assurance procedure of the surface layer of machine parts during the

manufacturing step “Diamond smoothing” / V.Yu. Skeebeba, V.V. Ivancivsky, A.K. Zhigulev, P.Yu. Skeebeba, D.V. Lobanov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 125. – P. 012031. – doi: 10.1088/1757-899X/125/1/012031.

15. Contact processes in grinding / A. Yanyushkin, D. Lobanov, P. Arkhipov, V. Ivancivsky // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 788. – P. 17–21. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.17.

16. Янюшкин А.С., Лобанов Д.В., Архипов П.В. Потеря режущей способности алмазных кругов на металлической связке при шлифовании композиционных материалов // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева. – 2013. – № 1 (47). – С. 178–183.

17. Новоселов Ю.К., Братан С.М. Моделирование процессов взаимодействия шлифовального круга и заготовки при чистовом шлифовании // Вісник СевНТУ. – 2011. – № 118. – С. 92–106.

18. Skeebeba V.Yu., Ivancivsky V.V., Pushnin V.N. Numerical modeling of steel surface hardening in the process of high energy heating by high frequency currents // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 698. – P. 288–293. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.698.288.

19. Bratan S., Novosyolov Y., Roshupkin S. Modeling of cutting forces in diamond drilling // International Journal of Innovative and Information Manufacturing Technologies. – 2015. – N 2. – P. 59–63.

20. Солер Я.И., Казимиров Д.Ю. Моделирование теплофизики плоского шлифования // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2005. – № 5. – С. 56–62.

21. Бозуцкий В.Б., Новоселов Ю.К., Братан С.М. Расчет размерного износа абразивных зерен при наружном круглом шлифовании // Ползуновский альманах. – 2012. – № 1. – С. 279–283.

22. Bratan S., Roshchupkin S., Novikov P. Modeling the grinding wheel working surface state // Procedia Engineering. – 2017. – Vol. 206. – P. 1419–1425. – doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.655.

23. Holmquist T.J., Johnson G.R., Gooch W.A. Modeling the 14.5 mm BS41 projectile for ballistic impact computations // Wit Transactions on Modelling and Simulation. – 2005. – Vol. 40. – P. 61–75.

24. Лобанов Д.В., Мулюхин Н.В. Методика прогнозирования поврежденности твердого сплава при затачивании инструмента для обработки неметаллических композитов // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2018. – Т. 5, № 1–2. – С. 78–84.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



## The Lines of Approach to the Problems of Shaping the Cutting Tool for Processing Nonmetallic Composites

*Alexander Yanyushkin<sup>a</sup>, Dmitry Lobanov<sup>b,\*</sup>, Nikolay Muliukhin<sup>c</sup>*

I.N. Ulianov Chuvash State University, 15 Moskovsky Prospekt, Cheboksary, 428015, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0003-1969-7840>, [yanyushkinas@mail.ru](mailto:yanyushkinas@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4273-5107>, [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2960-5567>, [muliukhin@mail.ru](mailto:muliukhin@mail.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 07 June 2018

Revised: 05 July 2018

Accepted: 30 July 2018

Available online: 15 September 2018

#### Keywords:

Grinding

Numerical modeling

Hard alloy

Cutting tool

Damage

Quality

Non-metallic composites

### ABSTRACT

**Introduction.** The development trends and prospects for the use of non-metallic composite materials, its application in engineering, as well as ways of obtaining blanks and parts from similar materials are considered. A brief comparative analysis of the methods for processing polymer composites is given; it is revealed that the mechanical method is more flexible and wide in application for cutting nonmetallic composites. The difficulties of processing composites associated with the properties of the materials of the components of nonmetallic composites are indicated. It can be seen that the tool that processes this group of composites works well in difficult conditions, which impose especially high demands on the tool for strength, wear resistance, hardness, etc. Also, a tool designed for processing non-metallic composite materials should have special geometric characteristics, different from the geometry of the cutting elements used for processing metals. Carbide-tipped instrumental materials of the VC group meet these requirements. However, to obtain a high-quality cutting edge with such geometric parameters and mechanical-physical properties of a hard alloy is a rather great difficulty. In this work, traditional diamond grinding; electrochemical grinding; diamond grinding with electro-chemical correction of the circle; combined electro-diamond grinding are used for sharpening carbide cutting elements. **Objective.** Investigation of the state of the carbide plate after honing is the objective of the work. **Methods of research.** The modeling technique for determining the damage and stress-strain state of the cutting edge of the carbide tool after sharpening is given. This technique is based on the Johnson-Cook breakdown model. **Results and discussion.** The presented technique makes it possible to evaluate these grinding methods for obtaining the most qualitatively sharpened cutting element for the processing of nonmetallic composite materials. Also, the use of this technique reduces the number of experiments in practice, which is economically advantageous.

**For citation:** Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Muliukhin N.V. The lines of approach to the problems of shaping the cutting tool for processing nonmetallic composites. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 36–46. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-36-46. (In Russian).

### References

1. Bataev A.A., Bataev V.A. *Kompozitsionnye materialy: stroenie, poluchenie, primeneniye* [Composite materials: structure, obtaining, using]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2002. 384 p. ISBN 5-7782-0315-2.
2. Yaroslavtsev V.M. Tekhnologicheskie resheniya problem obrabotki raketnykh i aerokosmicheskikh konstruktssii iz kompozitsionnykh materialov [Technological solutions to problems processing the rocket and aerospace composite structures]. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Seriya: Mashinostroeniye = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2005, no. S2, pp. 41–62.

#### \* Corresponding author

Lobanov Dmitry V., D.Sc. (Engineering), Professor  
 The Ulianov Chuvash State University,  
 15 Moskovsky Prospekt,  
 Cheboksary, 428015, Russian Federation  
 Tel.: +7-908-303-47-45, e-mail: [lobanovdv@list.ru](mailto:lobanovdv@list.ru)



3. Kugul'tinov S.D., Koval'chuk A.K., Portnov I.I. *Tekhnologiya obrabotki konstruksionnykh materialov* [Processing technology of construction materials]. 2<sup>nd</sup> ed. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2008. 672 p. ISBN 5-7038-2795-7.
4. Sidorenko S.A., Yushchenko D.A., Bol'sheshapova A.V. [Increasing the efficiency of obtaining products from composite wood materials with the use of cutting tools]. *Novye metody i tekhnologii: sostoyanie voprosa i perspektivy razvitiya: sbornik materialov Vserossiiskoi molodezhnoi nauchnoi konferentsii* [Proceedings of All-Russian youth scientific conference "New methods and technologies: state and development prospects"]. Saratov, 2014, pp. 23–26. (In Russian).
5. Lobanov D.V., Yanyushkin A.S. *Tekhnologiya instrumental'nogo obespecheniya proizvodstva izdelii iz kompozitsionnykh nemetallicheskiykh materialov* [The technology of instrumental production of products from composite non-metallic materials]. Staryi Oskol, TNT Publ., 2012. 296 p.
6. Popov A.Y., Rechenko D.S., Averkov K.V., Sergeev V.A. High-speed grinding of ZhS6-K high-temperature nickel alloy. *Russian Engineering Research*, 2012, vol. 32, no. 5–6, pp. 511–512. doi: 10.3103/S1068798X12050176.
7. Rechenko D.S., Popov A.Y., Gritsenko B.P., Sungatulin A.R., Titov Y.V., Sergeev V.P., Voronov A.V., Deev K.A., Pupchin V.A. Formation of wear-resistant structures on solid alloy for superfinish processing. *AIP Annual Conference Proceedings*, 2016, vol. 1783, iss. 1, p. 020191. doi: 10.1063/1.4966485.
8. Soler Ya.I., Nguyen V.L. Selection of synthesis corundum grain in grinding flat parts from hardened steel 30CHGSA by the macrogeometry criterion. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 788, pp. 95–101. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.95.
9. Belan D.Y., Dyundin V.V., Rechenko D.S., Titov Y.V. High-quality tools in the machining of commutators. *Russian Engineering Research*, 2016, vol. 36, no. 11, pp. 948–950. doi: 10.3103/S1068798X16110058.
10. Bratan S.M., Novoselov Yu.K., Minaev N.A. Modelirovanie s'ema pripuska na operatsiyakh kombinirovannogo shlifovaniya v passiviruyushchikh sredakh [Simulation of allowance removal in combined grinding operations in passive media]. *Vestnik Natsional'nogo tekhnicheskogo universiteta Ukrainy "Kievskii politekhnicheskii institut". Seriya: Mashinostroenie = Bulletin of National Technical University of Ukraine "KPI". Series "Mechanical Engineering"*, 2009, no. 56, pp. 244–257.
11. Bratan S.M., Sidorov D.E., Revenko D.V. Modelirovanie s'ema materiala pri shlifovanii poverkhnosti s vvedeniem v zonu obrabotki dopolnitel'noi elektricheskoi energii [Modeling material removal during surface grinding with introduction of additional electric energy into the processing zone]. *Visnik SevNTU = Journal of the Sevastopol National Technical University*, 2011, no. 118, pp. 6–14.
12. Popov V.Yu., Arkhipov P.V., Rychkov D.A. Adhesive wear mechanism under combined electric diamond grinding. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01002. doi: 10.1051/mateconf/201712901002.
13. Bratan S., Roshchupkin S., Kolesov A., Bogutsky B. Identification of removal parameters at combined grinding of conductive ceramic materials. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 129, p. 01079. doi: 10.1051/mateconf/201712901079.
14. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Zhigulev A.K., Skeebe P.Yu., Lobanov D.V. Integrated processing: quality assurance procedure of the surface layer of machine parts during the manufacturing step "Diamond smoothing". *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 125, p. 012031. doi: 10.1088/1757-899X/125/1/012031.
15. Yanyushkin A., Lobanov D., Arkhipov P., Ivancivsky V. Contact processes in grinding. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 788, pp. 17–21. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.788.17.
16. Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V. Poterya rezhushchei sposobnosti almaznykh krugov na metallicheskoj svyazke pri shlifovanii kompozitsionnykh materialov [Loss of cutting ability of metal bound diamond wheels at grind of composite materials]. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. akademika M.F. Reshetneva = Vestnik SibGAU*, 2013, no. 1 (47), pp. 178–183.
17. Novoselov Yu.K., Bratan S.M. Modelirovanie protsessov vzaimodeistviya shlifoval'nogo kruga i zagotovki pri chistovom shlifovanii [Simulation of the processes of interaction between grinding wheels and a workpiece at fair grinding]. *Visnik SevNTU = Journal of the Sevastopol National Technical University*, 2011, no. 118, pp. 92–106.
18. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Pushnin V.N. Numerical modeling of steel surface hardening in the process of high energy heating by high frequency currents. *Applied Mechanics and Materials*, 2014, vol. 698, pp. 288–293. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.698.288.
19. Bratan S., Novosyolov Y., Roshchupkin S. Modeling of cutting forces in diamond drilling. *International Journal of Innovative and Information Manufacturing Technologies*, 2015, no. 2, pp. 59–63.

20. Soler Ya.I., Kazimirov D.Yu. Modelirovanie teplofiziki ploskogo shlifovaniya [Thermophysics of plane grinding]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin = Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2005, no. 5, pp. 56–62. (In Russian).

21. Bogutskii V.B., Novoselov Yu.K., Bratan S.M. Raschet razmernogo iznosa abrazivnykh zeren pri naruzhnom kruglom shlifovanii [Calculation of dimensional wear of abrasive grains with external circular grinding]. *Polzunovskii al'manakh = Polzunov Almanac*, 2012, no. 1, pp. 279–283.

22. Bratan S., Roshchupkin S., Novikov P. Modeling the grinding wheel working surface state. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 206, pp. 1419–1425. doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.655.

23. Holmquist T.J., Johnson G.R., Gooch W.A. Modeling the 14.5 mm BS41 projectile for ballistic impact computations. *WIT Transactions on Modelling and Simulation*, 2005, vol. 40, pp. 61–75.

24. Lobanov D.V., Mulyukhin N.V. Metodika prognozirovaniya povrezhdennosti tverdogo splava pri zatachivanii instrumenta dlya obrabotki nemetallicheskiikh kompozitov [Methodology for predicting the damage of a solid alloy at the tooling of a tool for processing nonmetallic composites]. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii = Actual problems in machine building*, 2018, vol. 5, no. 1–2, pp. 78–84.

### Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



### Определение температуры максимальной работоспособности инструментальных твердых сплавов

Евгений Артамонов <sup>a</sup>, Андрей Тверяков <sup>b</sup>, Антон Штин <sup>c, \*</sup>

Тюменский индустриальный университет, ул. Володарского, 38, г. Тюмень, 625000, Россия

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3099-4435>,  [evgart2014@mail.ru](mailto:evgart2014@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6444-2559>,  [tveryakov@mail.ru](mailto:tveryakov@mail.ru),  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7000-6761>,  [shtin92@mail.ru](mailto:shtin92@mail.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.91.02

#### История статьи:

Поступила: 28 марта 2018  
 Рецензирование: 04 мая 2018  
 Принята к печати: 15 августа 2018  
 Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Твердые сплавы  
 Обработка металлов  
 Температура максимальной работоспособности

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В настоящее время режимы резания для обработки металлов назначаются по справочным данным либо по рекомендациям заводов-изготовителей инструментов. Зачастую эта информация не обеспечивает оптимальных режимов обработки. Ситуация усугубляется, если речь идет о современном автоматизированном металлообрабатывающем оборудовании, где преждевременный выход из строя инструмента влечет за собой высокие экономические потери вследствие повреждения поверхности обрабатываемой детали и соответственно получения производственного брака. Предотвратить преждевременный выход из строя металлообрабатывающих инструментов позволят исследования изменения их работоспособности под действием температур, возникающих в процессе резания. **Предметом исследования** являются сменные режущие пластины из инструментальных твердых сплавов. **Цель данного исследования** – определение ускоренным методом температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин по зависимостям электрической проводимости инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co во всем температурном диапазоне резания металлов.

**Методика исследований.** В статье приведен анализ существующих методов определения температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из ИТС. Проанализированы существующие установки для проведения испытаний, в результате чего разработана новая установка для ускоренного определения температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из ИТС, исключающая выявленные недостатки. Приведено описание разработанной методики ускоренного определения температуры максимальной работоспособности по изменению электрической проводимости сменных режущих пластин из инструментальных двухкарбидных титановольфрамкобальтовых твердых сплавов WC-TiC-Co. **Результаты и обсуждения.** Получены результаты исследования электрической проводимости в зависимости от температуры испытаний сплавов группы WC-TiC-Co. На основе полученных данных были определены температуры максимальной работоспособности сплавов T5K10 730...780 °C, T15K6 860...970 °C. Доказана применимость разработанного метода на сплавах группы WC-TiC-Co. На основании доказательной части с достоверной точностью можно утверждать, что полученные температурные интервалы, где значения электрической проводимости имеют минимальные значения, соответствуют оптимальной температуре резания, при которой может быть минимальный поверхностный износ по задней поверхности, и соответствуют температурам максимальной работоспособности ИТС в авторской интерпретации.

**Для цитирования:** Артамонов Е.В., Тверяков А.М., Штин А.С. Определение температуры максимальной работоспособности инструментальных твердых сплавов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 47–57. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-47-57.

### Введение

В настоящее время широко применяется высокопроизводительное металлообрабатывающее оборудование с числовым программным управ-

лением, что обуславливает высокую стоимость станко-минуты и необходимость интенсификации режимов резания [1]. При этом следует отметить, что инструмент является, как правило, наиболее слабым звеном в системе станок – приспособление – инструмент – деталь [2]. Высокопроизводительные сборные инструменты со сменными режущими пластинами из инструментальных твердых сплавов занимают важное

#### \*Адрес для переписки

Штин Антон Сергеевич, аспирант  
 Тюменский индустриальный университет  
 ул. Володарского, 38  
 625000, г. Тюмень, Россия  
 Тел.: 8 (953) 826-98-02, e-mail: shtin92@mail.ru

место при обработке металлов резанием [3, 4]. Это подтверждает актуальность научного исследования по повышению работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов [5]. Во время работы инструмент подвергается воздействию больших температур, вызванных работой, совершаемой под действием сил резания [6–8]. Известно, что при высоких температурах физико-механические свойства инструментальных твердых сплавов (ИТС) изменяются. Изучение зависимости физико-механических свойств ИТС от температуры позволит повысить работоспособность сменных режущих пластин для сборных инструментов [9, 10].

Поэтому повышение эффективности механической обработки путем определения температуры максимальной работоспособности (ТМР) ИТС является актуальной проблемой [11–13].

Предметом исследования служат сменные режущие пластины из инструментальных твердых сплавов.

Целью работы является определение ускоренным методом температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин по зависимостям электрической проводимости инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co во всем температурном диапазоне резания металлов.

Исследования проводились впервые на двухкарбидных титановольфрамкобальтовых твердых сплавах (WC-TiC-Co). Для эксперимента были выбраны широко применяемые ИТС (Т5К10, Т15К6).

В рамках исследования были поставлены следующие задачи.

1. Разработать установку для определения ускоренным методом температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов.

2. Провести экспериментальные исследования по определению температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co.

3. Установить зависимости значений электрической проводимости инструментальных твердых сплавов от температуры.

4. Определить ускоренным методом температуру максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co.

## Методика исследований

На сегодняшний день существует несколько способов определения температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов WC-Co на основе их физико-механических характеристик в зависимости от температуры [11, 13].

На основании анализа методик определения температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов группы WC-Co, однокарбидные вольфрамкобальтовые твердые сплавы, была выдвинута гипотеза о возможности определения температуры максимальной работоспособности по зависимости электрической проводимости от температуры сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co, обладающих более высокой красностойкостью.

Для выполнения первой задачи было принято решение разработать новую установку для определения ускоренным методом температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов путем измерения электрической проводимости, так как известная установка имеет ряд недостатков, например, нестабильный процесс нагрева сменных режущих пластин, недостаточная точность определения замеряемых значений методом визуального контроля, ненадежный зажим образца из ИТС через два электропроводящих вывода [14]. Так как испытания проводились на группе сплавов WC-TiC-Co, обладающих большей красностойкостью по сравнению с группой WC-Co, добиться стабильного роста температуры без фиксирующих устройств для газовой горелки было невозможно. Был также автоматизирован процесс построения графических зависимостей и определения интервала температур максимальной работоспособности инструментальных твердых сплавов с помощью персонального компьютера. Это упростило практическую реализацию проекта.

Для определения температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из ИТС были выбраны два представителя группы WC-TiC-Co: Т5К10 и Т15К6. Во время эксперимента использовались сменные многогранные пластины стандартной четырехгранной

формы SNMA по ГОСТ 19051 [15, 16]. Испытания проводились на установке, представленной на рис. 1, которая состоит из стойки 1, столика 2, системы питания 3 (куда входят измерительные приборы: вольтметр, амперметр и термометр) и персонального компьютера (ПК) 18. Стойка представляет собой платформу с ходовым винтом 4, по которому перемещается гайка 5, поднимающая и опускающая лапку 6 с клипсой на шарнире 7 для фиксации и регулировки положения газовой горелки 8. Столик 2 содержит корпус 9 и диэлектрическую вставку 10, образец из ИТС 11, зафиксированный зажимными губками 12, в полости которых имеется керамический изолятор 13 с пазом установленной в него медной токоподводящей пластиной 14 прямоугольного сечения, прижимным винтом-барашком с округлыми лепестками 15. Система питания 3 и измерительные приборы 16 сведены в пульт управления установкой 17 с возможностью визуального контроля показаний приборов и передачи информации от измерительных приборов 16 во время работы установки по каналам связи на ПК 18 для регистрации показаний приборов 16 и определения температуры максимальной работоспособности.

Эксперимент начинался с того, что на диэлектрическую вставку 10, расположенную в корпусе 9 столика разработанной установки, располагают образец из ИТС 11, который фиксируют прижимными губками 12, в полости которых имеется керамический изолятор 13 с пазом, установленной в него медной токоподводящей пластиной 14 прямоугольного сечения прижимным винтом-барашком с округлыми лепестками 15. Затем с помощью пульта управления 17 подается питание посредством включения кнопки 19, при этом включается индикатор питания 20. Точная регулировка положения горелки производится по высоте с помощью гайки 5 на ходовом винте 4 и по углу наклона при помощи шарнира на клипсе 7, а интенсивность нагрева регулируется с помощью винта регулировки 21 поступления газа. Во время нагрева образца из ИТС 11 фиксация показаний приборов 22, 23, 24 с помощью пульта управления 17, информация от измерительных приборов во время

работы установки по каналам связи передается на ПК 18 для регистрации результатов измерений и определения температуры максимальной работоспособности.

Температура максимальной работоспособности (рис. 2) определяется с помощью графика зависимости электрической проводимости от температуры  $G = f(\Theta)$  сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов по результатам испытаний в диапазоне, характерном для обработки металлов резанием (от 400 до 1000 °С) следующим образом.

По полученной графической зависимости определяется минимальное значение электрической проводимости  $G_{\min}$ , затем рассчитывается минимальное значение электрической проводимости  $G^*$  путем сложения минимальных значений электрической проводимости  $G_{\min}$  и  $\Delta G$ , равной 5 % от значения  $G_{\min}$  (допустимая пятипроцентная точность для инженерных расчетов).

Далее на графике откладываем величину  $G^*$  (10...2 См) и через эту точку проводим прямую, параллельную оси абсцисс, до пересечения с линиями графика. Точки пересечения, проецируемые на ось абсцисс, принимаются как границы интервала температур максимальной работоспособности ИТС [11], [14]. По окончании эксперимента результат выводится в виде сообщения пользователю в диалоговом окне на экране персонального компьютера [14].

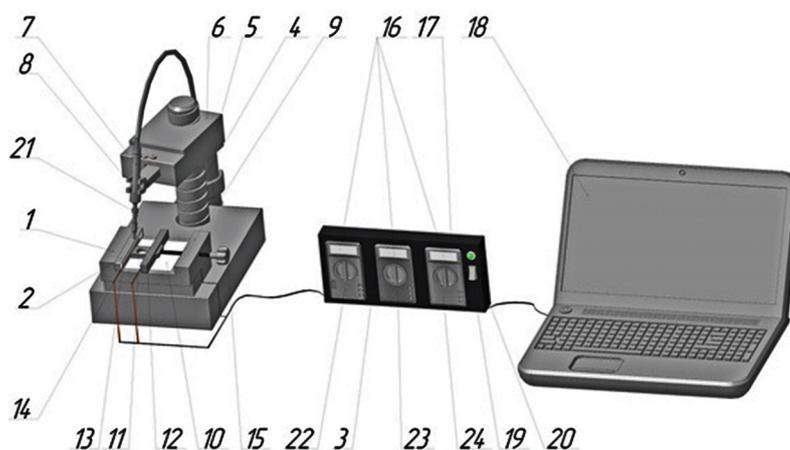


Рис. 1. Установка для определения температуры максимальной работоспособности

Fig. 1. Plant for determination of temperature of maximum working capacity

## Результаты и их обсуждение

Высокая стоимость станко-минуты металлообрабатывающего оборудования с числовым программным управлением обуславливает необходимость определения условий максимальной работоспособности сменных режущих пластин из твердых сплавов, обеспечивающих гарантированную стойкость инструмента, а также позволяет провести интенсификацию режимов резания [1].

Работоспособность режущего инструмента – это такое его состояние, при котором он способен выполнять свои функции, имея износ рабочих поверхностей меньше критериального [17].

Одним из факторов, влияющих на износ режущего инструмента, является состояние ИТС [1, 18]. В хрупком состоянии обеспечивается максимальная твердость, но при этом минимальная прочность, что приводит к интенсивному износу. В пластичном состоянии ситуация обратная – при высокой прочности и минимальной твердости наблюдается потеря формоустойчивости инструмента, что приводит также к катастрофическому износу. Существует переходное состояние – хрупкопластическое, при котором сохраняется достаточная твердость с приемлемой прочностью, при этом наблюдается снижение величины износа, а следовательно, обеспечивается максимальная работоспособность [1, 19].

Работоспособность сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов характеризуется сопротивлением разрушению этого сплава, так как одним из количественных показателей работоспособности является износ инструмента [20]. Для того чтобы добиться максимальной работоспособности данного материала, необходимо определить состояние твердого сплава, при котором будет существовать некий баланс твердости и прочности. Такой эффект происходит за счет изменения физико-механических свойств инструментальных твердых сплавов при нагреве. Важно, что изменение одной из характеристик свидетельствует об изменениях всех свойств материалов [20–23].

Исследованием известной методики по определению температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов WC-Co на

графиках зависимостей значений электрической проводимости от температуры наблюдается снижение значений электрической проводимости сплава WC-Co, что свидетельствует об изменении состояния инструментального твердого сплава. Данное снижение наблюдается до точки перехода сплава из хрупкого в хрупкопластическое состояние. Далее переход из хрупкопластического в пластическое состояние характеризуется повышением значений электрической проводимости инструментального твердого сплава WC-Co [11].

Для решения второй и третьей задачи были проведены лабораторные исследования по описанной выше методике на образцах сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов повышенной красностойкости WC-TiC-Co (T5K10, T15K6).

По результатам исследований были получены зависимости значений электрической проводимости сплавов WC-TiC-Co от температуры (рис. 2 и 3). Каждая точка на графиках представляет собой среднее арифметическое значение электрической проводимости, полученное в результате не менее трех измерений. Около средних значений электрической проводимости показаны доверительные интервалы, соответствующие вероятности 95 %.

Полученные графические зависимости отражают изменения состояния инструментальных твердых сплавов при нагреве до высоких температур: хрупкое, хрупкопластическое, пластическое [1].

График можно разделить на три зоны соответствия характера изменения электрической проводимости и состояния твердого сплава: первая зона – электрическая проводимость уменьшается, твердый сплав в хрупком состоянии. Третья зона – электрическая проводимость увеличивается, состояние материала пластическое. Вторая зона – диапазон минимальных значений электрической проводимости и хрупкопластического состояния инструментального твердого сплава WC-TiC-Co. По исследованиям, описанным в работе [1], максимальное количество энергии нужно затратить для разрушения образца из твердого сплава, когда он принимает хрупкопластическое состояние, что соответствует температурному интервалу для T5K10 – (730...780 °С), T15K6 – (860...970 °С).

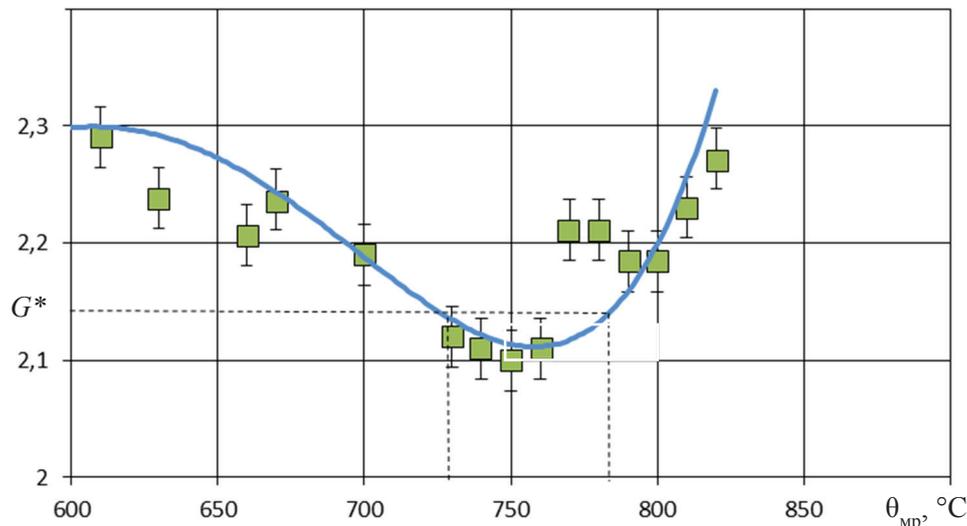
$G, 10^{-2} \text{ СМ}$ 


Рис. 2. Зависимость электрической проводимости сплава Т5К10 от температуры

Fig. 2. The dependence of electrical conductivity of tool hard alloy 5 % TiC + 75 % WC + 10 % Co on temperature

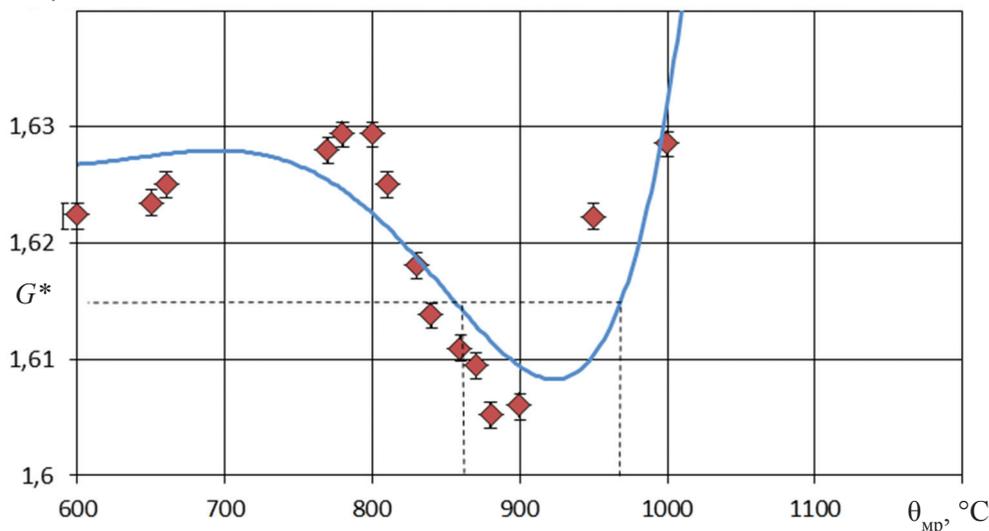
 $G, 10^{-2} \text{ СМ}$ 


Рис. 3. Зависимость электрической проводимости сплава Т15К6 от температуры

Fig. 3. The dependence of electrical conductivity of tool hard alloy 15 % TiC + 79 % WC + 6 % Co on temperature

Для подтверждения применимости методики ускоренного определения температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов для группы WC-TiC-Co был проведен сравнительный анализ полученных зависимостей электрической проводимости от температуры

(рис. 4, а) с интенсивностью износа  $h_{из}$  режущей пластины из инструментального твердого сплава Т15К6 (15 % TiC + 79 % WC + 6 % Co) при точении электротехнической стали Э (рис. 4, б) [9].

Как следует из рис. 4, минимальные значения электрической проводимости и минимальные значения износа  $h_{из}$ , являющейся ко-

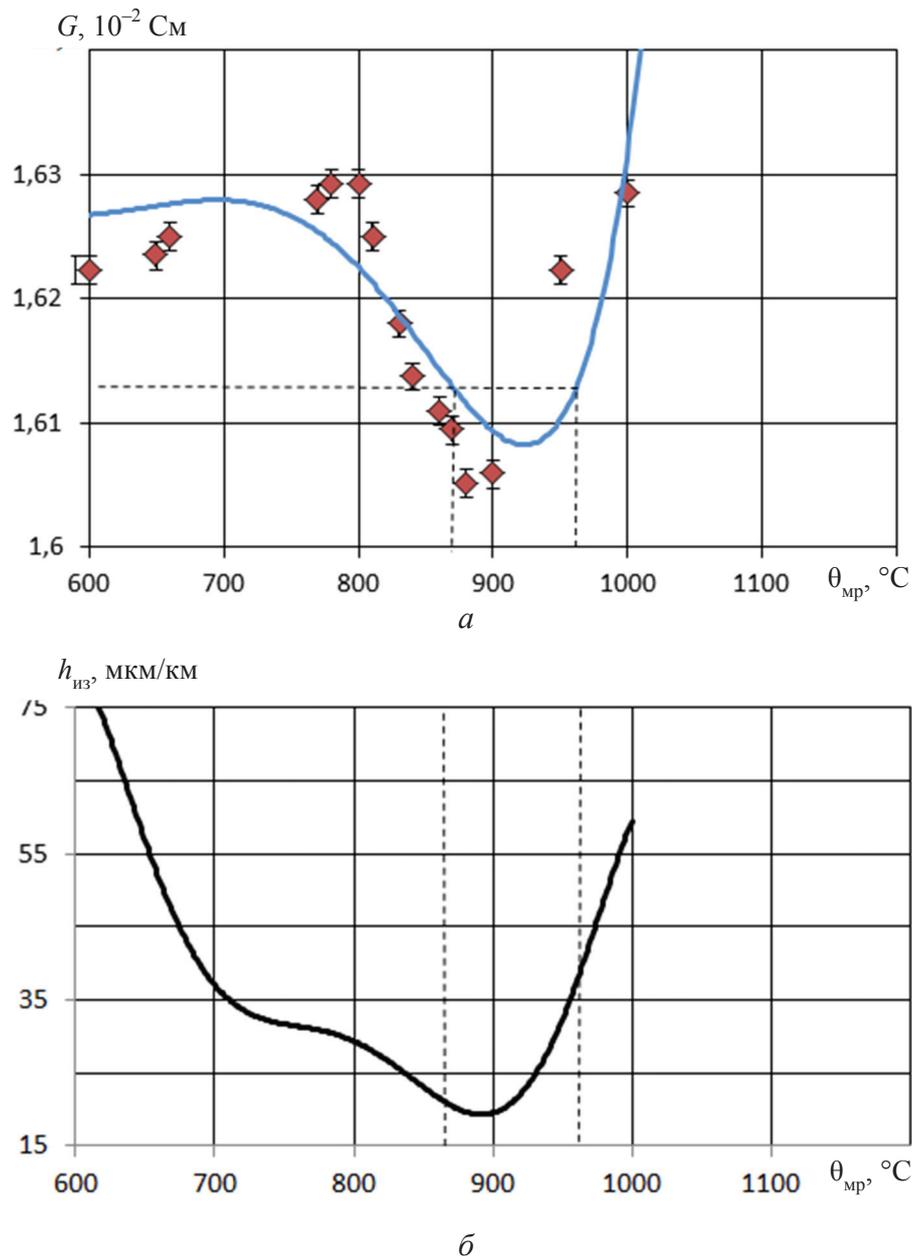


Рис. 4. Сравнительный анализ:

$a$  – зависимость электрической проводимости сплава Т15К6 от температуры;  $b$  – интенсивность износа  $h_{из}$  при точении электротехнической стали Э сплавом Т15К6 от температуры

Fig. 4. Comparative analysis:

$a$  – the dependence of electrical conductivity of tool hard alloy 15 % TiC + 79 % WC + 6 % Co on temperature;  $b$  – the dependence of wear rate of  $h_{из}$  when cutting electrical steel by alloy 15 % TiC + 79 % WC + 6 % Co on temperature

личественным показателем максимальной работоспособности режущих пластин, с достоверной точностью находятся в одном температурном интервале (860...970 °C), что позволяет по среднему значению определять температуру максимальной работоспособности режущих пластин из ИТС.

Полученные данные также имеют высокую корреляцию с результатами, полученными грузинскими учеными Т.Н. Лоладзе и З.С. Таварткиладзе, зависимости пути резания при точении стали 40Х резцом из сплава Т15К6 от температуры, где в том же температурном интервале, соответствующем минимальным значениям



электрической проводимости, имеет место быть максимальный путь резания [21].

Полученные температурные интервалы позволяют определить оптимальную скорость резания, обеспечивающую максимальный путь резания, при обработке конкретного изделия. Обработка в данном температурном диапазоне предотвратит преждевременный выход из строя инструмента, обеспечит гарантированную стойкость на протяжении всей технологической операции или определенной партии изделия. Использование данных рекомендаций позволит обеспечить максимальную работоспособность инструмента и повысить производительность обработки, а вследствие этого снизить себестоимость готового изделия до 15 %.

### Выводы

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать следующий вывод.

1. Разработана установка для определения ускоренным методом температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов WC-TiC-Co.

2. Проведены экспериментальные исследования по определению температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co.

3. Получены зависимости значений электрической проводимости инструментальных твердых сплавов группы WC-TiC-Co от температуры.

4. Определены ускоренным методом температуры максимальной работоспособности сменных режущих пластин из инструментальных твердых сплавов для широко применяемых представителей группы WC-TiC-Co: T5K10 730...780 °C, T15K6 860...970 °C.

### Список литературы

1. Артамонов Е.В. Прочность и работоспособность сменных твердосплавных пластин сборных режущих инструментов. – Тюмень: Вектор Бук, 2003. – 190 с. – ISBN 5-88465-416-2.

2. Процессы формообразования и инструментальная техника: учебное пособие / В.А. Гречишников, Н.А. Чемборисов, В.Б. Ступко, Д.Т. Сафаров, О.Б. Кучина, С.Н. Григорьев, А.Г. Схиртладзе. – Ста-

рый Оскол: ТНТ, 2012. – 328 с. – ISBN 978-5-94178-326-7.

3. Energy efficient process planning based on numerical simulations / R. Neugebauer, C. Hochmuth, G. Schmidt, M. Dix // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 223. – P. 212–221. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.223.212.

4. Murthy K.S. Rajendran I. Optimization of end milling parameters under minimum quantity lubrication using principal component analysis and grey relational analysis // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2012. – Vol. 34, iss. 3. – P. 253–261. – doi: 10.1590/S1678-58782012000300005.

5. Internally cooled tools and cutting temperature in contamination-free machining / C. Ferri, T. Minton, S.B. Ghani, K. Cheng // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. – 2014. – Vol. 228, iss. 1. – P. 135–145. – doi: 10.1177/0954406213480312.

6. High performance composite materials created through advanced techniques / I. Carceanu, G. Cosmeleatã, B. Ghiban, M. Balanescu, I. Nedelcu // *Materiale Plastice*. – 2007. – Vol. 44, iss. 4. – P. 321–325.

7. Robot based deposition of WC-Co HVOF coatings on HSS cutting tools as a substitution for solid cemented carbide cutting tools / W. Tillmann, C. Schaak, D. Biermann, R. Abmuth, S. Goeke // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 181, iss. 1. – P. 012011. – doi: 10.1088/1757-899X/181/1/012011.

8. Zhang H., Fang Z.Z., Lu Q. Characterization of a bilayer WC-Co hardmetal using Hertzian indentation technique // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2009. – Vol. 27, iss. 2. – P. 317–322. – doi: 10.1016/j.ijrmhm.2008.07.014.

9. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – 2-е изд. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.

10. Study on micro texturing of uncoated cemented carbide cutting tools for wear improvement and built-up edge stabilization / J. Kümmel, D. Braun, J. Gibmeier, J. Schneider, C. Greiner, V. Schulze, A. Wanner // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 215. – P. 62–70. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.07.032.

11. Артамонов Е.В., Василега Д.С., Тверяков А.М. Определение температуры максимальной работоспособности твердосплавных режущих пластин на основе электрической проводимости // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2014. – Т. 80, № 9. – С. 36–39.

12. Srithar A., Palanikumar K., Durgaprasad B. Experimental investigation and surface roughness analysis on hard turning of AISI D2 steel using coated Carbide insert // *Procedia Engineering*. – 2014. – Vol. 97. – P. 72–77. – doi: 10.1016/j.proeng.2014.12.226.

13. *Vasilega D.S., Zyryanov V.A.* Analysis of possible application of temperature dependences of processed materials' physical and mechanical properties to define the maximum workability temperature // *Key Engineering Materials*. – 2017. – Vol. 737. – P. 114–118. – doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.737.114.

14. Патент 172959 Российская Федерация, МПК В 23 В 1/00. Установка для определения температуры максимальной работоспособности твердосплавных режущих пластин / Е.В. Артамонов, А.М. Тверяков, А.С. Штин. – № 2016130884; заявл. 26.07.2016; опубл. 02.08.2017. – Бюл. № 22.

15. *Ostapenko M.S., Vasilega D.S.* Method of evaluation of quality of metal-cutting tool // *Applied Mechanics and Materials*. – 2013. – Vol. 379. – P. 49–55. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.379.49.

16. *Vasilega D.S., Ostapenko M.S.* Efficiency improvement of metal lathing by using of an evaluation technique of assembly machine tools quality // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 684. – P. 421–428. – doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.684.421.

17. *Верещака А.С.* Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. – М.: Машиностроение, 1993. – 336 с. – (Библиотека инструментальщика). – ISBN 5-217-01482-2.

18. *Zorev N.N., Uteshev M.H.* Untersuchung der Kinetikspannung auf den Arbeitsflächen des Werkzeugs mit einer Schneidenabrundung // *Berichte der Internationalen Forschungsgemeinschaft für mechanische Produktionstechnik*. – 1971. – Vol. 20-1. – P. 31–32.

19. *Shalamov V.G., Savel'ev D.A., Smetanin S.D.* Producing powder by rotary grinding // *Russian Engineering Research*. – 2013. – Vol. 33, iss. 3. – P. 133–135. – doi: 10.3103/S1068798X13030167.

20. *Васин С.А., Верещака А.С., Кушнер В.С.* Резание материалов: термомеханический подход к системе взаимосвязей при резании: учебник для технических вузов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 448 с. – ISBN 5-7038-1823-0.

21. *Лоладзе Т.Н.* Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с.

22. *Резников А.Н., Резников Л.А.* Тепловые процессы в технологических системах. – М.: Машиностроение, 1990. – 288 с.

23. *Петрушин С.И., Даниленко Б.Д., Ретюнский О.Ю.* Оптимизация свойств материала в композиционной режущей части лезвийных инструментов: учебное пособие. – Томск: ТПИ, 1999. – 96 с.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



## Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



### Determination of Temperature of Maximum Working Capacity of Tool Hard Alloys

Evgeny Artamonov <sup>a</sup>, Andrey Tveryakov <sup>b</sup>, Anton Shtin <sup>c,\*</sup>

Tyumen Industrial University, 38 Volodarskogo st., Tyumen, 625000, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3099-4435>,  [evgart2014@mail.ru](mailto:evgart2014@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6444-2559>,  [tveryakov@mail.ru](mailto:tveryakov@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7000-6761>,  [shtin92@mail.ru](mailto:shtin92@mail.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 28 March 2018

Revised: 04 May 2018

Accepted: 15 August 2018

Available online: 15 September 2018

##### Keywords:

Hard alloys

Metal processing

Maximum working capacity temperature

#### ABSTRACT

**Introduction.** Nowadays cutting modes for metal processing are specified according to reference data or according to recommendations of tool manufacturers. Often this information does not provide optimal cutting modes. The situation is aggravated in the case of modern automated metal-working equipment, where a premature failure of the tool entails high economic losses due to damage of the workpiece surface, i.e. manufacturing issue. Studying the changes in performance of metalworking tools under the influence of temperatures arising during processing will prevent its premature failure. **The subject** of the study is replaceable cutting inserts made of tool hard alloys. **The object of the study is to determine** (by means of a shortcut method) a temperature of maximum working capacity of the replaceable cutting inserts according to relations of electrical conductivity of tool hard alloys relevant to WC-TiC-Co group in all temperature ranges of metal cutting. **Research technique.** The paper contains an analysis of existing methods of determination of maximum working capacity temperatures of replaceable cutting inserts made of THA (tool hard alloys). Existing plants for tests performance are analyzed. A new plant for accelerated determination of temperature of maximum working capacity of the replaceable cutting inserts made of THA are developed as a result of the analysis. This new plant excludes the discovered deficiencies. The paper contains a description of the developed method for accelerated determination of temperature of maximum working capacity for changing the electrical conductivity of replaceable cutting inserts made of instrumental hard alloys relevant to WC-TiC-Co group. **Results and discussions.** The results of the study of electrical conductivity as a function of the test temperature of the WC-TiC-Co group alloys are obtained. On the basis of the data obtained, the temperatures of maximum working capacity of alloys 5 % TiC + 85 % WC + 10 % Co 730...780 °C, 15 % TiC + 79 % WC + 6 % Co 860...970 °C are determined. The applicability of the developed method on alloys of the WC-TiC-Co group is proved. On the basis of the evidence, it can be stated with reliable accuracy that the resulting temperature intervals, where the values of electrical conductivity have minimal values, correspond to the optimum cutting temperature at which there is minimal surface wear on the back surface, and correspond to the temperatures of the maximum operability of the THA in the author's interpretation.

**For citation:** Artamonov E.V., Tveryakov A.M., Shtin A.S. Determination of temperature of maximum working capacity of tool hard alloys. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 47–57. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-47-57. (In Russian).

#### References

1. Artamonov E.V., *Prochnost' i rabotosposobnost' smennykh tverdospлавnykh plastin sbornykh rezhushchikh instrumentov* [Durability and working capacity of retrofittable hard alloy blades of assembly cutting tools], Tyumen', Vector Buk Publ., 2003. 190 p. ISBN 5-88465-416-2.
2. Grechishnikov V.A., Chemborisov N.A., Stupko V.B., Safarov D.T., Kuchina O.B., Grigor'ev S.N., Skhirtladze A.G. *Protsessy formoobrazovaniya i instrumental'naya tekhnika* [Processes of shaping and tool equipment]. Staryi Oskol, TNT Publ., 2012. 328 p. ISBN 978-5-94178-326-7.

#### \* Corresponding author

Shtin Anton S., Ph.D. (Engineering) student,  
 Tyumen Industrial University,  
 38 Volodarskogo, Tyumen, 625000, Russian Federation  
 Tel.: 89538269802, e-mail: [shtin92@mail.ru](mailto:shtin92@mail.ru)

3. Neugebauer R., Hochmuth C., Schmidt G., Dix M. Energy efficient process planning based on numerical simulations. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 223, pp. 212–221. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.223.212.
4. Murthy K.S. Rajendran I. Optimization of end milling parameters under minimum quantity lubrication using principal component analysis and grey relational analysis. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2012, vol. 34, iss. 3, pp. 253–261. doi: 10.1590/S1678-58782012000300005.
5. Ferri C., Minton T., Ghani S.B., Cheng K. Internally cooled tools and cutting temperature in contamination-free machining. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2014, vol. 228, iss. 1, pp. 135–145. doi: 10.1177/0954406213480312.
6. Carceanu I., Cosmeleată G., Ghiban B., Balanescu M., Nedelcu I. High performance composite materials created through advanced techniques. *Materiale Plastice*, 2007, vol. 44, iss. 4, pp. 321–325.
7. Tillmann W., Schaak C., Biermann D., Abmuth R., Goeke S. Robot based deposition of WC-Co HVOF coatings on HSS cutting tools as a substitution for solid cemented carbide cutting tools. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 181, iss. 1, p. 012011. doi: 10.1088/1757-899X/181/1/012011.
8. Zhang H., Fang Z.Z., Lu Q. Characterization of a bilayer WC-Co hardmetal using Hertzian indentation technique. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, iss. 2, pp. 317–322. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2008.07.014.
9. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. 2<sup>nd</sup> ed. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
10. Kümmel J., Braun D., Gibmeier J., Schneider J., Greiner C., Schulze V., Wanner A. Study on micro texturing of uncoated cemented carbide cutting tools for wear improvement and built-up edge stabilization. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 215, pp. 62–70. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.07.032.
11. Artamonov E.V., Vasilega D.S., Tveryakov A.M. Opredelenie temperatury maksimal'noi rabotosposobnosti tverdosplavnykh rezhushchikh plastin na osnove elektricheskoi provodimosti [Determination of temperature of maximum working capacity of hard alloy cutting blades on the ground of electric conductivity]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Materials diagnostics*, 2014, vol. 80, no. 9, pp. 36–39. (In Russian).
12. Srithar A., Palanikumar K., Durgaprasad B. Experimental investigation and surface roughness analysis on hard turning of AISI D2 steel using coated Carbide insert. *Procedia Engineering*, 2014, vol. 97, pp. 72–77. doi: 10.1016/j.proeng.2014.12.226.
13. Vasilega D.S., Zyryanov V.A. Analysis of possible application of temperature dependences of processed materials' physical and mechanical properties to define the maximum workability temperature. *Key Engineering Materials*, 2017, vol. 737, pp. 114–118. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.737.114.
14. Artamonov E.V., Tveryakov A.M., Shtin A.S. *Ustanovka dlya opredeleniya temperatury maksimal'noi rabotosposobnosti tverdosplavnykh rezhushchikh plastin* [Setup for determining the maximum temperature for increased performance longevity of replaceable cutting discs]. Patent RF, no. 172959, 2016.
15. Ostapenko M.S., Vasilega D.S. Method of evaluation of quality of metal-cutting tool. *Applied Mechanics and Materials*, 2013, vol. 379, pp. 49–55. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMM.379.49.
16. Vasilega D.S., Ostapenko M.S. Efficiency improvement of metal lathing by using of an evaluation technique of assembly machine tools quality. *Key Engineering Materials*, 2016, vol. 684, pp. 421–428. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.684.421.
17. Vereshchaka A.S. *Rabotosposobnost' rezhushchego instrumenta s iznosostoikimi pokrytiyami* [Operability of the cutting tool with wearproof coverings]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1993. 336 p. ISBN 5-217-01482-2.
18. Zorev N.N., Uteshev M.H. Untersuchung der Kintakt-spannungser auf den Arbeits-flachen des Werkzeugs miteiner Schneidenabrundung, 1971, vol. 20-1, pp. 31–32.
19. Shalamov V.G. Savel'ev D.A., Smetanin S.D. Producing powder by rotary grinding. *Russian Engineering Research*, 2013, vol. 33, iss. 3, pp. 133–135. doi: 10.3103/S1068798X13030167.
20. Vasin S.A., Vereshchaka A.S., Kushner B.C. *Rezanie materialov: termomekhanicheskii podkhod k sisteme vzaimosvyazei pri rezanii* [Cutting of materials: thermomechanical approach to the system of interrelations when cutting]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2001. 448 p. ISBN 5-7038-1823-0.
21. Loladze T.N. *Prochnost' i iznosostoikost' rezhushchego instrumenta* [Durability and wear resistance of the cutting tool]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1982. 320 p.
22. Reznikov A.N., Reznikov L.A. *Teplovye protsessy v tekhnologicheskikh sistemakh* [Thermal processes in technological systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 288 p.



23. Petrushin S.I., Danilenko B.D., Retyunskii O.Yu. *Optimizatsiya svoistv materiala v kompozitsionnoi rezhushchei chasti lezviinykh instrumentov* [Optimization of properties of material in the composite cutting part of lezviyny tools]. Tomsk, TPI Publ., 1999. 99 p.

### **Conflicts of Interest**

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



### Влияние технологических режимов получения поверхностей, близких к ювенильным, и ультрадисперсных порошков высокоскоростной обработкой в криогенной среде

Юрий Титов<sup>1, a, \*</sup>, Ренат Каменов<sup>1, b</sup>, Дмитрий Белан<sup>2, c</sup>, Алексей Зинкин<sup>3, d</sup>

<sup>1</sup> Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, г. Омск, 644050, Россия

<sup>2</sup> Омский государственный университет путей сообщений, пр. Карла Маркса, 35, г. Омск, 644046, Россия

<sup>3</sup> ООО «СибТочМаш», пр. Мира, 55, корп. 2, г. Омск, 644077, Россия

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-6454-8310>, [tyrin-88@mail.ru](mailto:tyrin-88@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9181-5704>, [renatkamenov@mail.ru](mailto:renatkamenov@mail.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-7168-103X>, [Baltazar.13@mail.ru](mailto:Baltazar.13@mail.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0347-5277>, [az@sibtmk.ru](mailto:az@sibtmk.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.7.044

#### История статьи:

Поступила: 13 марта 2018  
 Рецензирование: 10 апреля 2018  
 Принята к печати: 15 августа 2018  
 Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Ювенильная поверхность  
 Ультрадисперсный порошок  
 Высокоскоростная обработка  
 Криогенная среда

#### Финансирование:

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 гг. № 9.9372/БЧ.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** В статье изложены результаты исследований технологических режимов высокоскоростной обработки заготовок с целью получения ювенильных поверхностей и ультрадисперсных порошков. **Методы исследования.** В качестве технологических факторов взяты наличие/отсутствие жидкого азота в зоне обработки, скорость вращения мелющего диска, продольная подача, характеристики абразивного инструмента и физико-механические характеристики обрабатываемых материалов. В качестве функций отклика при рассмотрении влияния технологических факторов приняты: наличие посторонних примесей на обработанной поверхности, размер частиц порошка и износ абразивного инструмента. Все исследования проводились на следующих материалах: сплав твердый спеченный ВК-8, сталь инструментальная Р-18, латунь Л63, алюминиевый сплав Д16, ферромагнетик М2500НМС1 и неодимовый магнит N45M. При проведении исследований использовался растровый электронный микроскоп Jeol JSM-5700. Для получения соотношения, связывающего размер частиц порошка с технологическими факторами, использовался метод планирования двухфакторного эксперимента. **Результаты и обсуждение.** Наличие жидкого азота в зоне обработки позволяет сохранить чистоту поверхности, предотвращать ее окисление и появление на ней продуктов износа абразивного инструмента. При этом обработка вязких материалов становится возможной только при использовании жидкого азота. Осуществление диспергирования заготовки при скоростях вращения мелющего диска свыше 100 м/с приводит к резкому уменьшению размеров частиц получаемого порошка. Оптимальным с точки зрения размеров частиц порошка и величины износа абразивного инструмента является использование при обработке заготовок подачи менее 1 мм/мин. Предел прочности материалов при растяжении является единственным из рассмотренных физико-механических характеристик материалов параметром, влияющим на размер частиц.

**Для цитирования:** Влияние технологических режимов получения поверхностей, близких к ювенильным, и ультрадисперсных порошков высокоскоростной обработкой в криогенной среде / Ю.В. Титов, Р.У. Каменов, Д.Ю. Белан, А.И. Зинкин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 58–71. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-58-71.

### Введение

Состояние наружного слоя деталей машин напрямую определяет их эксплуатационные характеристики, надежность и долговечность. Кроме того, чистота поверхностного слоя дета-

лей играет определяющую роль в таких технологических операциях, как создание неразъемных соединений (сварка, пайка, склейка), нанесение различных металлических и неметаллических функциональных покрытий, наплавка металла. В научно-технической литературе можно выделить три основных направления публикаций. Первое связано с обзором способов получения чистых поверхностей: травление кислотами, анодирование, плазменное напыление, лазерная обработка, абразивная обработка, скалывание

#### \*Адрес для переписки

Титов Юрий Владимирович, ассистент  
 Омский государственный технический университет  
 пр. Мира, 11,  
 644050, г. Омск, Россия  
 Тел.: +7 (913) 681-56-64, e-mail: [tyrin-88@mail.ru](mailto:tyrin-88@mail.ru)

или дробление кристаллов, ионная бомбардировка подложки ионами инертного газа и т.д. [1–5]. Второе направление описывает приемы сохранения чистой поверхности, например применение глубокого вакуума [6]. Последнее направление посвящено работам по изучению взаимодействия с окружающей средой [7, 8].

Повышение интереса к низкоразмерным системам (с размером морфологических элементов порядка ста нанометров) является одной из характерных черт современного этапа развития науки и техники. Это связано с тем, что материалы, такие как металлы, керамики, композиты, получаемые с использованием этих систем, обладают новыми, зачастую уникальными свойствами. Благодаря уникальности своих свойств они находят широкое применение в различных отраслях промышленности – в электронике, медицине, фармакологии, машиностроении, химической и нефтяной промышленности, космической и авиационной технике и др. [9–13]. В нашей стране такие системы получили название ультрадисперсных материалов, к которым относятся и ультрадисперсные порошки (УДП).

Накопленный опыт обращения с ювенильными поверхностями и УДП показывает, что на сегодняшний день есть три основные проблемы.

1. Разработка способов получения чистых (ювенильных) поверхностей и УДП.
2. Сохранение свойств ювенильной поверхности и порошка в процессе его хранения.
3. Сохранение ювенильных свойств поверхности и свойств малоразмерных частиц в объемно структурированном материале.

Существует три группы способов получения чистых поверхностей: физические, физико-химические и химические способы (частично они были упомянуты выше). Эти способы могут применяться как самостоятельно, так и в комплексе. В научно-технической литературе большинство авторов для получения ювенильных поверхностей отдают предпочтение механическим методам, относящимся к группе физических.

Способов получения УДП на сегодняшний день значительно больше. В них используются такие процессы, как фазовые превращения, химическое взаимодействие, рекристаллизация, высокие механические нагрузки, биологический синтез и т. д. Каждый из способов обладает своими достоинствами и недостатками. Общим их

недостатком является то, что каждый метод ориентирован на выполнение конкретных требований к порошку по химическому составу, количеству примесей, размерам и формам частиц для выполнения требований к конечному продукту.

Способ высокоскоростной обработки, реализованный в мельнице тонкого помола, которая была разработана на кафедре «Металлорежущие станки и инструменты» ОмГТУ, позволяет получать ювенильные поверхности и УДП из одно- и многокомпонентных материалов [14–15].

Для понимания сути способа высокоскоростной обработки заготовок с целью получения ювенильной поверхности или ультрадисперсного порошка на рис. 1 представлена схема данного процесса с использованием мелющего диска (МД). В общем случае направления осей МД и заготовки могут не совпадать. Направления вращения заготовки и МД противоположны. Для поддержания постоянного контакта необходимо осуществление продольной подачи МД или заготовки  $s$ . В зоне контакта реализуется сила резания  $F$ , которая дает составляющие  $F_x$ ,  $F_y$  и  $F_z$ . Скорость вращения МД превышает 100 м/с. С увеличением окружной скорости МД средняя толщина срезаемого слоя будет уменьшаться (см., например, [16]). В зону обработки заготовки подается жидкий азот с целью защиты обрабатываемой поверхности от окисления и охрупчивания материала.

Обработка деталей на скоростях вращения МД, превышающих 100 м/с, требует специальных подходов к проектированию конструкции МД. Она должна обеспечивать его прочность при вращении. Авторами статьи была разработана специальная конструкция сборного МД, способная выдерживать нагрузки при скорости вращения 300 м/с, которая показана на рис. 2. Данная конструкция защищена патентом 030364 РФ [17].

Корпус 1 МД для высокоскоростной обработки имеет внешний диаметр  $D$  и толщину  $H$ . С торцевой стороны выполнены 16 отверстий диаметром  $d$ , симметричных относительно оси шлифовального круга и расположенных по диаметру  $d_1$ . В эти отверстия установлены шлифовальные сегменты, состоящие из шлифовальной головки 2, установленной в стакане 3 на клеевой основе 4, выступающие относительно торца корпуса 1 на величину  $h_1$ . При этом стакан 3

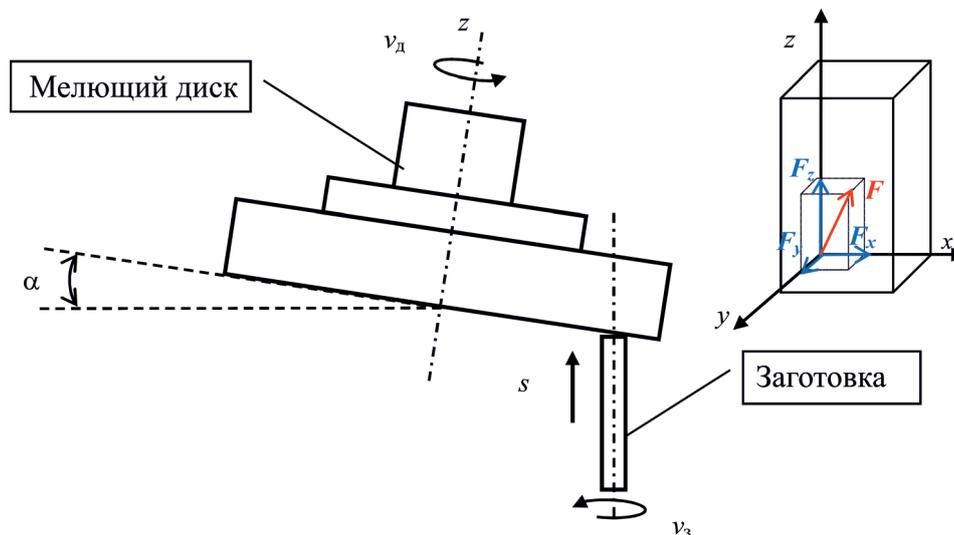


Рис. 1. Принципиальная схема обработки заготовки

Fig. 1. The basic scheme of billet processing

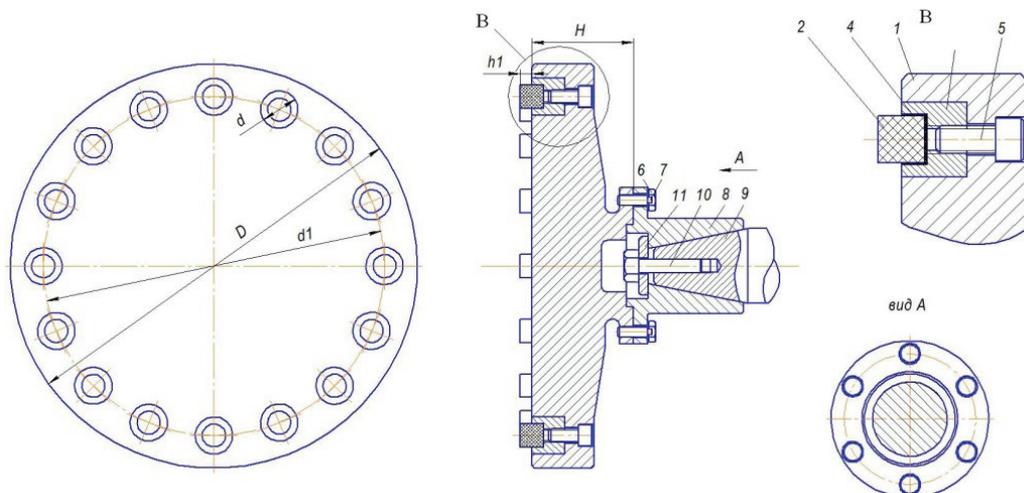


Рис. 2. Конструкция МД для диспергирования заготовки

Fig. 2. Construction of a grinding disk for dispersing a billet

зафиксирован в корпусе 1 крепежным болтом 5. Корпус 1 закреплен болтами 6 и стопорными шайбами 7 на оправке 8, установленной на конце шпиндельного вала 9.

Оправка 8 зафиксирована на валу 9 при помощи болта 10 и шайбы 11. После износа (~50% высоты) шлифовальных головок 2 шлифовальные сегменты выкручиваются, стаканы 3 удаляются вместе с изношенными шлифовальными головками 2. На их место устанавливают новые шлифовальные сегменты.

На рис. 3 показана конструктивная схема мельницы тонкого помола, собранной на раме 1 универсального станка 3Е642. Сбор полученно-

го порошка происходит в специальную камеру 2, окружающую зону контакта МД 3 и заготовки 5. В этой камере предусмотрено отверстие, через которое в зону обработки из баллона по шлангу 8 подается жидкий азот с использованием специальной насадки. Вращение и подача заготовки обеспечиваются узлом 4, в котором заготовка закреплена с помощью цанги 6. Герметизация камеры в месте подвода узла 4 осуществляется с помощью защитных элементов 7 [14–15].

Высокоскоростной способ получения ювелирных поверхностей и УДП является новой разработкой, реализованной в мельнице тонкого помола, которая ориентирована на реализацию

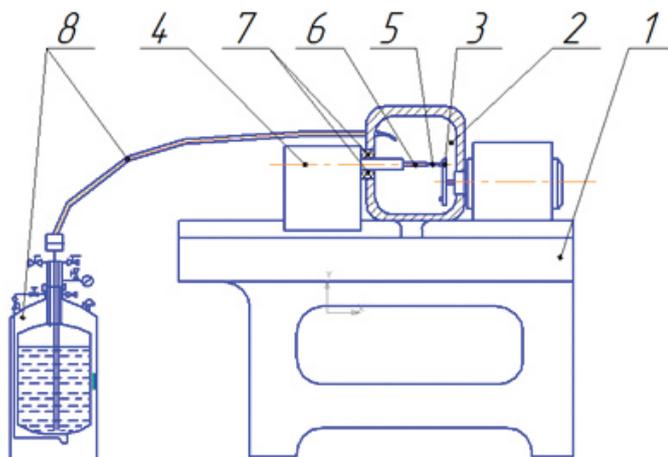


Рис. 3. Конструктивная схема мельницы

Fig. 3. Structural scheme of the mill

именно этого способа. Конструкционные возможности этой мельницы позволяют варьировать режимы обработки заготовки в достаточно широких пределах. Для обеспечения выполнения требований по качеству конечного продукта (чистота поверхности, размер частиц порошка и т. д.) необходимо знание оптимальных технологических режимов, которые, с одной стороны, позволяли бы выполнять данные требования, а с другой – обеспечивали бы высокий уровень производительности операций. Именно определение влияния различных технологических факторов на чистоту обработанных поверхностей и размер частиц является основной целью проведенных исследований. Задача исследований заключается в варьировании параметров технологических факторов и определении значений функций отклика, характеризующих качество конечного продукта.

### Методика исследований

В качестве технологических факторов были взяты наличие/отсутствие жидкого азота в зоне контакта МД и заготовки, скорость вращения МД, продольная подача, физико-механические характеристики обрабатываемых материалов и характеристики абразивного инструмента. В качестве функций отклика при рассмотрении влияния технологических факторов были приняты: наличие посторонних примесей на обработанной поверхности, размер частиц порошка и износ абразивного инструмента.

В качестве объектов исследований были взяты три группы материалов – высокопрочные, пластичные и хрупкие. Группу высокопрочных материалов составили сплав твердый спеченный ВК-8 и сталь инструментальная Р-18. В группу пластичных (вязких) и менее прочных материалов вошли латунь Л63 и алюминиевый сплав Д16. Группа хрупких материалов – ферромагнетик М2500НМС1 и неодимовый магнит N45М.

Определение размера частиц проводилось с использованием растрового электронного микроскопа Jeol JSM-5700 по фотографическим снимкам путем замера ее максимального размера. Разрешающая способность данного микроскопа составляет 5 нм.

Влияние наличия жидкого азота на содержание кислорода в частицах материала, полученных в процессе высокоскоростной обработки, оценивалось путем сравнения результатов химического анализа материала, полученного без использования азота и с ним. Образцы исследовались с помощью энерго-дисперсионного анализа на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-5700 с использованием ZAF Method Standardless Quantitative Analysis [18].

Исследование состояния обработанной поверхности было проведено на образцах из двух материалов – Д16 и Л63. Для этого были взяты по два стержня (10×100 мм) из одного прутка каждого материала, т. е. исходное состояние материалов было одинаковым для обоих стержней. Они были шлифованы со скоростью 300 м/с и подачей 1 мм/мин. Были использованы абразивные головки АС483/60 на металлической связке. У каждого образца было снято по 10 мм. При этом один стержень обрабатывался без подачи азота, другой – с подачей азота.

Выбор оптимальной величины подачи МД с точки зрения минимальных значений дисперсности и загрязнения решался экспериментальным путем. Эксперименты проводились на стержнях из всех рассматриваемых материалов. Результаты группировались: первую группу составили Д16 и Л63 (пластичные материалы), вторую группу – М2500НМС1 и N45М (хрупкие магнитные материалы), в третью группу вошли ВК8 и Р18 (инструментальные материалы). Скорость вращения МД была выбрана 300 м/с. Подача варьировалась с 0,1 до 1,4 мм/мин с шагом 0,05 мм/мин. При каждом значении пода-

чи (продолжительность обработки составляла 5 мин) фиксировались средний размер частиц порошка  $a_{cp}$  и износ абразивного инструмента (использовались головки на бакелитовой или металлической связках, начальная масса АГ составляла 37 г).

Для определения зависимости удельного расхода алмазов от их концентрации были проведены испытания с образцами из сплава Д16. Скорость вращения МД составляла 300 м/с, подача – 1 мм/мин, жидкий азот подавался в зону обработки. Использовались головки АС4 на металлическое связке.

Для исследования зависимости удельного расхода алмазов от скорости вращения МД были проведены испытания с образцами из сплава Д16. Скорость вращения МД изменялась в диапазоне от 50 до 300 м/с, подача – 1 мм/мин, жидкий азот подавался в зону обработки.

Во всех исследованиях скорость вращения заготовки была постоянной и составляла 5 м/с.

Износ абразивных головок определялся их взвешиванием на аналитических весах с погрешностью  $\pm 0,2$  мг. Удельный расход алмазов  $q_p$  определялся по соотношению [19]

$$q_p = \frac{\Delta M_{AG} \alpha}{\Delta M}, \quad (1)$$

где  $\Delta M_{AG}$  – разность массы абразивной головки до и после опыта, мг;  $\Delta M$  – разность массы образца до и после опыта, г;  $\alpha$  – коэффициент, определяющий количество алмазов в алмазонасном слое.

Коэффициент  $\alpha$ , зависящий от марки связки и концентрации алмазов, выбирался по таблицам [20].

При рассмотрении возможной корреляции среднего размера частиц  $a_{cp}$  от физико-механических характеристик в качестве последних были рассмотрены твердость, предел прочности на растяжение и изгиб, ударная вязкость. Количественные значения этих параметров брались из научно-технической литературы и соответствующей нормативной документации (ГОСТы, технические условия и т. д.).

На основании анализа зависимостей, связывающих размер частицы порошка  $a$  с технологическими факторами процесса шлифования (величинами подачи  $s$  и скорости вращения МД  $v_k$ ), были сделаны следующие предположения относительно вида этой функции [16].

1. Существует зависимость размера частицы  $a$  от предела прочности измельчаемого материала.

2. Имеет место линейная зависимость размера частицы  $a$  от подачи.

3. Имеется степенная зависимость размера частицы  $a$  от скорости вращения МД с неизвестным показателем степени  $z$ .

Таким образом, данная функция должна выглядеть следующим образом:

$$\alpha = k(\sigma_b) s v_k^z. \quad (2)$$

Для определения численных значений поправочного коэффициента  $k(\sigma_b)$  и показателя степени  $z$  были использованы результаты серии экспериментов с различными материалами (разные пределы прочности на растяжение). Величины подачи  $s$  и скорости вращения МД  $v_k$  варьировались в рамках матрицы планирования двухфакторного эксперимента.

## Результаты и их обсуждение

В результате серии экспериментов для разных материалов с различными пределами прочности были получены среднее значение показателя степени  $z = -1,7$  и зависимость  $k(\sigma_b)$ , представленная на рис. 4.

Соотношение (2) позволяет при известных значениях показателя степени  $z$  и предела прочности на растяжение обрабатываемого материала рассчитать теоретическую зависимость

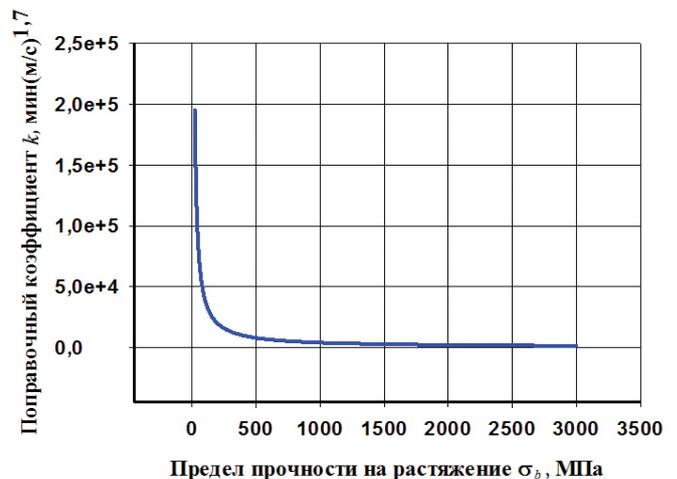


Рис. 4. Зависимость коэффициента  $k$  от предела прочности  $\sigma_b$

Fig. 4. Dependence of the coefficient  $k$  on the ultimate strength  $\sigma_b$

среднего размера частицы  $a$  от скорости вращения МД  $v_k$ . Эти зависимости были построены для всех исследованных материалов.

На рис. 5 для иллюстрации представлены расчетная зависимость (красная линия) и экспериментальные значения (черные точки) средних размеров частиц порошка для латуни Л63, а также показан разброс экспериментальных точек. Практически видно полное совпадение расчетных и экспериментальных значений, которое наблюдается и для других материалов.

Необходимо выделить два момента. Во-первых, видно, что при скорости вращения МД выше 100 м/с происходит резкое уменьшение среднего размера частиц по отношению к классическому уровню скорости порядка 30 м/с.

Во-вторых, сопоставление средних размеров частиц порошков  $a_{cp}$  с размерами зерен материалов  $d$ , которые приведены в табл. 1 (с указанием источников), показывает следующее.

При скорости вращения МД 30 м/с средние размеры частиц оказались сопоставимыми величинами с размерами зерен. Причем для одних материалов они достаточно близки (например,

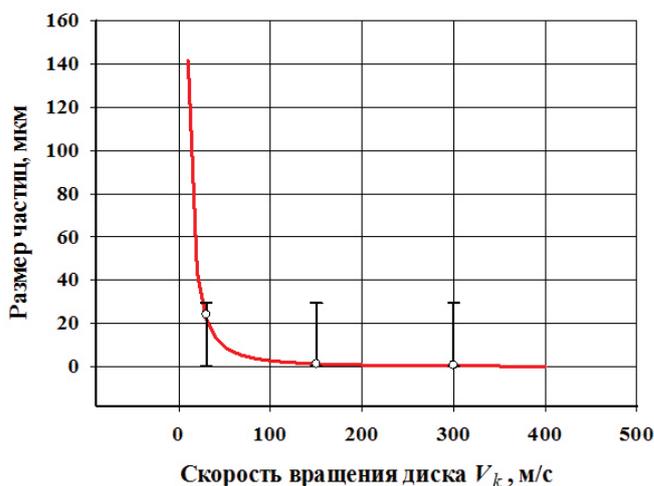


Рис. 5. Зависимость дисперсности порошка из Л63 от скорости вращения МД

Fig. 5. Dependence of powder dispersion from L63 on the grinding disk rate of revolution

для ВК8 и Д16), а для других (М2500НМС1 и N45М) размер зерна в разы меньше размера частиц.

Таким образом, при малых скоростях вращения частица может включать в себя несколько зерен. Это говорит о том, что при скорости 30 м/с

Таблица 1  
Table 1

Средний размер частиц порошка  $a_{cp}$  и размеры зерен  $d$   
Average particle size of a powder  $a_{cp}$  and grain sizes  $d$

Материал Material	Скорость, speed, м/с	$a_{cp}$ , мкм	$d$ , мкм
ВК8	30	7,30	8 [21]
	150	1,90	
	300	1,40	
P18	30	5,20	15 [22]
	150	1,40	
	300	0,90	
Л63	30	24,20	40 [23]
	150	1,30	
	300	0,80	
Д16	30	18,40	28 [24]
	150	1,50	
	300	0,25	
M2500HMC1	30	90,50	40 [25]
	150	1,00	
	300	0,25	
N45M	30	93,20	20 [26]
	150	0,70	
	300	0,20	

механизм образования стружки основан на «вырывании» зерен.

При скоростях 150 и 300 м/с размеры частиц для всех материалов значительно меньше размеров кристаллов, т. е. частицы образуются за счет срезания зерен. По расчетным зависимостям  $a_{cp}(v_k)$  получается, что смена механизма стружкообразования и, следовательно, образования поверхностей, близких к ювенильным, для рассматриваемых материалов происходит при скорости вращения МД около 100 м/с.

Еще одним параметром технологического процесса измельчения является величина подачи МД. Из соотношения (2) следует, что с увеличением подачи размер частиц порошка увеличивается линейно. Поэтому для получения минимальной дисперсности необходимо работать с минимальной подачей МД. Однако это приводит к снижению производительности, увеличению времени нахождения заготовки при повышенных температурах, увеличению расхода жидкого азота и т. д. Вместе с тем увеличение подачи приводит не только к укрупнению частиц, но и к увеличению износа абразивных головок, т. е. к загрязнению ювенильной поверхности и одновременно порошка.

Внутри каждой группы рассматриваемых материалов результаты по определению влияния подачи на величины среднего размера частиц и износа абразивных головок получились близ-

кими. Для примера на рис. 6 и 7 показаны полученные экспериментальные зависимости для сплавов Д16 и ВК8 с указанием доверительных интервалов (95 %).

Необходимо отметить тот факт, что величина подачи около 1 мм/мин является для всех рассматриваемых материалов критической. С увеличением подачи свыше данного значения происходит резкое увеличение износа головок и среднего размера частиц порошка. Поэтому все дальнейшие исследования проводились при подачах меньше 1 мм/мин.

В графическом виде полученная зависимость удельного расхода алмазов от концентрации для сплава Д16 представлена на рис. 8, а. Для сравнения на рис. 8, б показана зависимость износа абразивных головок от концентрации. На графиках указан доверительный интервал (95 %).

Несмотря на то что и удельный расход алмазов, и износ абразивных головок являются величинами, характеризующими потери алмазов, их зависимости от концентрации существенно отличаются. Зависимость удельного расхода имеет тенденцию к постоянному росту, зависимость износа АГ имеет ярко выраженный минимум при концентрации 100 %. При оценке экономической эффективности того или иного технологического процесса следует пользоваться параметром удельного расхода алмазов.

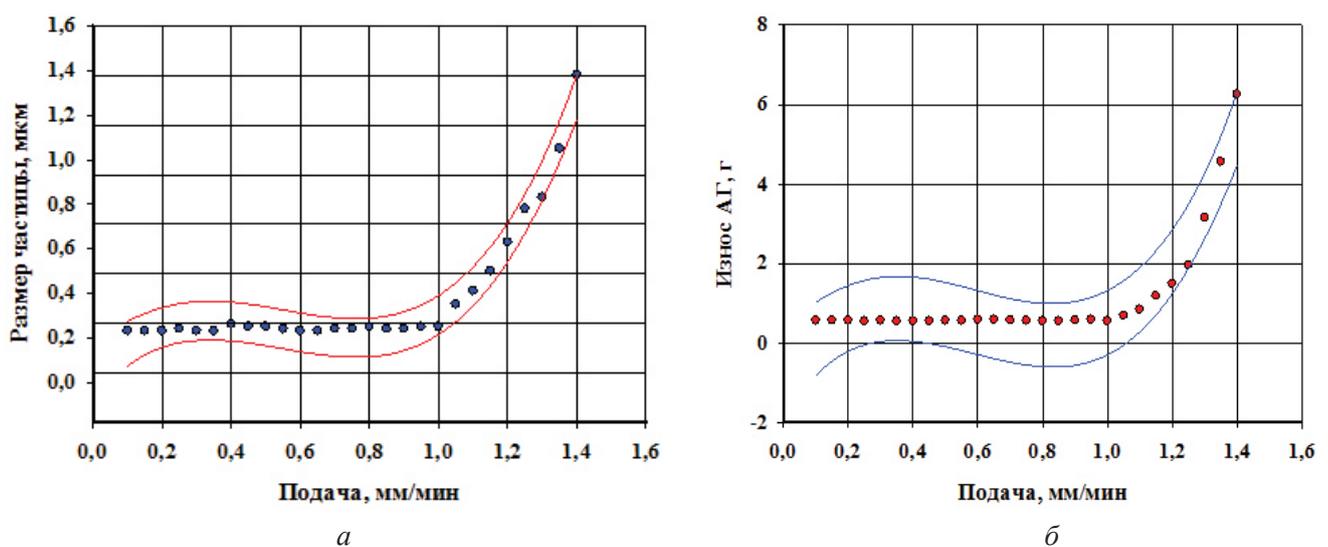


Рис. 6. Зависимость среднего размера частиц  $a_{cp}$  (а) и износа абразивных головок (б) от подачи для сплава Д16

Fig. 6. Dependences of the average particle size  $a_{cp}$  (a) and wear of abrasive heads (b) on feed for the alloy D16

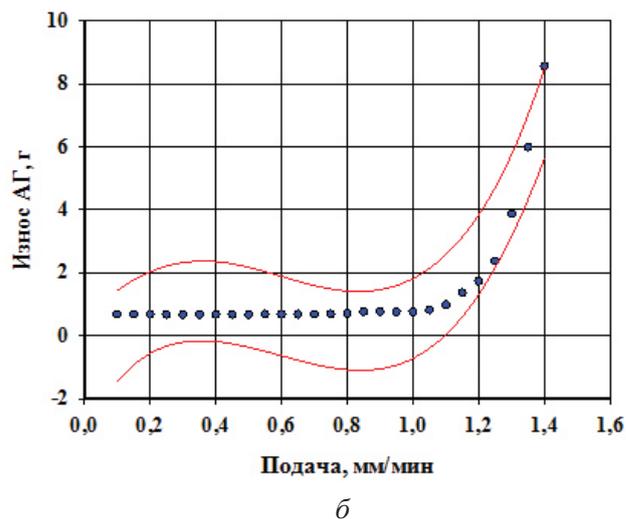
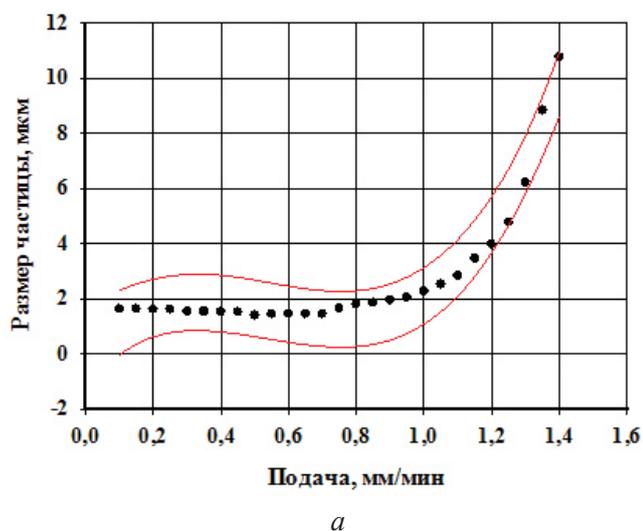


Рис. 7. Зависимость среднего размера частиц  $a_{cp}$  (а) и износа абразивных головок (б) от подачи для сплава ВК8

Fig. 7. Dependences of the average particle size  $a_{cp}$  (a) and wear of abrasive heads (б) on feed for the alloy VK8

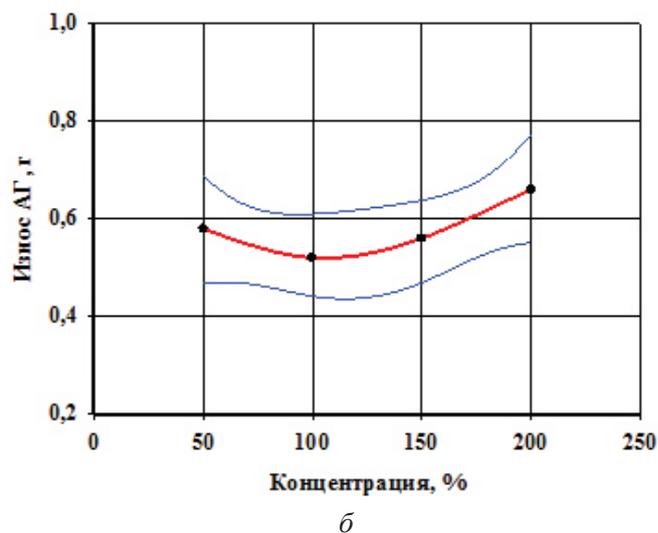
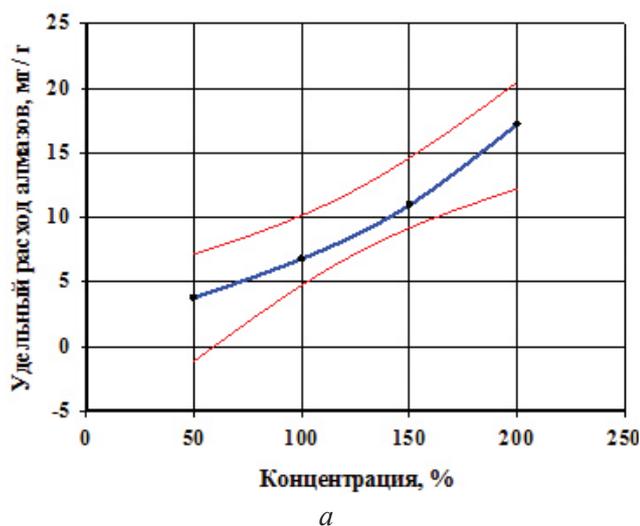


Рис. 8. Зависимость удельного расхода алмазов (а) и износа абразивных головок (б) от концентрации для сплава Д16

Fig. 8. Dependences of specific consumption of diamonds (a) and wear of abrasive heads (б) on concentration for the alloy D16

Полученная для сплава Д16 зависимость удельного расхода алмазов от скорости вращения МД в графическом виде с указанием доверительного интервала (95 %) представлена на рис. 9.

Видно, что данная зависимость имеет ярко выраженный экстремум при скорости вращения 100 м/с. При превышении этого порога происходит уменьшение удельного расхода вследствие изменения условий резания, связанных с уменьшением сил резания и температуры. Отметим,

что при скоростях менее 100 м/с также отмечается тенденция уменьшения удельного расхода, что совпадает с результатами Е.В. Васильева, который исследовал эту зависимость при скоростях вращения от 10 до 40 м/с. Результаты его исследований показывают, что в данном диапазоне удельный расход синтетического алмаза увеличивается при повышении скорости вращения круга [27].

Оценка возможной корреляции среднего размера частиц  $a_{cp}$  от физико-механических харак-

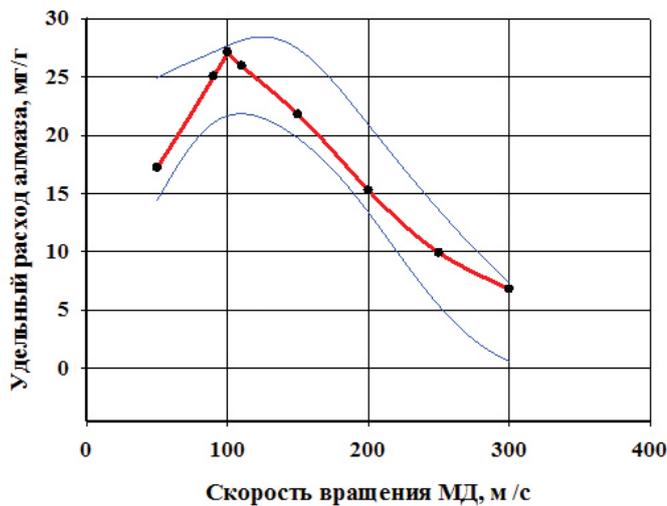


Рис. 9. Зависимость удельного расхода алмазов от скорости вращения МД для сплава Д16

Fig. 9. Dependence of specific consumption of diamonds on the speed of grinding disk for the alloy D16

теристик (кроме предела прочности на растяжение) дала отрицательные результаты. Таким образом, можно заключить, что связь размера частицы порошка с пределом прочности материала на растяжение является единственной.

Одним из основных технологических факторов служит наличие жидкого азота в зоне обработки. Создание криогенных условий оказалось необходимым для обработки вязких материалов, таких как Л63 и Д16. Именно отрицательные температуры осуществляли охрупчивание этих материалов и создавали условия для обработки

поверхности путем срезания зерен. Еще одним положительным моментом является отсутствие загрязнения обработанной поверхности. В табл. 2 приведены результаты химического анализа поверхностей двух стержней из Д16.

Отчетливо видно, что при обработке без применения азота создается среда, благоприятная для образования оксидов. Алюминий и медь на поверхности полностью переходят в  $Al_2O_3$  и  $CuO$ . Этого не происходит в случае применения азота при обработке. Аналогичные результаты были получены для латуни Л63.

Результаты исследования химического состава частиц порошка также показали, что присутствие жидкого азота является необходимым условием для обеспечения чистоты продукта измельчения.

Для примера в табл. 3 приведены результаты химического анализа частиц порошка неодимового магнита N45M. При отсутствии жидкого азота в зоне обработки химический анализ показал, что помимо элементов, входящих в состав магнита (железо и неодим), зафиксировано наличие кислорода и углерода (продукт износа абразивных головок). При присутствии жидкого азота кроме элементов, входящих в состав магнита, других элементов не обнаружено в пределах чувствительности микроскопа Jeol JSM-5700. Аналогичные результаты были зафиксированы для порошков из латуни Л63 и алюминиевого сплава Д16.

Таблица 2

Table 2

Результаты анализа поверхностей стержней из Д16

Results of the analysis of the alloy D16 rods surface

Элемент Element	Параметр Parameter			
	Масс., % Mass., %	Погрешность, % Error, %	Соединение Compound	Масс., % Mass., %
Обработка стержня без использования жидкого азота Treatment of the rod end without liquid nitrogen				
Кислород	45,94			
Алюминий	50,70	0,37	$Al_2O_3$	95,79
Медь	3,36	1,63	$CuO$	4,21
Сумма	100,00		–	100,00
Обработка стержня с использованием жидкого азота Treatment of the bar end with liquid nitrogen				
Алюминий	92,62	0,35	–	–
Медь	7,38	2,86	–	–
Сумма	100,00		–	–

**Результаты анализа частиц порошка неодимового магнита N45M**  
**The results of the analysis of the particles of the neodymium magnet powder N45M**

Элемент Element	Параметр Parameter	
	Масс. % Mass. %	Погрешность, % Error, %
Порошок, полученный без использования жидкого азота Powder obtained without feeding liquid nitrogen		
Углерод	18,28	0,43
Кислород	14,61	0,38
Железо	49,43	7,59
Неодим	17,67	9,60
Сумма	100,00	–
Порошок, полученный с использованием жидкого азота Powder obtained with the supply of liquid nitrogen		
Железо	77,28	58,56
Неодим	22,72	74,14
Сумма	100,00	–

### Выводы

1. Подача жидкого азота является обязательным технологическим фактором при получении ювенильных поверхностей и ультрадисперсных порошков различных материалов. Жидкий азот предотвращает окисление обрабатываемой поверхности и снижает уровень ее загрязнения продуктами износа абразивных головок. Кроме того, использование жидкого азота в случае обработки пластичных материалов приводит к их охрупчиванию, что уменьшает степень засаливания абразивных головок.

2. При скоростях вращения мелющего диска выше 100 м/с размеры частиц оказываются меньше размеров зерна материалов, что говорит о механизме образования стружки путем срезания зерна. Экспериментальным путем установлено, что при превышении подачи свыше 1 мм/мин происходит резкое увеличение размеров частиц и износа абразивных головок. Определены зависимости удельного расхода алмазов от концентрации алмазов и скорости вращения мелющего диска.

### Список литературы

1. Molitor P., Barron V., Young T. Surface treatment of titanium for adhesive bonding to polymer composites:

a review // International Journal of Adhesion and Adhesives. – 2001. – Vol. 21, iss. 2. – P. 129–136. – doi: 10.1016/S0143-7496(00)00044-0.

2. Handbook of adhesives and surface preparation: technology, applications and manufacturing / ed. by S. Ebnesaajad. – 1<sup>st</sup> ed. – Amsterdam: William Andrew/Elsevier, 2011. – 450 p. – ISBN 978-1-4377-4461-3. – doi: 10.1016/C2010-0-65918-9.

3. Roberts R.W. Generation of clean surfaces in high vacuum // British Journal of Applied Physics. – 1963. – Vol. 14, N 9. – P. 537–543. – doi: 10.1088/0508-3443/14/9/301.

4. Jona F. Preparation and properties of clean surfaces of aluminum // Journal of Physics and Chemistry of Solids. – 1967. – Vol. 28, iss. 11. – P. 2155–2158: 2159–2160. – doi: 10.1016/0022-3697(67)90239-9.

5. A practical excimer laser-based cleaning tool for removal of surface contaminants / H.K. Park, C.P. Grigoropoulos, W.P. Leung, A.C. Tam // IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology: Part A. – 1994. – Vol. 17, iss. 4. – P. 631–643. – doi: 10.1109/95.335050.

6. Preparation of atomically clean surfaces of selected elements: a review / R.G. Musket, W. McLean, C.A. Colmenares, D.M. Makowiecki, W.J. Siekhaus // Applications of Surface Science. – 1982. – Vol. 10, iss. 2. – P. 143–207. – doi: 10.1016/0378-5963(82)90142-8.

7. X-ray photoelectron studies of the reaction of clean metals (Mg, Al, Cr, Mn) with oxygen and water vapour /

J.C. Fuggle, L.M. Watson, D.J. Fabian, S. Affrossman // *Surface Science*. – 1975. – Vol. 49, iss. 1. – P. 61–76. – doi: 10.1016/0039-6028(75)90328-3.

8. *Muktepavela F., Maniks J.* Mechanical properties and accommodation processes on metallic interfaces // *Nanostructured Materials*. – 1998. – Vol. 10, iss. 3. – P. 479–484. – doi: 10.1016/S0965-9773(98)00090-7.

9. *Muktepavelaa F., Manikaa I., Mironovsb V.* Structure and mechanical properties of Al–B composite powder // *Materials & Design*. – 1997. – Vol. 18, iss. 4–6. – P. 257–259. – doi: 10.1016/S0261-3069(97)90061-3.

10. *Qureshi A.T.* Silver nanoparticles as drug delivery systems: Dr. of philosophy diss. – Louisiana, 2013. – 173 p. – Identifier: etd-11052013-124819.

11. *Karkare M.* Nanotechnology: fundamentals and applications. – New Delhi: I.K. International Publishing House, 2008. – 252 p. – ISBN-10: 8189866990. – ISBN-13: 978-8189866990.

12. *Koçak A., Karasu B.* General evaluations of nanoparticles // *El-Cezerî Journal of Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 5, N 1. – P. 191–236.

13. Nanoengineered colloidal inks for 3D bioprinting / C.W. Peak, J. Stein, K.A. Gold, A.K. Gaharwar // *Langmuir*. – 2018. – Vol. 34, iss. 3. – P. 917–925. – doi: 10.1021/acs.langmuir.7b02540.

14. Preparation of multi-component powder of any high solids process / Yu. Titov, D. Rechenko, I. Tsarenko, I. Petrov // *Scientific-Technical Conference “Innovations in Engineering”*: Proceedings. – Burgas, 2015. – P. 27–29.

15. Unit engineering of solid materials complex powder production by high speed process / Yu. Titov, D. Rechenko, I. Tsarenko, I. Petrov // *2<sup>nd</sup> Scientific Congress “Innovations in engineering”*: Proceedings. – Varna, 2016. – P. 41–42.

16. *Филимонов Л.Н.* Высокоскоростное шлифование. – Л.: Машиностроение, 1979. – 248 с.

17. Патент 146455 Российская Федерация, МПК В 22 F 9/04. Устройство для получения металлических порошков / А.Ю. Попов, Д.С. Реченко, Ю.В. Титов, К.К. Госина, Р.У. Каменов. – № 2014119229/02; заявл. 13.05.2014; опубл. 10.10.2014, Бюл. № 28. – 3 с.

18. Scanning electron microscopy and X-Ray microanalysis / J.I. Goldstein, D.E. Newburu, P. Echlin, D.C. Joy, C. Fiori, E. Lifshin. – 1<sup>st</sup> ed. – New York;

London: Springer US Publ., 1981. – 673 p. – ISBN 978-1-4613-3275-6. – eISBN 978-1-4613-3273-2. – doi: 10.1007/978-1-4613-3273-2.

19. *Бакуль В.Н.* Основы проектирования и технология изготовления абразивного и алмазного инструмента. – М.: Машиностроение, 1975. – 296 с.

20. Справочник по алмазной обработке металлорежущего инструмента / В.Н. Бакуль, И.П. Захаренко, Я.А. Кункин, М.З. Мильштейн; под общ. ред. В.Н. Бакуль. – Киев: Техніка, 1971. – 208 с.

21. *Борисенко Н.И., Чичиро Е.А.* Износостойкий твердый сплав ВК8УДП для подшипников скольжения и режущего инструмента // *Материалы Международной научно-технической конференции ААИ «Автомобиле- и тракторостроение в России: приоритеты развития и подготовка кадров»*. Секция 9 «Техническая физика». – М.: МГТУ «МАМИ», 2010. – С. 18–24.

22. ГОСТ 19265–73. Прутки и полосы из быстрорежущей стали. Технические условия. – Введ. 01.01.75. – М.: Изд-во стандартов. – 23 с.

23. *Пачурин Г.В.* Сопrotивление усталости при разных температурах отожженной и упрочненной латуни Л63 // *Международный журнал экспериментального образования*. – 2014. – № 3, ч. 1. – С. 119–126.

24. *Шаклеина А.В.* Микроструктура и механические свойства алюминиевого сплава Д16 при нагружении в коррозионной среде: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Тюмень, 2010. – 18 с.

25. *Саврук Е.В., Смирнов С.В., Климов А.С.* Модификация поверхности Mn-Zn-феррита пучком низкоэнергетических электронов // *Доклады ТУСУР*. – 2012. – № 2 (26), ч. 2. – С. 172–174.

26. Влияние термической обработки на магнитные свойства и структуру магнитов типа (Nd,Pr)-(Tb,Dy,Gd)-(Fe,Co,Al,Cu,Re)-В // О.А. Ариничева, А.С. Лилеев, А.А. Лукин, М. Райзнер, А.С. Старикова, Е.М. Семенова / *Известия РАН. Серия физическая*. – 2013. – Т. 77, № 10. – С. 1387–1390.

27. *Васильев Е.В.* Повышение производительности алмазного шлифования твердосплавных изделий и ресурса кругов выбором оптимальных схем и режимов шлифования и характеристики круга: дис. ... канд. техн. наук. – Омск, 2005. – 169 с.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



## The Influence of Technological Modes of Forming the Surface, Close to Juvenile and Ultrafine Powders with a High-Speed Method in a Cryogenic Environment

Yury Titov<sup>1, a, \*</sup>, Renat Kamenov<sup>1, b</sup>, Dmitry Belan<sup>2, c</sup>, Alexey Zinkin<sup>3, d</sup>

<sup>1</sup> Omsk State Technical University, 11 Mira ave., Omsk, 644050, Russian Federation

<sup>2</sup> Omsk State Transport University, 35 Prospekt Marksa, Omsk, 644046, Russian Federation

<sup>3</sup> LLC "SibTochMash", 55 (build. 2) Mira ave., Omsk, 644077, Russian Federation

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-6454-8310>,  [tyrin-88@mail.ru](mailto:tyrin-88@mail.ru), <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9181-5704>,  [renatkamenov@mail.ru](mailto:renatkamenov@mail.ru),

<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7168-103X>,  [Baltazar.13@mail.ru](mailto:Baltazar.13@mail.ru) <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0347-5277>,  [az@sibtmk.ru](mailto:az@sibtmk.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 13 March 2018

Review: 10 April 2018

Accepted: 15 August 2018

Available online: 15 September 2018

#### Keywords:

Juvenile surface

Ultrafine powder

High-speed processing

Cryogenic medium

#### Funding:

The work was carried out with the financial support of the Program of Fundamental Scientific Research of the State Academies of Sciences for 2013-2020. No. 9.9372 / BP.

### ABSTRACT

**Introduction.** The paper describes the research results of technological modes for high-speed processing of billets with the aim of obtaining juvenile surfaces and ultrafine powders. **Methods of research.** As technological factors, the presence/absence of liquid nitrogen in the treatment zone, the rate of revolution of grinding disk, the longitudinal feed, the characteristics of the abrasive tool, and the physical and mechanical characteristics of the materials being processed are taken. As response functions, when considering the influence of technological factors, foreign impurities are taken on the treated surface, the particle size of the powder and the wear of the abrasive tool. All the studies were carried out on the following materials: sintered-hard alloy VK-8, tool steel R-18, brass L63, aluminum alloy D16, ferromagnet M2500NMC1 and neodymium magnet N45M. A scanning electronic microscope Jeol JSM-5700 was used in the studies. The method of planning a two-factor experiment was used to obtain the ratio connecting the size of powder particles with technological factors. **Results and discussion.** The presence of liquid nitrogen in the processing area allows keeping the surface clean, preventing its oxidation and the appearance of abrasive wear products on it. The processing of viscous materials becomes possible only with the use of liquid nitrogen. The dispersion of the billet at grinding disc rate of revolution higher than 100 m/s leads to a sharp decrease in the particle size of the resulting powder. The use of a feed of less than 1 mm/min in the processing of billets is optimal in terms of the particle size of the powder obtained and the wear of the abrasive tool. The tensile strength of materials is the only parameter considered by physicomechanical characteristics of materials that affects the particle size.

**For citation:** Titov Yu.V., Kamenov R.U., Belan D.Y., Zinkin A.I. The influence of technological modes of forming the surface, close to juvenile and ultrafine powders with a high-speed method in a cryogenic environment. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 58–71. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-58-71. (In Russian).

### References

1. Molitor P., Barron V., Young T. Surface treatment of titanium for adhesive bonding to polymer composites: a review. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2001, vol. 21, iss. 2, pp. 129–136. doi: 10.1016/S0143-7496(00)00044-0.
2. Ebnesajjad S., ed. *Handbook of adhesives and surface preparation: technology, applications and manufacturing*. 1<sup>st</sup> ed. Amsterdam, William Andrew/Elsevier, 2011. 450 p. ISBN 978-1-4377-4461-3. doi: 10.1016/C2010-0-65918-9.

#### \* Corresponding author

Titov Yury V., Assistant

Omsk State Technical University

11 Mira ave.,

644050, Omsk, Russian Federation

Tel.: +7 (913) 681-56-64, e-mail: [tyrin-88@mail.ru](mailto:tyrin-88@mail.ru)

3. Roberts R.W. Generation of clean surfaces in high vacuum. *British Journal of Applied Physics*, 1963, vol. 14, no. 9, pp. 537–543. doi: 10.1088/0508-3443/14/9/301.
4. Jona F. Preparation and properties of clean surfaces of aluminum. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 1967, vol. 28, iss. 11, pp. 2155–2158, 2159–2160. doi: 10.1016/0022-3697(67)90239-9.
5. Park H.K., Grigoropoulos C.P., Leung W.P., Tam A.C. A practical excimer laser-based cleaning tool for removal of surface contaminants. *IEEE Transactions on Components, Packaging, and Manufacturing Technology: Part A*, 1994, vol. 17, iss. 4, pp. 631–643. doi: 10.1109/95.335050.
6. Musket R.G., McLean W., Colmenares C.A., Makowiecki D.M., Siekhaus W.J. Preparation of atomically clean surfaces of selected elements: a review. *Applications of Surface Science*, 1982, vol. 10, iss. 2, pp. 143–207. doi: 10.1016/0378-5963(82)90142-8.
7. Fuggle J.C., Watson L.M., Fabian D.J., Affrossman S. X-ray photoelectron studies of the reaction of clean metals (Mg, Al, Cr, Mn) with oxygen and water vapour. *Surface Science*, 1975, vol. 49, iss. 1, pp. 61–76. doi: 10.1016/0039-6028(75)90328-3.
8. Muktepavela F., Maniks J. Mechanical properties and accommodation processes on metallic interfaces. *Nanostructured Materials*, 1998, vol. 10, iss. 3, pp. 479–484. doi: 10.1016/S0965-9773(98)00090-7.
9. Muktepavela F., Manikaa I., Mironovsb V. Structure and mechanical properties of Al–B composite powder. *Materials & Design*, 1997, vol. 18, iss. 4–6, pp. 257–259. doi: 10.1016/S0261-3069(97)90061-3.
10. Qureshi A.T. *Silver nanoparticles as drug delivery systems*. Dr. of philosophy diss. Louisiana, 2013. 173 p. Identifier: etd-11052013-124819.
11. Karkare M. *Nanotechnology: fundamentals and applications*. New Delhi, I.K. International Publishing House, 2008. 252 p. ISBN-10: 8189866990. ISBN-13: 978-8189866990.
12. Koçak A., Karasu B. General evaluations of nanoparticles. *El-Cezeri Journal of Science and Engineering*, 2018, vol. 5, no. 1, pp. 191–236.
13. Peak C.W., Stein J., Gold K.A., Gaharwar A.K. Nanoengineered colloidal inks for 3D bioprinting. *Langmuir*, 2018, vol. 34, iss. 3, pp. 917–925. doi: 10.1021/acs.langmuir.7b02540.
14. Titov Yu., Rechenko D., Tsarenko I., Petrov I. Preparation of multi-component powder of any high solids process. *Scientific-Technical Conference “Innovations in Engineering”*: Proceedings. Burgas, 2015, pp. 27–29.
15. Titov Yu., Rechenko D., Tsarenko I., Petrov I. Unit engineering of solid materials complex powder production by high speed process. *2<sup>nd</sup> Scientific Congress “Innovations in engineering”*: Proceedings. Varna, 2016, pp. 41–42.
16. Filimonov L.N. *Vysokoskorostnoe shlifovanie* [High-speed grinding]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1979. 248 p.
17. Popov A.Yu., Rechenko D.S., Titov Yu.V., Gosina K.K., Kamenov R.U. *Ustroistvo dlya polucheniya metallicheskih poroshkov* [An apparatus for producing metallic powders]. Patent RF, no. 146455, 2014.
18. Goldstein J.I., Newbury D.E., Echlin P., Joy D.C., Fiori C., Lifshin E. *Scanning electron microscopy and X-Ray microanalysis*. 1<sup>st</sup> ed. New York, London, Springer US Publ., 1981. 673 p. ISBN 978-1-4613-3275-6. eISBN 978-1-4613-3273-2. doi: 10.1007/978-1-4613-3273-2.
19. Bakul’ V.N. *Osnovy proektirovaniya i tekhnologiya izgotovleniya abrazivnogo i almaznogo instrumenta* [Basics of designing and technology of manufacturing of the abrasive and diamond tool]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 296 p.
20. Bakul’ V.N., Zakharenko I.P., Kunkin Ya.A., Mil’shtein M.Z. *Spravochnik po almaznoi obrabotke metallorezhushchego instrumenta* [Directory of diamond processing of metal cutting tools]. Kiev, Tekhnika Publ., 1971. 208 p.
21. Borisenko N.I., Chichiro E.A. [Wear-resistant hard alloy VK8UDP for bearings of sliding and cutting tools]. *Materialy Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii AAI “Avtomobile- i traktorostroenie v Rossii: priority razvitiya i podgotovka kadrov”* [Materials of the International Scientific and Technical Conference AAI “Automobile and Tractor in Russia: Development Priorities and training”]. Moscow, MSTU MAMI Publ., 2010, pp. 18–24. (In Russian).
22. GOST 19265–73. *Prutki i polosy iz bystrozrezhushchei stali. Tekhnicheskie usloviya* [State Standard 19265–73. Bars and strips of high-speed steel. Specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 1975. 23 p.
23. Pachurin G.V. Soprotivlenie ustalosti pri raznykh temperaturakh otozhzhennoi i uprochnennoi latuni L63 [Fatigue resistance of annealed at different temperatures and strengthening brass L63]. *Mezhdunarodnyi zhurnal eksperimental’nogo obrazovaniya = International Journal of Experimental Education*, 2014, no. 3, pt. 1, pp. 119–126.
24. Shakleina A.V. *Mikrostruktura i mekhanicheskie svoistva alyuminievogo splava D16 pri nagruzhении v korrozionnoi srede*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy D16 under loading in a corrosive environment. Author’s abstract of PhD eng. sci. diss.]. Tyumen’, 2010. 18 p.



25. Savruk E.V., Smirnov S.V., Klimov A.S. Modifikatsiya poverkhnosti Mn-Zn-ferrita puchkom nizkoenergeticheskikh elektronov [The modification of Mn-Zn- ferrite surface by a low-energy electron beam]. *Doklady Tomskogo gosudarstvennogo universiteta sistem upravleniya i radioelektroniki = Proceedings of Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics*, 2012, no. 2 (26), pt. 2, pp. 172–174.

26. Arinicheva O.A., Lileev A.S., Lukin A.A., Raizner M., A.S. Starikova, E.M. Semenova Vliyanie termicheskoi obrabotki na magnitnye svoistva i strukturu magnetov tipa (Nd,Pr)-(Tb,Dy,Gd)-(Fe,Co,Al,Cu,Re)-B [Effect of thermal treatment on the magnetic properties and structure of (Nd, Pr)-(Tb, Dy, Gd)-(Fe, Co, Al, Cu, Re)-type magnets]. *Izvestiya Rossiiskoi akademii nauk. Seriya fizicheskaya = Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2013, vol. 77, no. 10, pp. 1387–1390. (In Russian).

27. Vasil'ev E.V. *Povyshenie proizvoditel'nosti almaznogo shlifovaniya tverdospлавnykh izdelii i resursa krugov vyborom optimal'nykh skhem i rezhimov shlifovaniya i kharakteristiki kruga*. Diss. kand. tekhn. nauk [Increasing the productivity of diamond grinding of carbide-tipped products and the life of the wheels by selecting the optimum grinding schemes and modes and the characteristics of the grinding wheel. PhD eng. sci. diss.]. Omsk, 2005. 169 p.

### Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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)


## Равновесные фазовые диаграммы сплава Zn–Ag

 Алексей Королев<sup>1, a</sup>, Геннадий Мальцев<sup>1, b, \*</sup>, Константин Тимофеев<sup>2, c</sup>, Владимир Лобанов<sup>3, d</sup>
<sup>1</sup> Акционерное общество «Уралэлектромедь», пр. Успенский, 1, г. Верхняя Пышма, 624091, Россия

<sup>2</sup> Технический университет УГМК, пр. Успенский, 3, г. Верхняя Пышма, 624091, Россия

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

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0338-9774>, [gennadymaltsev@mail.ru](mailto:gennadymaltsev@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0750-0070>, [mgi@elem.ru](mailto:mgi@elem.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9525-6476>, [K.Timofeev@elem.ru](mailto:K.Timofeev@elem.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6450-8434>, [lobanov-vl@yandex.ru](mailto:lobanov-vl@yandex.ru)

### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 661.852 : 669.643 : 66.048.1–982

История статьи:

Поступила: 03 мая 2018

Рецензирование: 25 мая 2018

Принята к печати: 21 июня 2018

Доступно онлайн: 15 сентября 2018

Ключевые слова:

Диаграмма

Модель

Вакуум

Сплав

Дистилляция

Цинк

Серебро

Разделение

Концентрат

### АННОТАЦИЯ

**Объект исследования:** при рафинировании черного свинца от примесей металлическим цинком на поверхности жидкого расплава образуется серебристая пена (СП), содержащая свинец, цинк и серебро. Для разделения компонентов СП возможно применение вакуумной перегонки, являющейся одной из самых экологически безопасных и высокопроизводительных технологий в пирометаллургии. Предварительный анализ поведения полиметаллических сплавов в процессе дистилляции, в частности состав продуктов возгонки и степень разделения компонентов сплава при заданных значениях температуры и давления, осуществляют при помощи рассчитанных равновесных фазовых диаграмм VLE (vapor liquid equilibrium), например, температура–состав ( $T-x$ ) и давление–состав ( $P-x$ ). **Цель работы:** расчет равновесных состояний «газ–жидкость», соотношения жидкой ( $x$ ) и газовой ( $y$ ) фаз при заданных значениях температуры ( $T$ ) и давления ( $P$ ) для бинарного Zn–Ag сплава при вакуумной перегонке СП. **Используемые методы и подходы:** при построении VLE коэффициенты активности компонентов Zn–Ag сплава вычислены согласно объемной модели молекулярного взаимодействия molecular interaction volume model (MIVM). **Новизна:** получена оригинальная информация о влиянии температуры и остаточного давления в системе на степень возгонки и разделения металлов из Zn–Ag сплавов переменного состава. **Основные результаты:** определены величины давления насыщенного пара ( $P_a$ ) для цинка  $P_{Zn}^* = 5.79 \cdot 10^2 \dots 3.104 \cdot 10^4$  и серебра  $P_{Ag}^* = 5.25 \cdot 10^9 \dots 5.1 \cdot 10^5$  при  $T = 823 \dots 1073$  К. Большие различия в величинах  $P_{Zn}^*$  и  $P_{Ag}^*$  обуславливают высокие значения коэффициента разделения  $\log \beta_{Zn} = 8.32 \dots 12.18$  и предполагают возможность отдельного выделения возгонкой цинка в газовую фазу ( $\beta_{Zn} > 1$ ) и концентрирование серебра в жидкой фазе. Увеличение содержания мольных долей серебра в составе сплава от 0.1 до 0.9 и температуры системы с 823 до 1073 К приводят к росту мольной доли серебра в газовой фазе с  $1 \cdot 10^{-15}$  до  $8.5 \cdot 10^{-7}$ . Для равновесного состояния жидкой и газовой фаз системы Zn–Ag рассчитаны величины термодинамических функций:  $G_m^E = 0.08 \dots 1.36$  кДж/моль;  $-H_m^E = 1.52 \dots 5.73$  кДж/моль;  $S_m^E = 1.57 \dots 5.38$  Дж/моль · К. **Практическая значимость:** равновесные фазовые диаграммы VLE Zn–Ag сплава используют на предварительных этапах проектирования опытно-промышленного оборудования для технологии вакуумной перегонки, а также для выбора диапазонов температуры и давления в системе с целью получения Zn- и Ag-содержащих продуктов заданного состава.

**Для цитирования:** Равновесные фазовые диаграммы сплава Zn–Ag / А.А. Королев, Г.И. Мальцев, К.Л. Тимофеев, В.Г. Лобанов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 72–84. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-72-84.

## Введение

При очистке черного свинца от примесей металлическим цинком на поверхности жидкого расплава образуется серебристая пена (СП),

содержащая свинец, цинк и серебро. Для разделения компонентов СП возможно применение вакуумной перегонки, являющейся одной из самых экологически безопасных и высокопроизводительных технологий в пирометаллургии [1, 2]. Предварительный анализ поведения полиметаллических сплавов в процессе дистилляции, в частности состав продуктов возгонки и степень разделения компонентов сплава при заданных

\*Адрес для переписки

Мальцев Геннадий Иванович, д.т.н., с.н.с.

Акционерное общество «Уралэлектромедь»

пр. Успенский, 1,

624091, г. Верхняя Пышма, Россия

Тел.: 8-922-144-60-65, e-mail: [mgi@elem.ru](mailto:mgi@elem.ru)



значениях температуры и давления, осуществляют с помощью рассчитанных равновесных фазовых диаграмм *VLE* (*vapor liquid equilibrium*), например, температура–состав «*T-x*» и давление–состав «*P-x*». Возможность разделения компонентов сплавов методом возгонки обусловлена различием в давлении насыщенных паров чистых металлов (*P\**) при одинаковой температуре и характеризуется коэффициентами разделения ( $\beta$ ) при распределении металлов между газовой и жидкой фазами [3]. Для определения  $\beta$  необходимо рассчитать коэффициенты активности компонентов ( $\gamma_i, \gamma_j$ ) в зависимости от температуры и состава сплава [4] с использованием соответствующей модели *MIVM* [5]. При расчете используют значения координационных чисел (*Z*), молярных объемов ( $V_m$ ) и потенциальных энергий парного взаимодействия (*B*) компонентов сплава [6]. Диаграммы *VLE* помогают выявить вероятностные диапазоны температуры и давления процесса дистилляции, соответствующие заданной степени разделения металлов из состава исходного сплава и составу образующихся продуктов возгонки – конденсату и кубовому остатку [7, 8].

Цель работы заключалась в исследовании влияния температуры и давления в системе на полноту извлечения и степени разделения цинка и серебра из состава СП, а также прогнозирования качественного и количественного состава фаз вакуумной возгонки компонентов Zn-Ag сплава посредством расчета равновесных диаграмм «жидкость–газ», учитывающих зависи-

мость состава образующихся продуктов возгона от температуры (*T-x*) с применением *MIVM*.

### Методика исследований

Расчет значений давления насыщенных паров чистых металлов Zn, Ag при температуре *T* ( $P_{Zn,Ag}^*$ ); коэффициентов активности Zn, Ag в жидкой фазе ( $\gamma_{Zn,Ag}$ ), в том числе для бесконечно разбавленных растворов ( $\gamma_{Zn,Ag}^\infty$ ), приданных температуре, давлению и мольной доли металлов в жидкой ( $x_{Zn,Ag}$ ) и газовой ( $y_{Zn,Ag}$ ) фазах; коэффициентов разделения Zn и Ag ( $\beta$ ); потенциальных энергий парного взаимодействия ( $B_{Zn-Ag}, B_{Ag-Zn}$ ); координационных чисел жидких металлов ( $Z_{Zn,Ag}$ ); констант испарения для Zn и Ag из сплавов Zn-Ag (*A, B, C, D*); термодинамических параметров для границы раздела фаз «жидкость–газ» Zn-Ag сплава ( $G_m^E, H_m^E, S_m^E$ ) выполнен в соответствии с методиками [9–16], использующими модель *MIVM*.

Для выполнения опытных исследований на лабораторной установке были приготовлены Zn-Ag сплавы различного состава, в которых мольные доли компонентов ( $x_{Zn,Ag}$ ) изменялись от 0.1 до 0.9. Методика проведения экспериментов по вакуумной возгонке изложена ранее в работах [17, 18].

### Результаты и их обсуждение

Исходные характеристики Zn-Ag сплава приведены в табл. 1.

Таблица 1

Table 1

Значения параметров  $\gamma_i^\infty, \gamma_j^\infty, B_{ij}, B_{ji}, Z_p, Z_f, p_i^*, p_j^*, V_{m(i,j)}$  сплава Zn-Ag  
 Parameter values  $\gamma_i^\infty, \gamma_j^\infty, B_{ij}, B_{ji}, Z_p, Z_f, p_i^*, p_j^*, V_{m(i,j)}$  Zn-Ag alloy

<i>i-j</i> сплав	<i>T</i> , К	$\gamma_{Zn}^\infty / \gamma_{Ag}^\infty$		<i>B</i>		<i>Z</i>	
				$B_{Zn-Ag}$	$B_{Ag-Zn}$	Zn	Ag
Zn/Ag	1300	1.03/1.53		0.5236	1.395	11.04	10.61
Металл	<i>-A</i>	<i>-B</i>	<i>C</i>	<i>D</i>	$V_m = f(T)$ , см <sup>3</sup> /моль		
Zn	6620	1.255	–	14.465	9.2[1 + 2.065 · 10 <sup>-4</sup> ( <i>T</i> -273)]		
Ag	14 400	0.85	–	11.7	11.6[1 + 0.98 · 10 <sup>-4</sup> ( <i>T</i> -234)]		

Цинк легко возгоняется (высокие значения  $p_{Zn}^* = 5.8 \cdot 10^2 \dots 3.1 \cdot 10^4$  Па) в отличие от серебра (низкие значения  $p_{Ag}^* = 5.3 \cdot 10^{-9} \dots 5.1 \cdot 10^{-5}$  Па), которое концентрируется в жидкой фазе, что позволяет достаточно полно их разделить вакуумной дистилляцией (табл. 2).

Возможность отделения Zn от Ag сплава Zn-Ag вакуумной дистилляцией характеризует

коэффициент разделения  $\beta$ , для расчета которого используют значения коэффициентов активности (табл. 3 и 4).

Значения  $\beta_{Zn} > 1$ , поскольку содержание Zn в газовой фазе больше, чем в жидкой ( $y_{Zn} \gg x_{Zn}$ ); Zn концентрируется в газовой фазе, а Ag – в кубовом остатке ( $x_{Ag} \gg y_{Ag}$ ), что разделяет исходный сплав Zn-Ag на цинк и серебро.

Таблица 2

Table 2

**Рассчитанные давление и соотношение давления паров Zn и Ag**  
**The calculated pressure and the ratio of the vapour pressure of Zn and Ag**

$T, K$	$p_{Zn}^*, Pa$	$p_{Ag}^*, Pa$	$p_{Zn}^* / p_{Ag}^*$
823	578.67	$5.308 \cdot 10^{-9}$	$1.09 \cdot 10^{11}$
923	$3.727 \cdot 10^3$	$3.787 \cdot 10^{-7}$	$9.842 \cdot 10^9$
1023	$1.646 \cdot 10^4$	$1.162 \cdot 10^{-5}$	$1.417 \cdot 10^9$
1073	$3.104 \cdot 10^4$	$5.054 \cdot 10^{-5}$	$6.142 \cdot 10^8$

Таблица 3

Table 3

**Рассчитанные значения коэффициентов активности Zn и Ag в расплаве**  
**The calculated values of the activity coefficients of Zn and Ag in the melt**

$T, K$	g	$x_{Zn}$				
		0.1	0.3	0.5	0.7	0.9
823	$g_{Zn}$ $g_{Ag}$	0.149	0.271	0.475	0.751	0.972
		0.966	0.733	0.460	0.189	0.070
923		0.218	0.364	0.576	0.819	0.982
		0.981	0.824	0.558	0.307	0.180
1023		0.295	0.456	0.663	0.870	0.989
		0.984	0.859	0.643	0.430	0.333
1073		0.334	0.500	0.701	0.891	0.992
		0.986	0.874	0.681	0.490	0.418

Таблица 4

Table 4

**Рассчитанные значения коэффициента разделения Zn и Ag ( $\log \beta_{Zn}$ )**  
**The calculated values of the separation coefficient of Zn and Ag ( $\log \beta_{Zn}$ )**

$T, K$	$x_{Zn}$				
	0.1	0.3	0.5	0.7	0.9
823	10.226	10.605	11.051	11.637	12.180
923	9.340	9.638	10.007	10.419	10.730
1023	8.628	8.876	9.164	9.457	9.624
1073	8.318	8.546	8.801	9.048	9.164

Коэффициент разделения цинка и серебра возрастает ( $\log \beta_{Zn} = 8.318 \dots 12.18$ ) по мере снижения температуры процесса (1073...823 К) и доли серебра ( $x_{Ag} = 0.9 \dots 0.1$ ) в составе бинарного Zn-Ag сплава (рис. 1). Данные по количественному составу продуктов дистилляции представлены на рис. 2 и в табл. 5.

Цинк можно отделить от серебра возгонкой при температуре  $\leq 550$  °С. Исходя из состава сплава ( $x_{Ag}$ ) можно прогнозировать температуру, при которой количество возгоняемой примеси серебра в конденсированном цинке не будет превышать заданную величину: для

$x_{Ag} \text{ (ат.%/мас.%)} = 10/16.5$  при 600 °С  $y_{Ag} \text{ (ат.%/мас.%)} = 24 \cdot 10^{-12}/39.6 \cdot 10^{-12}$ ; при 800 °С  $y_{Ag} \text{ (ат.%/мас.%)} = 1300 \cdot 10^{-12}/2145 \cdot 10^{-12}$ , когда содержание серебра в конденсате цинке возрастает более чем в 50 раз при увеличении температуры возгонки на 200 °С.

Активности цинка и серебра в расплаве определены с использованием рассчитанных значений коэффициентов активности компонентов сплава Zn-Ag (рис. 3) [19, 20].

При построении «Т-х» диаграммы бинарной системы Zn-Ag для каждой фиксированной температуры подбирали состав сплава ( $x_{Zn}$ ), при

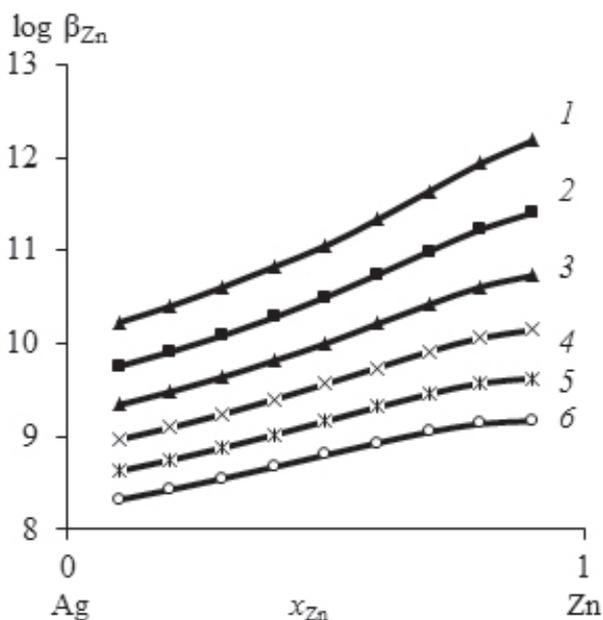


Рис. 1. Значения  $\log \beta_{Zn}$  при вакуумной дистилляции бинарного сплава при T, К:

823 (1); 873(2); 923 (3); 973 (4); 1023 (5); 1073 (6)

Fig. 1. Values of  $\log \beta_{Zn}$  under vacuum distillation of binary alloy at T, K:

823 (1); 873(2); 923 (3); 973 (4); 1023 (5); 1073 (6)

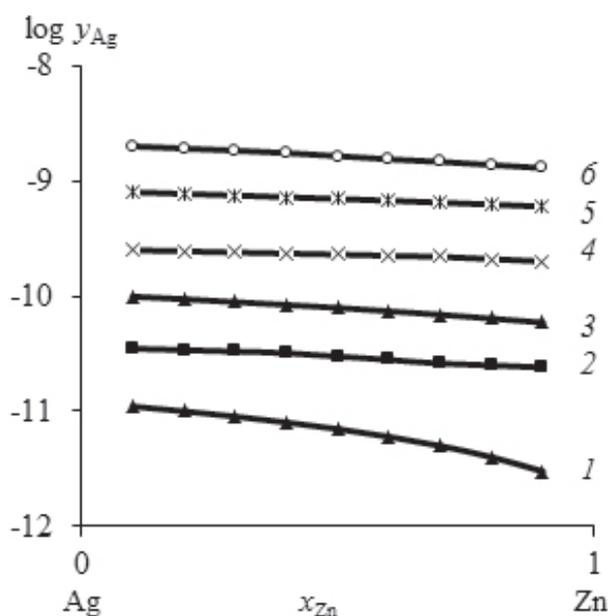


Рис. 2. Равновесная диаграмма «жидкость-газ» Zn-Ag сплава при температуре, К:

823 (1); 873 (2); 923 (3); 973 (4); 1023 (5); 1073 (6)

Fig. 2. Equilibrium diagram “liquid-gas” Zn-Ag alloy at temperature, K:

823 (1); 873 (2); 923 (3); 973 (4); 1023 (5); 1073 (6)

Таблица 5

Table 5

Рассчитанные значения  $y_{Ag} \cdot 10^{-12}$  сплава Zn-Ag  
The calculated values of  $y_{Ag} \cdot 10^{-12}$  of the alloy Zn-Ag

T, К	$x_{Zn}$				
	0.1	0.3	0.5	0.7	0.9
823	11	9	7	5	3
923	99	89	79	69	59
1023	800	750	700	650	600
1073	2000	1835	1650	1470	1300

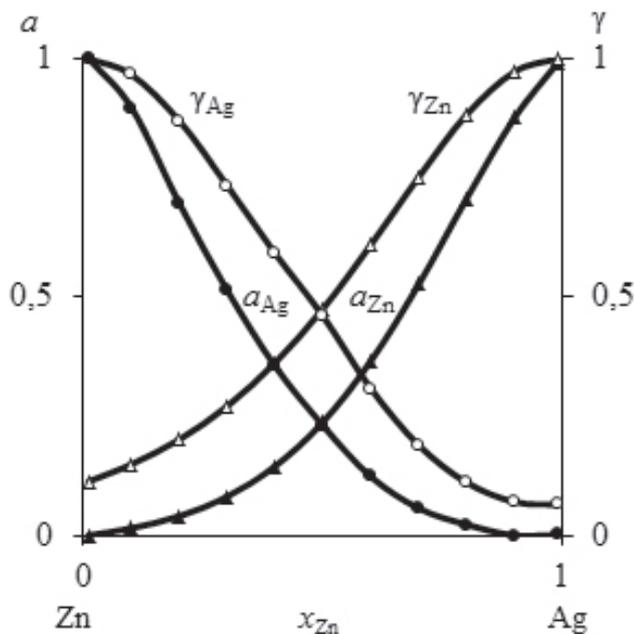


Рис. 3. Активности (*a*) и коэффициенты активности (*γ*) компонентов Zn-Ag сплава при 823 К  
 Fig. 3. Activity (*a*) and activity coefficients (*γ*) of Zn-Ag components alloy at 823 K

котором сумма парциальных давлений цинка и серебра уравнивала внешнее давление (табл. 6, рис. 4, а) [21–26].

Установлено, что при увеличении глубины вакуума переход из жидкой в газовую фазу происходит в более узком диапазоне температур и способствует разделению Zn и Ag: для получения конденсата цинка при давлении 133 Па с содержанием серебра не более  $8.5 \cdot 10^{-8}$  достаточно  $T = 1100$  К. При давлении не более 13 Па и температуре 960 К количество серебра в жидкой фазе ( $x_{Ag}$ ) больше, чем при  $13 \leq P \leq 133$  Па и

$960 \leq T \leq 1103$  К, что свидетельствует о благоприятном воздействии низкого остаточного давления в системе на эффективность возгонки цинка при заданной температуре.

Для кубового остатка серебра ( $x_{Ag} \geq 0.99$ ,  $x_{Zn} \leq 0.01$ ) по мере снижения давления  $P = 133/13.3/1.33$  Па температура дистилляции также уменьшается до  $T = 1103/961/852$  К. Неизменным при этом остается состав продуктов возгонки, а именно Zn-конденсат ( $y_{Zn} \geq 0.99$ ,  $y_{Ag} \leq 0.01$ ) и кубовый остаток серебра ( $x_{Ag} \geq 0.99$ ,  $x_{Zn} \leq 0.01$ ). При увеличении содержания цинка в сплаве ( $x_{Zn} = 0.01-0.99$ ) и по мере снижения давления  $P = 133/13.3/1.33$  Па исходная температура возгонки металлов из состава Zn-Ag сплава закономерно снижается до 759/676/610 К, постепенно увеличиваясь по мере возгонки цинка и росте доли серебра в кубовом остатке.

Определены значения относительного ( $S_i = 1.42\%$ ) и квадратичного ( $S_i^* = 7.54$  К) отклонений, между вычисленными и опытными значениями температур. Относительно невысокие абсолютные значения вычисленных средних отклонений свидетельствуют о построении адекватной модели процесса вакуумной дистилляции Zn-Ag сплава в исследованных интервалах изменения давления ( $P$ ) и температуры ( $T$ ).

Расчет диаграмм « $P$ - $x$ » подобен « $T$ - $x$ » диаграммам (рис. 4, б и табл. 7, 8).

Значения  $\gamma_{Zn}$ ,  $\gamma_{Ag}$  определяют для серии величин  $x_{Zn}$  при данной температуре системы, как и давление насыщенных паров  $p_{Zn}^*$  и  $p_{Ag}^*$  (см. табл. 1). Затем рассчитывают давление  $p$  систе-

Таблица 6  
 Table 6

Рассчитанные значения  $T_{liq}, y_{Ag}$  Zn-Ag сплава для « $T$ - $x$ » диаграмм  
 Calculated values  $T_{liq}, y_{Ag}$  Zn-Ag alloy for “ $T$ - $x$ ” charts

$P$ , Па	$x_{Zn}$	0.01	0.03	0.05	0.90	0.95	0.97	0.99
133	$T_{liq}$ , К	1103	1027.4	993.1	764.4	761	759.9	759
	$y_{Ag}$	$(85.2-3.2) \cdot 10^{-8}$			$\leq 6.2 \cdot 10^{-15}$			
13,3	$T_{liq}$ , К	961.1	902.7	876.4	681.5	678.3	677.4	676.6
	$y_{Ag}$	$(11.3-0.42) \cdot 10^{-8}$			$\leq 1 \cdot 10^{-15}$			
1,33	$T_{liq}$ , К	852.3	805.5	785.1	615.3	612.3	611.4	610.7
	$y_{Ag}$	$(15.3-0.56) \cdot 10^{-9}$			$\leq 1 \times 10^{-16}$			

мы для  $x_{Zn}, x_{Ag}, \gamma_{Zn}, \gamma_{Ag}, P_{Zn}^*, P_{Ag}^*$ , после чего определяют  $y_{Zn}$ . Фазовая диаграмма « $P-x$ » отражает состав получаемых продуктов возгонки в зависимости от температуры и давления: кривые « $P-x$ » при 1073 К и давлении  $(0.5...5) \cdot 10^{-4}$  Па

свидетельствуют о высокой степени разделения возгона и остатка, а именно  $x_{Zn} \leq 3.223 \cdot 10^{-8}$  при  $P = 5.06 \cdot 10^{-4}$  Па, содержание цинка в остатке не более  $0.3 \cdot 10^{-8}$ . Данные « $P-x$ » диаграмм дополняют сведения « $T-x$ » диаграмм Zn-Ag сплава.

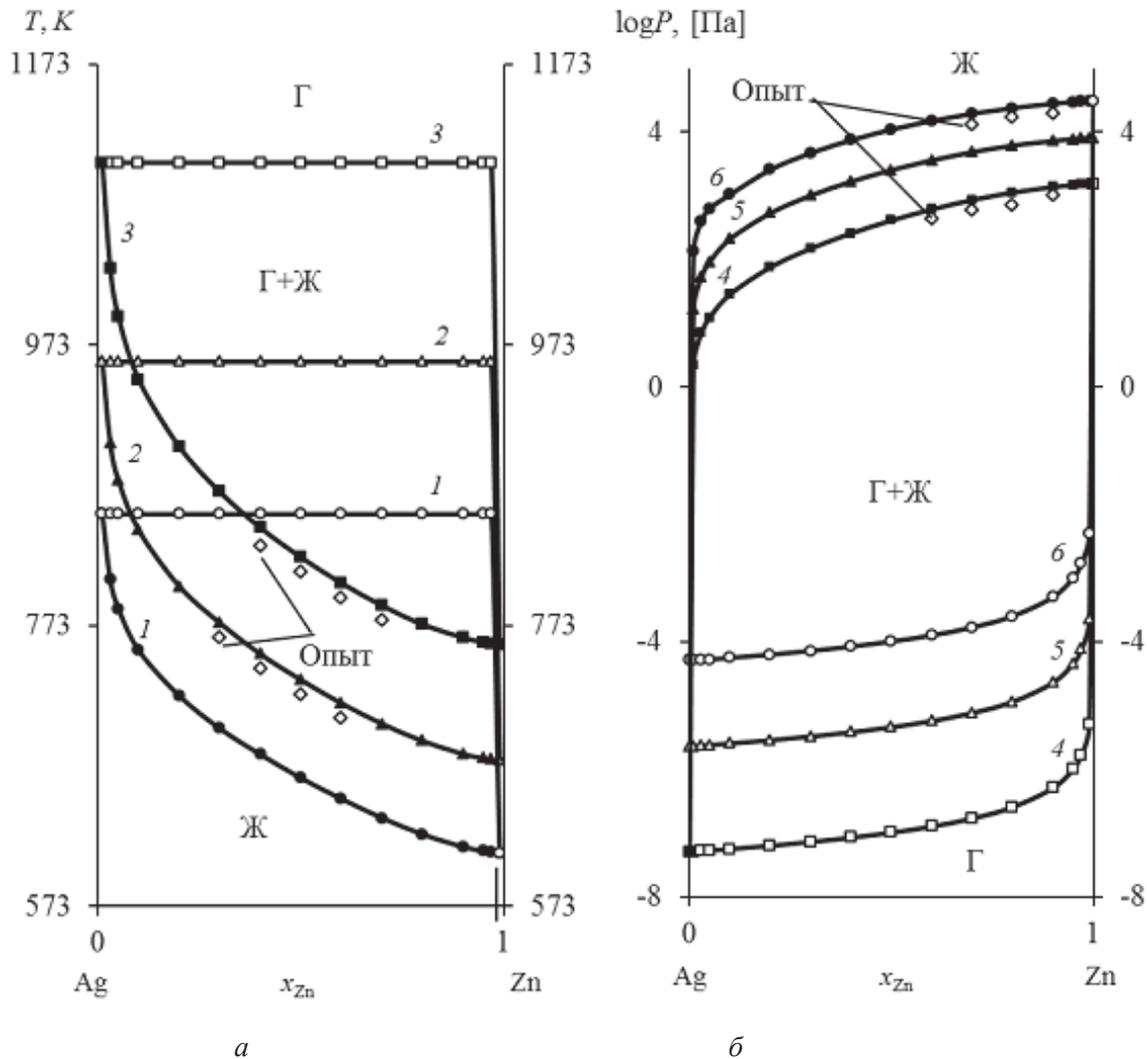


Рис. 4. Фазовые диаграммы « $T-x$ » (а) и « $P-x$ » Zn-Ag сплава при  $P$ , Па:

1.33 (1); 13.33 (2); 133.3 (3), и  $T$ , К: 873 (4); 973 (5); 1073 (6)

Fig. 4. Phase diagram “ $T-x$ ” (a), “ $P-x$ ” (б) for  $P$ , Pa:

1.33 (1); 13.3 (2); 133 (3), for  $T$ , К: 873 (4); 973 (5); 1073 (6)

Таблица 7

Table 7

Рассчитанные значения  $P_i \cdot 10^3$  (Па) Zn-Ag сплава

Calculated values  $P_i \cdot 10^3$  (Pa) Zn-Ag alloy

$T$ , К	$x_{Zn}$				
	0.1	0.3	0.5	0.7	0.9
873	0.028	0.148	0.409	0.856	1.366
973	0.21	1.01	2.53	4.83	7.23
1073	1.04	4.66	10.88	19.36	27.72

Таблица 8

Table 8

Значения  $y_{Zn}, P_g$  (Па),  $\gamma_{Zn}, \gamma_{Ag} = 1.0$  для «P-x» диаграмм Zn-Ag сплава  
 Values  $y_{Zn}, P_g$  (Pa),  $\gamma_{Zn}, \gamma_{Ag} = 1.0$  Zn-Ag alloy for «P-x» charts

T, K	$y_{Zn}$	0.1	0.3	0.5	0.7	0.9
873	$x_{Zn} \cdot 10^{-11}$	3.5	13.5	31.5	73.5	284.0
	$\gamma_{Zn}$	0.104				
	$P_g \cdot 10^{-7}$	0.564	0.725	1.016	1.694	5.092
973	$x_{Zn} \cdot 10^{-10}$	1.23	4.75	11.05	25.80	99.20
	$\gamma_{Zn}$	0.255				
	$P_g \cdot 10^{-6}$	2.546	3.281	4.590	7.656	22.91
1073	$x_{Zn} \cdot 10^{-10}$	4.0	15.40	35.9	83.80	322.3
	$\gamma_{Zn}$	0.455				
	$P_g \cdot 10^{-5}$	5.619	7.230	10.13	16.89	50.58

Термодинамические параметры Zn-Ag сплава приведены в табл. 9 и на рис. 5.

Энергия Гиббса  $S_m^E$  для бинарной смеси Zn-Ag определяется процессом удерживания вещества в пограничном слое фаз при переходе «жидкость-газ», который обусловлен соотношением компонентов в сплаве и температурой системы.

Величина энтальпии пограничного слоя ( $H_m^E$ ) определяется энергией Гиббса и теплотой

образования поверхности ( $TS_m^E$ ), где  $S_m^E$  – энтропия. Значения  $H_m^E < 0$  свидетельствуют об экзотермическом характере при дистилляции компонентов Zn-Ag сплава. Малые значения  $G_m^E \leq 1.52$  кДж/моль отражают слабое взаимодействие между атомами цинка и серебра в жидком сплаве, что в сотни раз меньше энергии межатомного взаимодействия в твердой фазе [27–29].

Таблица 9

Table 9

Рассчитанные значения  $G_m^E, H_m^E, S_m^E$  Zn-Ag сплава  
 Calculated values  $G_m^E, H_m^E, S_m^E$  Zn-Ag alloy

T, K	$G_m^E$ , кДж/моль				
	$x_{Zn}$				
	0.1	0.3	0.5	0.7	0.9
823	-0.582	-1.271	-1.283	-0.674	0.081
923	-0.427	-0.865	-0.748	-0.196	0.273
1023	-0.272	-0.459	-0.212	0.283	0.464
1073	-0.194	-0.256	0.055	0.522	0.560
$(H_m^E)$ , кДж/моль	-1.861	-4.612	-5.722	-4.611	-1.531
$S_m^E$ , Дж/моль·K	1.573	4.059	5.380	4.784	1.916

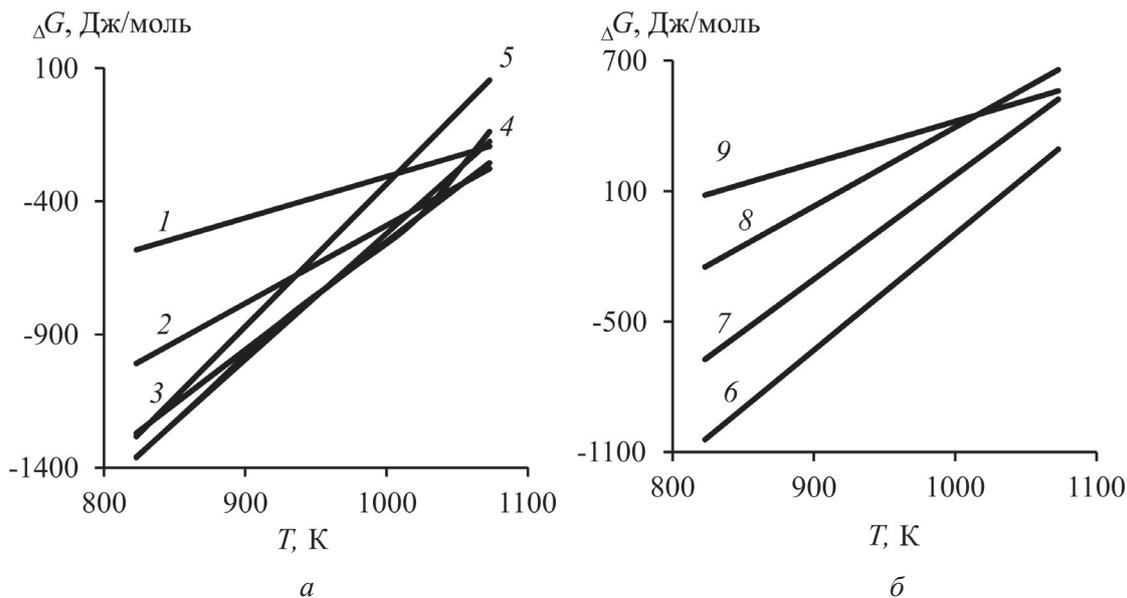


Рис. 5. Зависимость « $\Delta G - T$ » для сплава Zn-Ag при  $x_{Zn}$ :  
0.1...0.9 (1-9)

Fig. 5. « $\Delta G - T$ » dependence of the Zn-Ag alloy at  $x_{Zn}$ :  
0.1...0.9 (1-9)

## Выводы

1. Для температур 823...1073 К рассчитаны давления насыщенного пара для цинка ( $p_{Zn}^* = 5.8 \cdot 10^2 \dots 3.1 \cdot 10^4$  Па) и серебра ( $p_{Ag}^* = 5.3 \cdot 10^{-9} \dots 5.1 \cdot 10^{-5}$  Па).

2. Цинк легко возгоняется (высокие значения  $p_{Zn}^* = 5.8 \cdot 10^2 \dots 3.1 \cdot 10^4$  Па) в отличие от серебра (низкие значения  $p_{Ag}^* = 5.3 \cdot 10^{-9} - 5.1 \cdot 10^{-5}$  Па), которое концентрируется в жидкой фазе, что позволяет достаточно полно их разделить вакуумной дистилляцией.

3. Исходя из состава сплава ( $x_{Ag}$ ) можно прогнозировать температуру, при которой количество возгоняемой примеси серебра в конденсированном цинке не будет превышать заданную величину: для  $x_{Ag} \text{ (ат. \% / мас. \%)} = 10/16.5$  при 600 °С  $y_{Ag} \text{ (ат. \% / мас. \%)} = 24 \cdot 10^{-12} / 39.6 \cdot 10^{-12}$ ; при 800 °С  $y_{Ag} \text{ (ат. \% / мас. \%)} = 1300 \cdot 10^{-12} / 2145 \cdot 10^{-12}$ , когда содержание серебра в конденсате цинка возрастает более чем в 50 раз при увеличении температуры возгонки на 200 °С.

4. Для пограничного слоя «жидкость-газ» системы Zn-Ag вычислены термодинамические функции, кДж/моль:  $G_m^E = 0.08 \dots 1.36$ ;  $-H_m^E = 1.53 \dots 5.72$ ;  $S_m^E = (1.57 \dots 5.38) \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ .

5. Равновесные диаграммы « $T-x$ » и « $P-x$ » для системы Zn-Ag можно использовать на предварительных этапах проектирования опытно-промышленного оборудования для технологии вакуумной перегонки, а также для выбора диапазонов температуры и давления в системе с целью получения продуктов возгонки необходимого состава.

## Список литературы

1. Vacuum distillation refining of crude lithium (I) / W.M. Chen, B. Yang, L. Chai, X. Min, Y. Dai, C. Zhang // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2001. – Vol. 11, N 6. – P. 937–941.
2. Thermodynamics of removing impurities from crude lead by vacuum distillation refining / X.-f. Kong, B. Yang, H. Xiong, L.-x. Kong // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – Vol. 24, iss. 6. – P. 1946–1950. – doi: 10.1016/S1003-6326(14)63275-1.
3. Thermodynamic modeling of the Pb + Bi melt evaporation under various pressures and temperatures / N. Barbin, D. Terentiev, S. Alexeev, T. Barbina // Computational Materials Science. – 2013. – Vol. 66. – P. 28–33. – doi: 10.1016/j.commatsci.2012.06.013.
4. Dai Y.N. Vacuum distillation and separation of Pb-Sn alloy // Nonferrous Metal. – 1977. – Vol. 9. – P. 24–30.
5. Dai Y.N. Vacuum distillation of Pb-Sn alloy // Nonferrous Metal. – 1980. – Vol. 32. – P. 73–79.

6. Dai Y.N., He A.P. Vacuum distillation of lead-tin alloy // *Journal of Kunming Institute of Technology*. – 1989. – Iss. 3. – P. 16–27.
7. Volodin V.N., Isakova R.A., Khrapunov V.E. Liquid-vapour phase equilibrium in metal systems and parameters of vacuum distillation processes forecasting // *Non-ferrous Metals*. – 2011. – N 1. – P. 38–42.
8. Термодинамика равновесия жидкость – пар / А.Г. Морачевский, Н.А. Смирнова, Е.М. Пиотровская и др.; под ред. А.Г. Морачевского. – Ленинград: Химия, 1989. – 344 с.
9. Liquid-vapor phase equilibrium in the stratifying thallium-zinc system / V.N. Volodin, V.E. Khrapunov, N.M. Burabaeva, I.A. Marki // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2010. – Vol. 51, iss. 3. – P. 205–211. – doi: 10.3103/S1067821210030028.
10. Application of vacuum distillation in refining crude lead / Y. Zhang, J. Deng, W. Jiang, Q. Mei, D. Liu // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 148. – P. 140–148. – doi: org/10.1016/j.vacuum.2017.11.004.
11. Harmless, industrial vacuum-distillation treatment of noble lead / J. Deng, Y. Zhang, W. Jiang, Q. Mei, D. Liu // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 149. – P. 306–312. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.017.
12. Low-temperature deposition of nanocrystalline Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films by ion source-assisted magnetron sputtering / J.C. Ding, T.F. Zhang, R.S. Mane, K.-H. Kim, M.C. Kang, C.W. Zou, Q.M. Wang // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 149. – P. 284–290. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.009.
13. Hot workability of PM 8009Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle-reinforced composite characterized using processing maps / S. Chen, D. Fu, H. Luo, Y. Wang, J. Teng, H. Zhang // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 149. – P. 297–305. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.001.
14. Materials science and technology: a comprehensive treatment. Vol. 1. Structure of solids / ed. by V. Gerold. – Weinheim: VCH, 1993. – 621 p.
15. On excited particle formation in crossed E×H fields / I.A. Afanasieva, V.V. Bobkov, V.V. Gritsyna, Yu.E. Logachev, I.I. Okseniuk, A.A. Skrypnuk, D.I. Shevchenko // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 149. – P. 124–128. – doi: 10.1016/j.vacuum.2017.12.027.
16. Dy<sup>3+</sup>-, Tb<sup>3+</sup>-, and Eu<sup>3+</sup>-activated NaCa<sub>4</sub>(BO<sub>3</sub>)<sub>3</sub> phosphors for lighting based on near ultraviolet light emitting diodes / M. Shi, C. Zhu, M. Wei, Z. He, M. Lu // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 149. – P. 343–349. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.014.
17. Королев А.А., Краюхин С.А., Мальцев Г.И. Равновесные системы «газ–жидкость» для сплава Sb–Ag при вакуумной дистилляции // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 4 (77). – С. 68–83. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-68-83.
18. Переработка сурьмянисто-оловянных концентратов вакуумной дистилляцией / А.А. Королев, Г.И. Мальцев, К.Л. Тимофеев, В.Г. Лобанов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 1. – С. 6–21. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.1-6-21.
19. Chakraborty M., Bhattacharyya S. Air-annealed growth and characterization of Cd<sub>1-x</sub>Zn<sub>x</sub>Te thin films grown from CdTe/ZnTe/CdTe multi-stacks // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 149. – P. 156–167. – doi: 10.1016/j.vacuum.2017.12.029.
20. Removal of chloride impurities from titanium sponge by vacuum distillation / L. Liang, L. Dachun, W. Heli, L. Kaihua, D. Juhai, J. Wenlong // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 166–172. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.02.030.
21. Trigueiro J., Bundaleski N., Teodoro O.M.N.D. Monitoring dynamics of different processes on rutile TiO<sub>2</sub>(110) surface by following work function change // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 327–329. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.049.
22. Effect of Si on thermal stability of Nb-22.5Cr alloy / L. Deng, S. Lu, B. Tang, Y. Lin // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 312–318. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.046.
23. Thermodynamic and experimental study of C-S system and C-S-Mo system / L. Wang, P. Guo, P. Zhao, L. Kong, Z. Tian // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 330–336. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.053.
24. Reactive deposition of TiN films by magnetron with magnetized hollow cathode enhanced target / H. Baránková, L. Bardos, K. Silins, A. Bardos // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 123–127. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.010.
25. Effect of annealing in oxidizing atmosphere on optical and structural properties of silicon suboxide thin films obtained by gas-jet electron beam plasma chemical vapor deposition method / A.O. Zamchiy, E.A. Baranov, I.E. Merkulova, V.A. Volodin, M.R. Sharafutdinov, S.Ya. Khmel // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 319–326. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.055.
26. Microstructural evolution and mechanical properties of vacuum brazed Ti<sub>2</sub>AlNb alloy and Ti60 alloy with Cu75 Pt filler metal / S.P. Hu, T.Y. Hu, Y.Z. Lei, X.G. Song, D. Liu, J. Cao, D.Y. Tang // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 152. – P. 340–346. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.054.
27. Королев А.А., Краюхин С.А., Мальцев Г.И. Фазовые равновесия в системе Pb–Ag при пирометаллургической возгонке // *Вестник ЮУрГУ. Серия: Металлургия*. – 2017. – Т. 17, № 2. – С. 22–33. – doi: 10.14529/met170203.

28. Королев А.А., Краюхин С.А., Мальцев Г.И. Равновесные системы газ – жидкость для сплава Pb–Sb при вакуумной дистилляции // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2017. – Т. 19, № 3. – С. 75–99. – doi: 15593/2224-9877/2017.3.05.

29. Королев А.А., Краюхин С.А., Мальцев Г.И. Фазовые равновесия для Pb–Zn–Ag сплава при вакуумной дистилляции // Расплавы. – 2017. – № 5. – С. 435–450.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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)



## Equilibrium Phase Diagram of the Zn–Ag Alloy

Alexey Korolev <sup>1, a</sup>, Gennady Maltsev <sup>1, b, \*</sup>, Konstantin Timofeev <sup>2, c</sup>, Vladimir Lobanov <sup>3, d</sup>

<sup>1</sup> JSC “Uralelektromed”, 1 Prospekt Uspensky, Verkhnyaya Pyshma, 624091, Russian Federation

<sup>2</sup> Technical University UMMC”, 3 Prospekt Uspensky, Verkhnyaya Pyshma, 624091, Russian Federation

<sup>3</sup> Ural Federal University, 19 Mira st., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0338-9774>, [gennadymaltsev@mail.ru](mailto:gennadymaltsev@mail.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0002-0750-0070>, [mgi@elem.ru](mailto:mgi@elem.ru),

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0002-9525-6476>, [K.Timofeev@elem.ru](mailto:K.Timofeev@elem.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-6450-8434>, [lobanov-vl@yandex.ru](mailto:lobanov-vl@yandex.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 03 May 2018

Revised: 25 May 2018

Accepted: 21 June 2018

Available online: 15 September 2018

#### Keywords:

Diagram  
Model  
Vacuum  
Alloy  
Distillation  
Zinc  
Silver  
Separation  
Concentrate

### ABSTRACT

**Object of research:** when refining rough lead from metallic zinc impurities, a silver foam (SF) containing lead, zinc and silver is formed on the surface of the liquid melt. To separate the components of the silver foam it is possible to apply vacuum distillation – environmentally friendly and high-performance technologies in pyrometallurgy. A preliminary analysis of the behavior of the polymetallic alloy in the process of distillation, in particular, the composition of the products of sublimation and the degree of separation of the alloy components at specified temperature and pressure is carried out using calculated equilibrium phase diagrams VLE (vapor liquid equilibrium), for example, the temperature–composition “T–x”, pressure–composition “P–x”. **Objective:** the calculation of the equilibrium “gas–liquid” for binary Zn–Ag alloy. **Methods and approaches:** when constructing the VLE, the activity coefficients of the Zn–Ag alloy components are calculated according to the volumetric model of molecular interaction molecular interaction volume model (MIVM). **Novelty:** the original information about the influence of temperature and residual pressure in the system on the degree of distillation and separation of metals from Zn–Ag alloys of variable composition is obtained. **Main results:** saturated steam pressures for Zn ( $5.79 \cdot 10^2$ – $3.104 \cdot 10^4$ ) and Ag ( $5.30 \cdot 10^{-9}$ – $5.05 \cdot 10^{-5}$ ) were calculated in the temperature range 823...1073 K. High values of  $p_{Zn}^*/p_{Ag}^* = 1.09 \cdot 10^{11}$ – $6.14 \cdot 10^8$  ratio and separation coefficient  $\log \beta_{Zn} = 8.318$ ...12.180 create theoretical prerequisites for separation, when zinc suggest the possibility of separate extraction by sublimation of the zinc in gas phase ( $\beta_{Zn} > 1$ ) and the concentration of silver in the liquid phase. The increase in the content of molar fractions of silver in the alloy from 0.1 to 0.9 and the system temperature from 823 to 1073 K leads to an increase in the molar fraction of silver in the gas phase from  $1 \cdot 10^{-15}$  to  $8.5 \cdot 10^{-7}$ . The values of thermodynamic functions are calculated for the equilibrium state of the liquid and gas phases of the Zn–Ag system:  $G_m^E = 0.08$ ...1.36 kJ/mol;  $-H_m^E = 1.52$ ...5.73 kJ/mol;  $S_m^E = 1.57$ ...5.38 J/mol·K are determined for the interface of liquid–gas Zn–Ag alloy. **Practical relevance:** equilibrium phase diagrams VLE Zn–Ag alloy is used in the preliminary stages of designing of experimental-industrial equipment for vacuum distillation technology, and to select ranges of temperature and pressure in the system with the purpose of obtaining a Zn- and Ag-containing products of a given composition.

**For citation:** Korolev A.A., Maltsev G.I., Timofeev K.L., Lobanov V.G. Equilibrium phase diagram of the Zn–Ag alloy. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 72–84. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-72-84. (In Russian).

### References

1. Chen W.M., Yang B., Chai L., Min X., Dai Y., Zhang C. Vacuum distillation refining of crude lithium (I). *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2001, vol. 11, no. 6, pp. 937–941.
2. Kong X.-f., Yang B., Xiong H., Kong L.-x. Thermodynamics of removing impurities from crude lead by vacuum distillation refining. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, vol. 24, iss. 6, pp. 1946–1950. doi: 10.1016/S1003-6326(14)63275-1.

#### \* Corresponding author

Maltsev Gennady I., D.Sc. (Engineering), Associate Professor  
 JSC “Uralelektromed”,  
 1 Prospekt Uspensky,  
 624091, Verkhnyaya Pyshma, Russian Federation  
 Tel.: 8-922-144-60-65, e-mail: [mgi@elem.ru](mailto:mgi@elem.ru)

3. Barbin N., Terentiev D., Alexeev S., Barbina T. Thermodynamic modeling of the Pb + Bi melt evaporation under various pressures and temperatures. *Computational Materials Science*, 2013, vol. 66, pp. 28–33. doi: 10.1016/j.commatsci.2012.06.013.
4. Dai Y.N. Vacuum distillation and separation of Pb-Sn alloy. *Nonferrous Metal*, 1977, vol. 9, pp. 24–30.
5. Dai Y.N. Vacuum distillation of Pb-Sn alloy. *Nonferrous Metal*, 1980, vol. 32, pp. 73–79.
6. Dai Y.N., He A.P. Vacuum distillation of lead-tin alloy. *Journal of Kunming Institute of Technology*, 1989, iss. 3, pp. 16–27.
7. Volodin V.N., Isakova R.A., Khrapunov V.E. Liquid-vapour phase equilibrium in metal systems and parameters of vacuum distillation processes forecasting. *Non-ferrous Metals*, 2011, no. 1, pp. 38–42.
8. Morachevskii A.G., ed. *Termodinamika ravnovesiya zhidkost' – par* [Thermodynamics of liquid – vapor equilibrium]. Leningrad, Khimiya Publ., 1989. 344 p.
9. Volodin V.N., Khrapunov V.E., Burabaeva N.M., Marki I.A. Liquid-vapor phase equilibrium in the stratifying thallium-zinc system. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2010, vol. 51, iss. 3, pp. 205–211. doi: 10.3103/S1067821210030028.
10. Zhang Y., Deng J., Jiang W., Mei Q., Liu D. Application of vacuum distillation in refining crude lead. *Vacuum*, 2018, vol. 148, pp. 140–148. doi: org/10.1016/j.vacuum.2017.11.004.
11. Deng J., Zhang Y., Jiang W., Mei Q., Liu D. Harmless, industrial vacuum-distillation treatment of noble lead. *Vacuum*, 2018, vol. 149, pp. 306–312. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.017.
12. Ding J.C., Zhang T.F., Mane R.S., Kim K.-H., Kang M.C., Zou C.W., Wang Q.M. Low-temperature deposition of nanocrystalline Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films by ion source-assisted magnetron sputtering. *Vacuum*, 2018, vol. 149, pp. 284–290. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.009.
13. Chen S., Fu D., Luo H., Wang Y., Teng J., Zhang H. Hot workability of PM 8009Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle-reinforced composite characterized using processing maps. *Vacuum*, 2018, vol. 149, pp. 297–305. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.001.
14. Gerold V., ed. *Materials science and technology: a comprehensive treatment*. Vol. 1. *Structure of solids*. Weinheim, VCH, 1993. 621 p.
15. Afanasieva I.A., Bobkov V.V., Gritsyna V.V., Logachev Yu.E., Okseniuk I.I., Skrypnik A.A., Shevchenko D.I. On excited particle formation in crossed E×H fields. *Vacuum*, 2018, vol. 149, pp. 124–128. doi: 10.1016/j.vacuum.2017.12.027.
16. Shi M., Zhu C., Wei M., He Z., Lu M. Dy<sup>3+</sup>-, Tb<sup>3+</sup>-, and Eu<sup>3+</sup>-activated NaCa<sub>4</sub>(BO<sub>3</sub>)<sub>3</sub> phosphors for lighting based on near ultraviolet light emitting diodes. *Vacuum*, 2018, vol. 149, pp. 343–349. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.014.
17. Korolev A.A., Krayukhin S.A., Maltsev G.I. Ravnovesnye sistemy «gaz–zhidkost'» dlya splava Sb–Ag pri vakuumnoi distillyatsii [Equilibrium systems “gas–liquid” for the alloy Sb–Ag during vacuum distillation]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 68–83. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-68-83.
18. Korolev A.A., Maltsev G.I., Timofeev K.L., Lobanov V.G. Pererabotka sur'myanisto-olovyannykh kontsentratsionnykh vakuumnoi distillyatsiei [Processing of antimony-tin concentrates by vacuum distillation]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 1, pp. 6–21. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.1-6-21.
19. Chakraborty M., Bhattacharyya S. Air-annealed growth and characterization of Cd<sub>1-x</sub>Zn<sub>x</sub>Te thin films grown from CdTe/ZnTe/CdTe multi-stacks. *Vacuum*, 2018, vol. 149, pp. 156–167. doi: 10.1016/j.vacuum.2017.12.029.
20. Liang L., Dachun L., Heli W., Kaihua L., Juhai D., Wenlong J. Removal of chloride impurities from titanium sponge by vacuum distillation. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 166–172. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.02.030.
21. Trigueiro J., Bundaleski N., Teodoro O.M.N.D. Monitoring dynamics of different processes on rutile TiO<sub>2</sub>(110) surface by following work function change. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 327–329. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.049.
22. Deng L., Lu S., Tang B., Lin Y. Effect of Si on thermal stability of Nb-22.5Cr alloy. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 312–318. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.046.
23. Wang L., Guo P., Zhao P., Kong L., Tian Z. Thermodynamic and experimental study of C-S system and C-S-Mo system. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 330–336. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.053.
24. Baránková H., Bardos L., Silins K., Bardos A. Reactive deposition of TiN films by magnetron with magnetized hollow cathode enhanced target. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 123–127. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.010.

25. Zamchiy A.O., Baranov E.A., Merkulova I.E., Volodin V.A., Sharafutdinov M.R., Khmel S.Ya. Effect of annealing in oxidizing atmosphere on optical and structural properties of silicon suboxide thin films obtained by gas-jet electron beam plasma chemical vapor deposition method. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 319–326. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.055.

26. Hu S.P., Hu T.Y., Lei Y.Z., Song X.G., Liu D., Cao J., Tang D.Y. Microstructural evolution and mechanical properties of vacuum brazed Ti<sub>2</sub>AlNb alloy and Ti60 alloy with Cu75 Pt filler metal. *Vacuum*, 2018, vol. 152, pp. 340–346. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.03.054.

27. Korolev A.A., Krayukhin S.A., Maltsev G.I. Fazovye ravnovesiya v sisteme Pb–Ag pri pirometallurgicheskoi vozgonke [Phase equilibria in the system Pb–Ag in the pyrometallurgical fuming]. *Vestnik YuUrGU. Seriya: Metallurgiya = Bulletin of the South Ural State University. Series: Metallurgy*, 2017, т. 17, no. 2, pp. 22–33. doi: 10.14529/met170203.

28. Korolev A.A., Krayukhin S.A., Maltsev G.I. Ravnovesnye sistemy gaz – zhidkost' dlya splava Pb–Sb pri vakuumnoi distillyatsii [The equilibrium of the system gas-liquid for alloy Pb–Sb in vacuum distillation]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2017, т. 19, no. 3, pp. 75–99. doi: 15593/2224-9877/2017.3.05.

29. Korolev A.A., Krayukhin S.A., Maltsev G.I. Fazovye ravnovesiya dlya Pb–Zn–Ag splava pri vakuumnoi distillyatsii [Phase equilibrium for Pb–Zn–Ag alloy during vacuum distillation]. *Rasplavy = Melts*, 2017, no. 5, pp. 435–450.

### Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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)



### Улучшение антикоррозионных и триботехнических свойств сплава Ti6Al4V осаднением электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий

Александр Бурков<sup>a, \*</sup>, Сергей Пячин<sup>b</sup>, Нурия Власова<sup>c</sup>, Иван Астапов<sup>d</sup>, Мария Кулик<sup>e</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, <sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0589-0279>,  pyachin@mail.ru,  
<sup>c</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0198-0912>,  vlasova64@yandex.ru, <sup>d</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-2919-2520>,  immaterial\_khv@mail.ru  
<sup>e</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  marijka80@mail.ru

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762; 537.523.4

#### История статьи:

Поступила: 21 мая 2018  
 Рецензирование: 26 июня 2018  
 Принята к печати: 05 июля 2018  
 Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Титановый сплав  
 Покрытие  
 Электроискровое легирование  
 Аллюминид титана  
 Карбид кремния  
 Износостойкость  
 Жаростойкость

#### АННОТАЦИЯ

**Актуальность.** Титановый сплав Ti6Al4V широко используется в аэрокосмической и медицинской отраслях промышленности благодаря высокой удельной прочности, пластичности и коррозионной устойчивости. Однако использование сплава Ti6Al4V в некоторых важных конструктивных элементах ограничено из-за его сравнительно низкой жаростойкости и высокой вязкости при изнашивании. **Цель работы:** исследование повышения сопротивляемости титанового сплава Ti6Al4V к воздействию высоких температур и износу при сухом скольжении посредством нанесения композиционных Ti-Al-Si-C защитных слоев. **В работе исследованы** покрытия, полученные методом электроискрового легирования с использованием электродов-анодов, изготовленных в форме стержней путем спекания порошков алюминид титана Ti<sub>3</sub>Al с 5...15 вес.% добавками карбида кремния SiC. **Методы исследования.** Фазовый состав покрытий изучали методом рентгеновского дифракционного анализа. Коррозионные испытания покрытий включали в себя исследование жаростойкости при температуре 900 °С в течение ~62 часов и потенциодинамические тесты в 3,5 %-м растворе NaCl; микротвердость осажденных слоев определялась индентированием по методу Виккерса при нагрузке 0,5 Н. Износостойкость и коэффициент трения покрытий определяли в режиме сухого скольжения относительно быстрорежущей стали P6M5 при скорости 12 м/с и нагрузке 25 Н. **Результаты и обсуждение.** Электродные материалы помимо интерметаллида Ti<sub>3</sub>Al содержали карбид титана TiC, силицид титана TiSi<sub>2</sub> и комплексный карбид Ti<sub>4</sub>Al<sub>2</sub>C<sub>2</sub>. Согласно анализу кинетических кривых массопереноса оптимальное время осаждения электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий на сплав Ti6Al4V составляет 4 мин/см<sup>2</sup>. Установлено, что в основу покрытий входят интерметаллиды Ti<sub>3</sub>Al и TiAl. Кроме того, в их составе имеются карбид TiC и силицид титана Ti<sub>2</sub>Si<sub>3</sub>, содержание которых увеличивается с ростом концентрации добавки SiC в исходном составе порошковой смеси. Жаростойкость сплава Ti6Al4V с композиционным покрытием, полученным из Ti<sub>3</sub>Al с добавкой 5 вес.% карбида кремния, была в 2,7 раза выше, чем без покрытия. По результатам потенциодинамических испытаний был сделан вывод о том, что наилучшими антикоррозионными характеристиками обладает покрытие из Ti<sub>3</sub>Al с 15 вес.% добавкой SiC. Данное покрытие позволяет понизить скорость износа титанового сплава Ti6Al4V с  $1,9 \cdot 10^{-4}$  до  $1,2 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/(Нм). Твердость покрытий находилась в диапазоне 10...22 ГПа.

**Для цитирования:** Улучшение антикоррозионных и триботехнических свойств сплава Ti6Al4V осаднением электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий / А.А. Бурков, С.А. Пячин, Н.М. Власова, И.А. Астапов, М.А. Кулик // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 85–96. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-85-96.

## Введение

Титановый сплав Ti6Al4V широко используется в авиационной промышленности благодаря своей высокой пластичности, малой плотности и высокой механической прочности, что

обеспечивает большую маневренность, высокую надежность и долговечность летательных аппаратов [2]. На его долю приходится более 50 % всего мирового рынка титана [1]. Однако использование данного сплава в некоторых важных конструктивных элементах ограничено из-за его сравнительно низкой жаростойкости [3] и плохой износостойкости [4]. Поэтому одной из актуальных проблем является улучшение свойств сплава Ti6Al4V методами модифицирующей поверхностной обработки [5–16]. Поверх-

#### \*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

ностные свойства титанового сплава могут быть улучшены с помощью технологий модификации поверхности, таких как азотирование и цементация [17–18, 19], газопламенное напыление [11], физическое осаждение из паровой фазы [14, 20], химическое осаждение из паровой фазы [21], лазерная наплавка [6, 8], плазменно-электролитическое оксидирование [10, 12], электроискровое легирование [22] и т.д.

Электроискровое легирование является наиболее простой, эффективной и перспективной технологией модификации поверхности. При электроискровом легировании материал анода подвергается электрической эрозии в условиях воздействия электрических разрядов, переносится на катод, перемешивается и образует покрытие, металлургически связанное с подложкой [23]. Эффективные износостойкие покрытия на сплаве Ti6Al4V удается получить за счет использования тугоплавких соединений [5–6]. В связи с этим целью настоящей работы стало исследование состава и свойств покрытий на основе карбида кремния со связкой из интерметаллидов титана-алюминия, устойчивых к воздействию высоких температур и агрессивных сред [24–25].

### Методика исследований

Электродные материалы (аноды) были изготовлены в виде стержней с размерами 5×5×25 мм методом порошковой металлургии. Для этого была приготовлена смесь из алюминиевой пудры ПАП-1 со средним диаметром частиц около 25 мкм и титанового порошка марки ПТОМ-1 (Ti – 99 %, H – 0,37 %, N – 0,079 %, Si – 0,09 %, Ca – 0,065 %) с диаметром частиц менее 45 мкм в мольных долях 3:1, к которой был добавлен по-

рошок карбида кремния SiC в количестве 5, 10 и 15 вес.%. Перемешивание порошковых смесей осуществлялось в шаровой мельнице Retsch PM 400 в течение четырех часов в аргоне при скорости вращения 250 об/мин, после чего они были спрессованы и спечены при температуре 1400 °C в течение трех часов в вакуумной печи Carbolite STF. Механические испытания показали, что предел прочности на изгиб спеченных электродов увеличивается с 79±9 ГПа до 151±5 ГПа по мере роста концентрации SiC с 5 вес.% до 15 вес.%.

Покрытия были нанесены с помощью электроискровой установки IMES-40, разработанной в Институте материаловедения ХИЦ ДВО РАН, оснащенной ручным электродом-инструментом с виброприводом. Частота следования разрядных импульсов прямоугольной формы составляла 1 кГц, а длительность разрядов – 100 мкс. Амплитуда импульсов тока была 110±10 А; межэлектродное напряжение – 30±5 В, частота колебаний вибратора – 100 Гц. Покрытия осаждали на поверхности подложек в форме цилиндров диаметром 12 и высотой 5 мм из титанового сплава Ti6Al4V. Для защиты материалов от окисления в ходе нанесения покрытий область контакта электродов обдавалась защитным газом – аргоном. Количество перенесенного с анода на катод вещества контролировали посредством взвешивания электродов через каждую минуту электроискровой обработки на весах Vibra HT с точностью 0,1 мг. Обозначения электродов и соответствующих им покрытий показаны в табл. 1.

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»)

Таблица 1

Table 1

**Обозначения электродов и покрытий в зависимости от состава исходной смеси**  
**Electrode and coatings identification depending on the composition of the initial mixture**

Доля фаз в исходной смеси, вес.%		Обозначение	
Ti <sub>3</sub> Al	SiC	Электрод	Покрытие
95	5	Э5	П5
90	10	Э10	П10
85	15	Э15	П15

и база данных PDF-2 Международного центра дифракционных данных (ICDD). Испытания на жаростойкость полученных образцов проводили в несколько циклов путем их нагрева и изотермической выдержки в муфельной печи при 900 °С в воздушной среде в течение ~6 ч. При этом все образцы помещались в корундовый тигель, чтобы исключить потерю массы из-за отслаивания оксидов. После каждого цикла нагрева образцы перемещали в эксикатор, в котором они остывали до комнатной температуры. Общее время тестирования составляло 62 часа. Микротвердость покрытий измерялась с помощью микротвердомера ПМТ-3М при нагрузке 0,5 Н. Износостойкость покрытий измерена согласно стандарту ASTM G99–04 при сухом трении скольжения с применением контртел в виде дисков из быстрорежущей стали Р6М5 при скорости 12 м/с и нагрузке 25 Н. Путь трения для каждого образца составил 3,7 км. По убыли массы образцов после истирания оценивалась степень их износа. Было испытано по три образца каждого состава для обеспечения воспроизводимости результатов.

Электрохимические измерения проведены с применением потенциостата 8Р-папо в трехэлектродной ячейке с естественной аэрацией. В качестве тестового электролита использован 3,5 %-й раствор NaCl при температуре 25 °С, а в качестве электрода сравнения – стандартный хлорсеребряный электрод в 3М растворе KCl. Контрэлектрод – платиновый «ЭТП-02». Титановый сплав Ti6Al4V без покрытий и с покрытиями служил рабочим электродом. Площадь контакта образцов с электролитом составляла 1 см<sup>2</sup>. Сканирование осуществлялось в диапазоне 0,5...1,5 В со скоростью 30 мВ/с. Перед проведением электрохимических измерений рабочие электроды погружали на 35 мин в раствор для образования стационарной пассивной пленки. Каждое электрохимическое измерение повторяли пять раз.

## Результаты и их обсуждение

Рентгеновский дифракционный анализ электродных материалов, используемых для нанесения электроискровых покрытий, показал, что фазовый состав спеченных образцов отличается от исходных составов порошковых смесей Ti<sub>3</sub>Al и SiC, из которых они были получены (рис. 1).

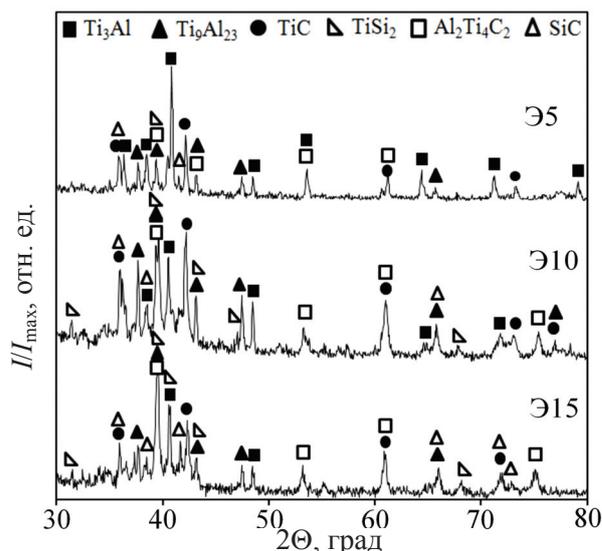
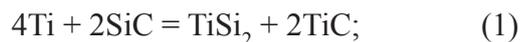


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы электродов

Fig. 1. X-ray diffraction patterns of electrodes

Во всех электродах помимо основных компонентов обнаружены интерметаллид Ti<sub>9</sub>Al<sub>23</sub>, карбид титана TiC и силицид титана TiSi<sub>2</sub>, а также сложный карбид Ti<sub>4</sub>Al<sub>2</sub>C<sub>2</sub>. Концентрации силицида и карбидов повышаются с ростом концентрации SiC в исходных порошковых смесях, тогда как содержание интерметаллида Ti<sub>3</sub>Al снижается. Данный факт объясняется взаимодействием титана, алюминия и карбида кремния в процессе высокотемпературного спекания частиц, которое можно выразить следующими реакциями:



Из-за присутствия карбида SiC в большом количестве, концентрация которого в смеси составляла от 18 до 43 мол.%, часть титана участвует в реакциях (1) и (2), поэтому доля алюминида Ti<sub>3</sub>Al становится меньше, и образуется интерметаллид Ti<sub>9</sub>Al<sub>23</sub>, более богатый алюминием.

Изучение кинетики изменения масс электродов при нанесении покрытий показало, что в процессе электроискрового легирования масса анодов уменьшалась, а масса катодов увеличивалась, что объясняется интенсивным разрушением анодного материала под действием электрических разрядов и частичным переносом его на катод (рис. 2). Для рассматриваемых систем

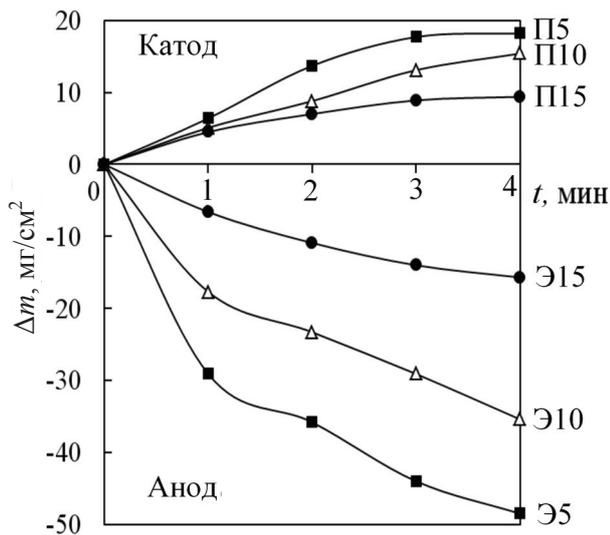


Рис. 2. Изменение масс катода и анода при нанесении электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий

Fig. 2. Cathode and anode mass variation during spark deposition of Ti-Al-Si-C coatings

характерно, что с ростом концентрации добавки SiC от 5 до 15 вес.% скорости эрозии анода снижаются в три раза, а скорость привеса катода – в два раза. Однако при этом эффективность электроискрового осаждения покрытий, выражаемая как отношение привеса катода к эрозии анода, увеличивается почти в два раза (от 37 до 60 %). Снижение скорости электроискровой эрозии электродных материалов с ростом содержания добавки SiC обусловлено повышением их прочности. Оптимальное время осаждения покрытий из Ti<sub>3</sub>Al сплавов с добавками SiC составляет 4 мин/см<sup>2</sup>, поскольку при более продолжительной обработке масса катода снижается вследствие хрупкого разрушения легированного слоя [26].

Согласно результатам рентгенофазового анализа в составе полученных покрытий преобладают алюминид Ti<sub>3</sub>Al и карбид титана TiC (рис. 3). В покрытиях П10 и П15 также обнаружены карбид кремния, силицид титана Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> и интерметаллид TiAl, который формируется за счет взаимодействия алюминида Ti<sub>9</sub>Al<sub>23</sub> с титаном подложки. Карбид Ti<sub>4</sub>Al<sub>2</sub>C<sub>2</sub>, присутствующий в электродах, не наблюдался в полученных покрытиях, что объясняется его разложением под действием высоких температур в области воздействия разрядов. Это подтверждается аналогичным результатом, полученным в нашей предыдущей работе [27].

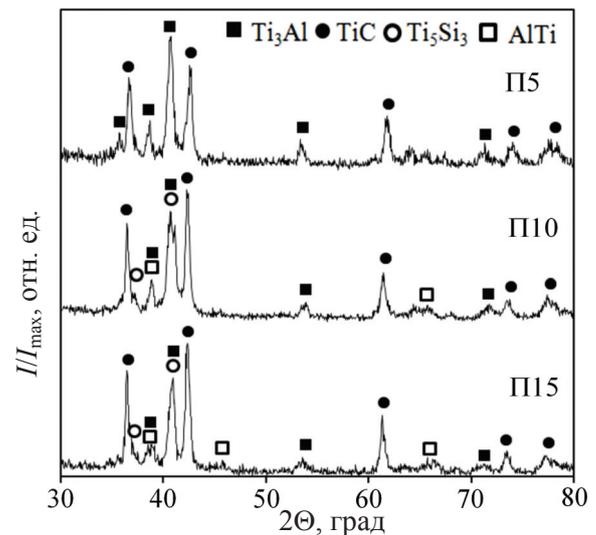


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы осажденных покрытий

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of deposited coatings

Результаты термических испытаний образцов из сплава Ti6Al4V с электроискровыми Ti-Al-Si-C покрытиями показаны на рис. 4, а. Как видно, масса, отнесенная к единице поверхности испытываемых материалов, непрерывно увеличивается при продолжительном изотермическом нагреве в воздухе. Причиной такого приращения является образование оксидной пленки из TiO<sub>2</sub> в модификации рутила, о чем свидетельствуют данные рентгенофазового анализа (рис. 4, б). Примечательно, что скорость прироста массы образцов с покрытиями в процессе окисления меньше в 1,4...2,7 раз по сравнению с непокрытым сплавом Ti6Al4V. Тем не менее жаростойкость покрытий снижается при увеличении концентрации добавки карбида кремния. Одной из возможных причин такого понижения является небольшая толщина покрытий П10 и П15, о чем косвенно свидетельствуют кривые массопереноса (рис. 2).

В общем случае кривые окисления могут быть описаны кинетическим уравнением [28]

$$(\Delta m/S)^n = (kt),$$

где  $\Delta m$  – изменение массы образца;  $S$  – площадь его поверхности;  $t$  – время протекания реакции;  $k$  – константа скорости;  $n$  – показатель степени. Для чистого сплава Ti6Al4V  $n = 1,7$  во всем временном диапазоне, что близко к параболическому закону, соответствующему диффузионному

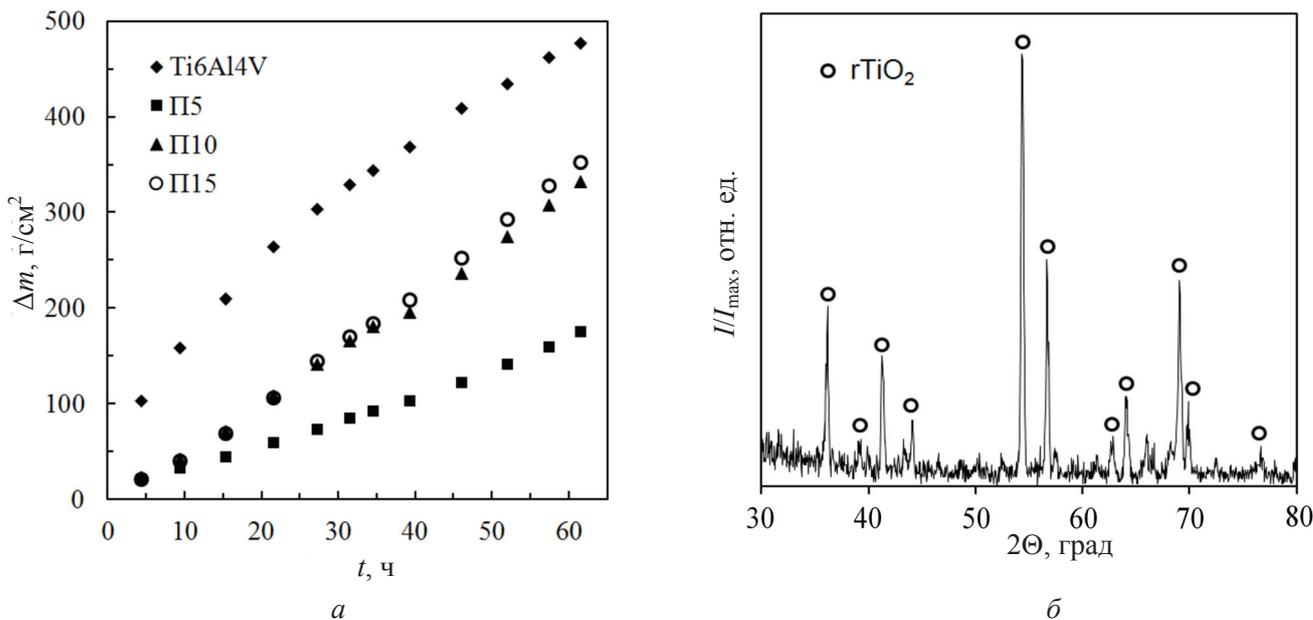


Рис. 4. Кривые окисления сплава Ti6Al4V без и с покрытиями в условиях изотермического нагрева в воздушной среде при 900 °С (а); рентгеновский спектр покрытия П15 после термических испытаний (б)  
 Fig. 4. Oxidation kinetic of Ti6Al4V alloy with and without coatings under isothermal heating in air at 900 °C (a); the X-ray diffraction patterns of the P15-coating after annealing (b)

росту оксидного слоя, который превращается в барьер между атмосферой и металлом. Для покрытий П5, П10 и П15 параметр  $n$  равен 1,2, 0,98 и 0,96 соответственно, т.е. кинетику окисления приблизительно можно описать уравнением первого порядка. Это свидетельствует об отсутствии барьерной окалины на поверхности покрытий. Таким образом, электроискровые покрытия из интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$  с 5–15 вес.% добавками карбида кремния на титановом сплаве Ti6Al4V не обладают удовлетворительной жаростойкостью.

На рис. 5 показаны кривые Тафеля, построенные по результатам потенциодинамических испытаний чистого сплава Ti6Al4V, а также Ti-Al-Si-C покрытий. Потенциал коррозии ( $E_{\text{corr}}$ ) и плотность тока коррозии ( $I_{\text{corr}}$ ) были определены экстраполяцией анодных и катодных наклонов кривых Тафеля  $\beta_a$  и  $\beta_c$  соответственно (табл. 2). Поляризационное сопротивление ( $R_p$ ) было рассчитано методом Штерна-Гири:

$$R_p = \frac{\beta_a \beta_c}{2,303 I_{\text{corr}} (\beta_a + \beta_c)}$$

Согласно полученным данным наиболее низкий потенциал коррозии отмечается у покрытий П5 и П15. Плотность тока коррозии покрытий снижается с ростом концентрации добавки кар-

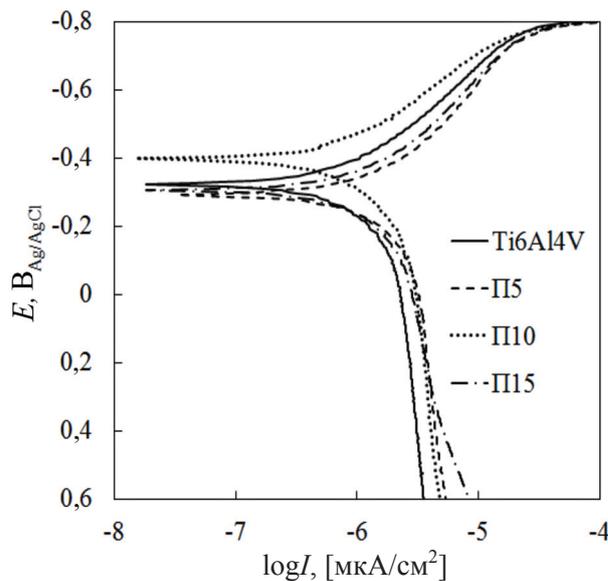


Рис. 5. Поляризационные кривые Тафеля для сплава Ti6Al4V и покрытий Ti-Al-Si-C.  
 Fig. 5. Tafel polarization curves for Ti6Al4V alloy and Ti-Al-Si-C coatings

бида кремния в покрытиях с 2,4 до 1,6  $\text{mA/cm}^2$ . Наибольшим поляризационным сопротивлением  $R_p = 211 \text{ k}\Omega$  обладает покрытие П15. Оно более чем в два раза выше, чем у сплава Ti6Al4V, и поэтому способствует улучшению стойкости сплава Ti6Al4V в условиях электрохимической коррозии.

**Потенциал коррозии, плотность тока коррозии и поляризационное сопротивление сплава Ti6Al4V и Ti-Al-Si-C покрытий**

**Corrosion potential, corrosion current density and polarization resistance of Ti6Al4V alloy and Ti-Al-Si-C coatings**

Параметр	Сплав без покрытия	Сплав с покрытием		
		П5	П10	П15
$E_{\text{corr}}$ , В	-0,31	-0,29	-0,40	-0,29
$I_{\text{corr}}$ , мкА/см <sup>2</sup>	1,66	2,36	2,04	1,67
$R_p$ , кОм	96,9	81,6	77,4	210,5

Микротвердость Ti-Al-Si-C покрытий различалась в зависимости от содержания добавки SiC в электродных материалах (рис. 6). Так, для покрытия П5 она составляла  $8,2 \pm 0,1$  ГПа, а для образцов П10 и П15 микротвердость была близка и находилась в диапазоне 10,2...24,7 и 9,9...22,4 ГПа соответственно. Колебания значений твердости связаны с наличием в покрытиях твердых включений TiC и Ti<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> и более мягкой матрицы из алюминидов титана Ti<sub>3</sub>Al и TiAl. Их комбинации и неравномерное распределение в осажденном слое вызывают широкий разброс значений результирующей

твердости. По мере приближения к подложке микротвердость покрытий снижалась. Таким образом, Ti-Al-Si-C покрытия позволяют повысить твердость сплава Ti6Al4V в 2.5...5 раз.

Триботехнические испытания при сухом трении скольжения показали, что за счет осаждения электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий на титановый сплав Ti6Al4V удается значительно снизить скорость его износа (рис. 7, а). Кроме того, увеличение концентрации добавки SiC в электродный материал Ti<sub>3</sub>Al способствует повышению стойкости интерметаллидного покрытия к истиранию. Скорость износа титанового сплава с покрытием П15 была наименьшей, а именно  $0,12 \cdot 10^{-5}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м). Если сравнивать ее с подобными характеристиками  $0,2 \cdot 10^{-6} - 7 \cdot 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) для защитных покрытий, полученных на титановом сплаве Ti6Al4V различными методами [5–16], то можно констатировать, что износостойкость электроискрового покрытия П15 близка к лучшим аналогам.

На рис. 7, б показаны зависимости коэффициента трения чистого сплава Ti6Al4V, а также аналогичного сплава с покрытиями П5, П10 и П15 от длины пути сухого трения скольжения относительно стали Р6М5. Можно заметить, что коэффициент трения образцов с покрытиями непрерывно возрастает в процессе триботехнических испытаний, и после 1 км пути трения становится выше на 21...28 %, чем у сплава Ti6Al4V. Среди исследованных покрытий наименьшим коэффициентом трения (~0,27) обладал образец с покрытием П15. Для этого же

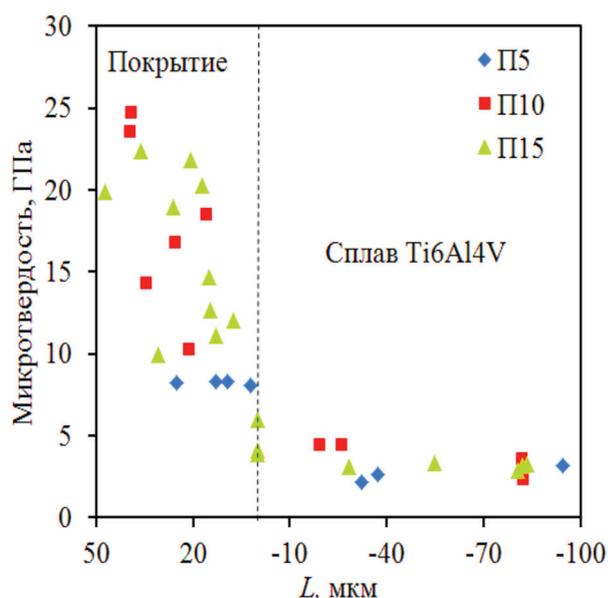
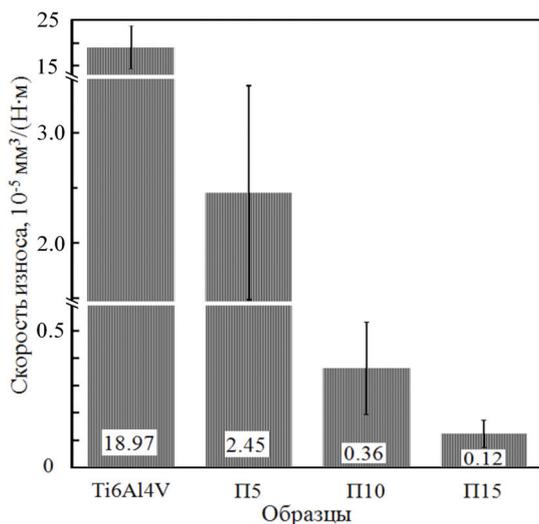
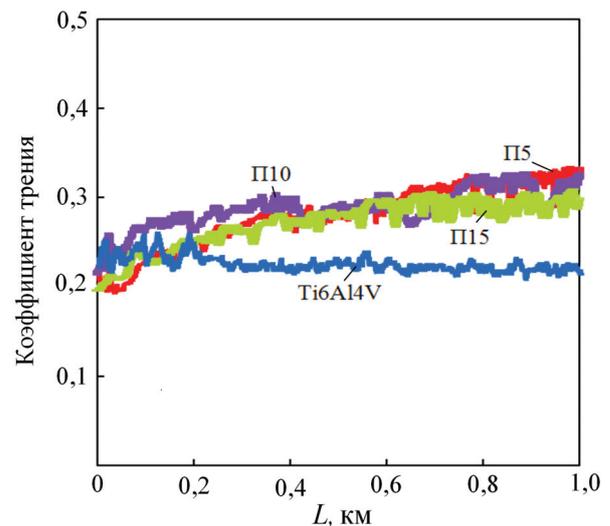


Рис. 6. Распределение микротвердости по сечению образцов с покрытиями

Fig. 6. Microhardness distribution along the cross section of coated samples



а



б

Рис. 7. Скорость износа (а) и коэффициент трения (б) Ti-Al-Si-C покрытий по сравнению со сплавом Ti6Al4V

Fig. 7. Wear rate (а) and friction coefficient (б) of Ti-Al-Si-C coatings in comparison to Ti6Al4V alloy

образца характерна самая низкая скорость износа при сухом трении. Таким образом, можно сделать заключение, что несмотря на рост коэффициента трения нанесение электроискровых Ti-Al-Si-C покрытий на титановый сплав Ti6Al4V дает положительный эффект по повышению его стойкости к механическому истиранию.

### Выводы

Методом электроискрового легирования на титановый сплав Ti6Al4V нанесены композиционные покрытия с использованием в качестве легирующего (анодного) материала сплавов, полученных спеканием порошков интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$  с 5...15 вес.% добавкой карбида кремния SiC. Установлено, что в ходе переноса вещества с анода на титановую подложку состав электродных материалов меняется, в результате осажденные поверхностные слои содержат алюминиды  $\text{Ti}_3\text{Al}$  и TiAl, карбид титана TiC и силицид титана  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ . Результаты испытаний показали, что электроискровые покрытия позволяют повысить жаростойкость титанового сплава в 1,4...2,7 раза, улучшить его коррозионную стойкость, о чем свидетельствует рост поляризационного сопротивления в два раза, а также повысить твердость 2,5...5 раз и снизить скорость износа при сухом трении скольжения приблизительно в 160 раз.

### Список литературы

1. Ganjeh E., Sarkhosh H. Microstructural, mechanical and fractographical study of titanium-CP and Ti-6Al-4V similar brazing with Ti-based filler // Materials Science and Engineering A. – 2013. – Vol. 559. – P. 119–129. – doi: 10.1016/j.msea.2012.08.043.
2. Joining of zirconia and Ti6Al4V using a Ti-based amorphous filler / Y.H. Liu, J.D. Hu, Y.P. Zhang, Z.X. Guo, Y. Yang // Journal of Materials Science and Technology. – 2007. – Vol. 27. – P. 4983–4993. – doi: 10.1016/S1005-0302(11)60121-7.
3. Oxidation behaviour of plasma surface alloying on Ti6Al4V alloy / D.-B. Wei, P.-Z. Zhang, Z.-J. Yao, X.-F. Wei, J.-T. Zhou, X.-H. Chen // Surface Engineering. – 2018. – Vol. 34. – P. 14–21. – doi: 10.1179/1743294415Y.0000000095.
4. Martini C., Ceschini L. A comparative study of the tribological behaviour of PVD coatings on the Ti-6Al-4V alloy // Tribology International. – 2011. – Vol. 44. – P. 297–308. – doi: 10.1016/j.triboint.2010.10.031.
5. Optimizing the tribological behavior of tantalum carbide coating for the bearing in total hip joint replacement / S. Du, K. Zhang, M. Wen, Y. Qin, R. Li, H. Jin, X. Bao, P. Ren, W. Zheng // Vacuum. – 2018. – Vol. 150. – P. 222–231. – doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.050.
6. Effect of  $\text{CeO}_2$  on microstructure and wear resistance of TiC bioinert coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding / T. Chen, D. Liu, F. Wu, H. Wang // Materials. – 2018. – Vol. 11, iss 1. – P. 1–14. – doi: 10.3390/ma11010058.

7. Structure and tribological properties of TiSiCN coating on Ti6Al4V by arc ion plating / J. Li, Y. Wang, Y. Yao, Y. Wang, L. Wang // *Thin Solid Films*. – 2017. – Vol. 644. – P. 115–119. – doi: 10.1016/j.tsf.2017.09.053.
8. Synthesis and characterization of Ni60-hBN high temperature self-lubricating anti-wear composite coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding / X.-L. Lu, X.-B. Liu, P.-C. Yu, S.-J. Qiao, Y.-J. Zhai, M.-D. Wang, Y. Chen, D. Xu // *Optics & Laser Technology*. – 2016. – Vol. 78. – P. 87–94. – doi: 10.1016/j.optlastec.2015.10.005.
9. Structure and tribological behavior of GLCH/nitride coupled coatings on Ti6Al4V by nitriding and magnetron sputtering / R. Niu, J. Li, Y. Wang, J. Chen, Q. Xue // *Diamond & Related Materials*. – 2016. – Vol. 64. – P. 70–79. – doi: 10.1016/j.diamond.2016.01.015.
10. Compositions and tribological properties of PEO coatings on Ti6Al4V alloy / Y.K. Qin, D.S. Xiong, J.L. Li, R. Tyagi // *Surface Engineering*. – 2017. – Vol. 33. – P. 895–902. – doi: 10.1179/1743294414Y000000412.
11. Plasma-sprayed Ti6Al4V alloy composite coatings reinforced with in situ formed TiB-TiN / A. Anand, M. Das, B. Kundu, V.K. Balla, S. Bodhak, S. Gangadharan // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2017. – Vol. 26. – P. 2013–2019. – doi: 10.1007/s11666-017-0651-5.
12. Characterization of microstructure and wear resistance of PEO coatings containing various microparticles on Ti6Al4V alloy / X. Li, C. Dong, Q. Zhao, Y. Pang, F. Cheng, S. Wang // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2018. – Vol. 27. – P. 1642–1653. – doi: 10.1007/s11665-018-3249-2.
13. Effect of heat treatment on residual stress and wear behaviors of the TiNi/Ti<sub>2</sub>Ni based laser cladding composite coatings / Y.-F. Tao, J. Li, Y.-H. Lv, L.-F. Hu // *Optics and Laser Technology*. – 2017. – Vol. 97. – P. 379–389. – doi: 10.1016/j.optlastec.2017.07.029.
14. Tribological properties in seawater for Ti/TiCN coatings on Ti6Al4V alloy by arc ion plating with different carbon contents / J.-L. Li, G.-Y. Cai, H.-S. Zhong, Y.-X. Wang, J.-M. Chen // *Rare Metals*. – 2016. – Vol. 36. – P. 858–864. – doi: 10.1007/s12598-016-0802-8.
15. In-situ integrated fabrication of Ti-Ni coating during hot isostatic pressing of Ti6Al4V parts: Microstructure and tribological behavior / C. Cai, B. Song, Q. Wei, P. Xue, S. Wen, J. Liu, Y. Shi // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 280. – P. 194–200. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.09.007.
16. Characterizations of anodic oxide films formed on Ti6Al4V in the silicate electrolyte with sodium polyacrylate as an additive / J. Wang, Y. Ma, J. Guan, D. Zhang // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 338. – P. 14–21. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.01.076.
17. Plasma nitriding of Ti6Al4V alloy and AISI316 steel substrates using D.C. glow discharges under a triode configuration / J.C. Avelar-Batista, E. Spain, J. Housden, A. Matthews, G.G. Fuentes // *Surface and Coatings Technology*. – 2005. – Vol. 200. – P. 1954–1961. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2005.08.037.
18. Rapid preparation of TiC reinforced Ti6Al4V based composites by carburizing method through spark plasma sintering technique / Y.J. Hao, J.X. Liu, J.C. Li, S.K. Li, Q.H. Zou, X.W. Chen // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 65. – P. 94–97. – doi: 10.1016/j.matdes.2014.09.008.
19. Influence of different plasma nitriding treatments on the wear and crack behavior of forging tools evaluated by Rockwell indentation and scratch tests / Z.K. Chang, X.S. Wan, Z.L. Pei, J. Gong, C. Sun // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 205. – P. 4690–4696. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.07.053.
20. Characterization of Ti-C-N coatings deposited on Ti6Al4V for biomedical applications / V.S. Viteri, M.G. Barandika, U.R. Gopegui, R. Bayón, C. Zubizarreta, X. Fernández, A. Igartua // *Journal of Inorganic Biochemistry*. – 2012. – Vol. 117. – P. 359–366. – doi: 10.1016/j.jinorgbio.2012.09.012.
21. Microstructure and properties of titanium aluminides on Ti6Al4V titanium alloy produced by chemical vapor deposition method / R. Sitek, J. Kaminski, J. Borysiuk, H. Matysiak, K. Kubiak, K.J. Kurzydowski // *Intermetallics*. – 2013. – Vol. 36. – P. 36–44. – doi: 10.1016/j.intermet.2012.12.017.
22. Исследование износостойкости и жаростойкости электроискровых Ti-Al-покрытий на титановом сплаве / С.А. Пячин, А.А. Бурков, Т.Б. Ершова, Н.М. Власова, М.А. Теслина, Е.Р. Зайкова // *Заготовительные производства в машиностроении*. – 2016. – № 8. – С. 37–44.
23. Preparation and microstructure of CuNiTiZr medium-entropy alloy coatings on TC11 substrate via electrospray – computer numerical control deposition process / X.-R. Wang, Z.-Q. Wang, W.-S. Li, T.-S. Lin, P. He, C.-H. Tong // *Materials Letters*. – 2017. – Vol. 197. – P. 143–145. – doi: 10.1016/j.matlet.2017.03.109.
24. *Leyens C., Peters M., Kaysser W.A.* Intermetallic Ti-Al coatings for protection of titanium alloys: oxidation and mechanical behavior // *Surface and Coatings Technology*. – 1997. – Vol. 94–95. – P. 34–40. – doi: 10.1016/S0257-8972(97)00472-6.
25. The use of titanium aluminides to form electric-spark coatings / S.A. Pyachin, T.B. Ershova, A.A. Burkov, N.M. Vlasova, V.S. Komarova // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2016. – Vol. 57. – P. 266–272. – doi: 10.3103/S1067821216030135.
26. *Верхотуров А.Д.* Физико-химические основы процесса электроискрового легирования метал-

лических поверхностей. – Владивосток: Дальнаука, 1992. – 180 с.

27. Влияние добавок оксидов и карбидов металлов на свойства интерметаллидных  $Ti_3Al$  электроискровых покрытий / С.А. Пячин, А.А. Бурков, Н.М. Власова, Е.А. Кириченко // *Фундаментальные*

*проблемы современного материаловедения*. – 2016. – Т. 13, № 2. – С. 168–173.

28. *Kofstad P., Hauffe K., Kjölldal H.* Investigation on the oxidation mechanism of titanium // *Acta Chemica Scandinavica*. – 1958. – Vol. 12. – P. 239–266.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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)



### Improvement of Anti-corrosion and Tribotechnical Properties of Ti6Al4V Alloy by Deposition of Spark Ti-Al-Si-C Coatings

Alexander Burkov<sup>a,\*</sup>, Sergey Pyachin<sup>b</sup>, Nuria Vlasova<sup>c</sup>, Ivan Astapov<sup>d</sup>, Maria Kulik<sup>e</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/0000-0003-0589-0279>, pyachin@mail.ru,

<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0198-0912>, vlasova64@yandex.ru, <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0003-2919-2520>, immaterial\_khv@mail.ru,

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

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 21 May 2018

Revised: 26 June 2018

Accepted: 05 July 2018

Available online: 15 September 2018

##### Keywords:

Titanium alloy

Coating

Electrospark deposition

Titanium aluminide

Silicon carbide

Wear resistance

Corrosion resistance

#### ABSTRACT

**Relevance.** The titanium alloy Ti6Al4V is widely used in aerospace and medical industries, due to its high specific strength, ductility and corrosion resistance. However, the use of Ti6Al4V alloy in some important structural elements is limited due to its relatively low oxidation resistance and high viscosity during wear. **The purpose** of the study is to investigate the increase in the oxidation resistance of the titanium alloy Ti6Al4V at high temperatures and dry sliding wear, by applying Ti-Al-Si-C composite protective layers. The coatings obtained by the method of spark deposition using electrodes made in the form of rods by sintering Ti<sub>3</sub>Al aluminide powders with 5-15 wt% SiC carbide additives are investigated. **Materials and methods.** The phase composition of the coatings is studied by X-ray diffraction analysis. Corrosion tests of the coatings are presented by a study of oxidation resistance at a temperature of 900 °C for ~ 62 hours and potentiodynamic tests in 3.5% NaCl solution. The microhardness of the deposited layers is determined by Vickers indentation at the load of 0.5 N. The wear resistance and coefficient of friction of the coatings are determined in the dry sliding mode versus to high-speed steel R6M5 at a sliding speed of 12 m / s and a load of 25 N. **Results and discussion.** Electrode materials with addition of Ti<sub>3</sub>Al intermetallics contained titanium carbide TiC, titanium silicide TiSi<sub>2</sub> and complex carbide Ti<sub>4</sub>Al<sub>2</sub>C<sub>2</sub>. According to the analysis of kinetic mass transfer curves, the optimum deposition time of the spark Ti-Al-Si-C coatings for Ti6Al4V alloy is 4 min/cm<sup>2</sup>. It is established that the basis of coatings is composed of intermetallics Ti<sub>3</sub>Al and TiAl. In addition, it includes TiC carbide and Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> titanium silicide, the content of which increases with increasing the concentration of the SiC additive in the initial composition of the powder mixture. The oxidation resistance of Ti6Al4V alloy with a composite coating obtained from Ti<sub>3</sub>Al with the addition of 5 wt% silicon carbide was 2.7 times higher than that without coating. According to the results of potentiodynamic tests, it was concluded that Ti<sub>3</sub>Al coating with a 15 wt% SiC additive had the best anticorrosion characteristics. This coating allows decreasing the wear rate of the titanium alloy Ti6Al4V from 1.9 · 10<sup>-4</sup> to 1.2 · 10<sup>-6</sup> mm<sup>3</sup>/(Nm). The hardness of coatings was in the range of 10...22 GPa.

**For citation:** Burkov A.A., Pyachin S.A., Vlasova N.M., Astapov I.A., Kulik M.A. Improvement of anti-corrosion and tribotechnical properties of Ti6Al4V alloy by deposition of spark Ti-Al-Si-C coatings. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 85–96. doi:10.17212/1994-6309-2018-20.3-85-96. (In Russian).

#### References

1. Ganjeh E., Sarkhosh H. Microstructural, mechanical and fractographical study of titanium-CP and Ti-6Al-4V similar brazing with Ti-based filler. *Materials Science and Engineering A*, 2013, vol. 559, pp. 119–129. doi: 10.1016/j.msea.2012.08.043.

#### \* Corresponding author

Burkov Alexander A., Ph.D. (Physics),  
 Institute for Material Studies, Khabarovsk Scientific Center,  
 Far Eastern Branch of Russian Academy of Sciences,  
 153 Tikhookeanskaya st.,  
 680042, Khabarovsk, Russian Federation  
 Tel.: 8 (914) 1618954, e-mail: burkovalex@mail.ru

2. Liu Y.H., Hu J.D., Zhang Y.P., Guo Z.X., Yang Y. Joining of zirconia and Ti6Al4V using a Ti-based amorphous filler. *Journal of Materials Science and Technology*, 2007, vol. 27, pp. 4983–4993. doi: 10.1016/S1005-0302(11)60121-7.
3. Wei D.-B., Zhang P.-Z., Yao Z.-J., Wei X.-F., Zhou J.-T., Chen X.-H. Oxidation behaviour of plasma surface alloying on Ti6Al4V alloy. *Surface Engineering*, 2018, vol. 34, pp. 14–21. doi: 10.1179/1743294415Y.0000000095.
4. Martini C., Ceschini L. A comparative study of the tribological behaviour of PVD coatings on the Ti–6Al–4V alloy. *Tribology International*, 2011, vol. 44, pp. 297–308. doi: 10.1016/j.triboint.2010.10.031.
5. Du S, Zhang K., Wen M., Qin Y., Li R., Jin H., Bao X., Ren P., Zheng W. Optimizing the tribological behavior of tantalum carbide coating for the bearing in total hip joint replacement. *Vacuum*, 2018, vol. 150, pp. 222–231. doi: 10.1016/j.vacuum.2018.01.050.
6. Chen T., Liu D., Wu F., Wang H. Effect of CeO<sub>2</sub> on microstructure and wear resistance of TiC bioinert coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding. *Materials*, 2018, vol. 11, iss. 1, pp. 1–14. doi: 10.3390/ma11010058.
7. Li J., Wang Y., Yao Y., Wang Y., Wang L. Structure and tribological properties of TiSiCN coating on Ti6Al4V by arc ion plating. *Thin Solid Films*, 2017, vol. 644, pp. 115–119. doi: 10.1016/j.tsf.2017.09.053.
8. Lu X.-L., Liu X.-B., Yu P.-C., Qiao S.-J., Zhai Y.-J., Wang M.-D., Chen Y., Xu D. Synthesis and characterization of Ni60-hBN high temperature self-lubricating anti-wear composite coatings on Ti6Al4V alloy by laser cladding. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 78, pp. 87–94. doi: 10.1016/j.optlastec.2015.10.005.
9. Niu R., Li J., Wang Y., Chen J., Xue Q. Structure and tribological behavior of GLCH/nitride coupled coatings on Ti6Al4V by nitriding and magnetron sputtering. *Diamond & Related Materials*, 2016, vol. 64, pp. 70–79. doi: 10.1016/j.diamond.2016.01.015.
10. Qin Y.K., Xiong D.S., Li J.L., Tyagi R. Compositions and tribological properties of PEO coatings on Ti6Al4V alloy. *Surface Engineering*, 2017, vol. 33, pp. 895–902. doi: 10.1179/1743294414Y.0000000412.
11. Anand A., Das M., Kundu B., Balla V.K., Bodhak S., Gangadharan S. Plasma-sprayed Ti6Al4V alloy composite coatings reinforced with in situ formed TiB-TiN. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, vol. 26, pp. 2013–2019. doi: 10.1007/s11666-017-0651-5.
12. Li X., Dong C., Zhao Q., Pang Y., Cheng F., Wang S. Characterization of microstructure and wear resistance of PEO coatings containing various microparticles on Ti6Al4V alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, vol. 27, pp. 1642–1653. doi: 10.1007/s11665-018-3249-2.
13. Tao Y.-F., Li J., Lv Y.-H., Hu L.-F. Effect of heat treatment on residual stress and wear behaviors of the TiNi/Ti2Ni based laser cladding composite coatings. *Optics and Laser Technology*, 2017, vol. 97, pp. 379–389. doi: 10.1016/j.optlastec.2017.07.029.
14. Li J.-L., Cai G.-Y., Zhong H.-S., Wang Y.-X., Chen J.-M. Tribological properties in seawater for Ti/TiCN coatings on Ti6Al4V alloy by arc ion plating with different carbon contents. *Rare Metals*, 2016, vol. 36, pp. 858–864. doi: 10.1007/s12598-016-0802-8.
15. Cai C., Song B., Wie Q., Xue P., Wen S., Liu J., Shi Y. In-situ integrated fabrication of Ti–Ni coating during hot isostatic pressing of Ti6Al4V parts: Microstructure and tribological behavior. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 280, pp. 194–200. doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.09.007.
16. Wang J., Ma Y., Guan J., Zhang D. Characterizations of anodic oxide films formed on Ti6Al4V in the silicate electrolyte with sodium polyacrylate as an additive. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 338, pp. 14–21. doi: 10.1016/j.surfcoat.2018.01.076.
17. Avelar-Batista J.C., Spain E., Housden J., Matthews A., Fuentes G.G. Plasma nitriding of Ti6Al4V alloy and AISI316 steel substrates using D.C. glow discharges under a triode configuration. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 200, pp. 1954–1961. doi: 10.1016/j.surfcoat.2005.08.037.
18. Hao Y.J., Liu J.X., Li J.C., Li S.K., Zou Q.H., Chen X.W. Rapid preparation of TiC reinforced Ti6Al4V based composites by carburizing method through spark plasma sintering technique. *Materials & Design*, 2015, vol. 65, pp. 94–97. doi: 10.1016/j.matdes.2014.09.008.
19. Chang Z.K., Wan X.S., Pei Z.L., Gong J., Sun C. Influence of different plasma nitriding treatments on the wear and crack behavior of forging tools evaluated by Rockwell indentation and scratch tests. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 205, pp. 4690–4696. doi: 10.1016/j.surfcoat.2010.07.053.
20. Viteri V.S., Barandika M.G., Gopegui U.R., Bayón R., Zubizarreta C., Fernández X., Igartua A. Characterization of Ti–C–N coatings deposited on Ti6Al4V for biomedical applications. *Journal of Inorganic Biochemistry*, 2012, vol. 117, pp. 359–366. doi: 10.1016/j.jinorgbio.2012.09.012.
21. Sitek R., Kaminski J., Borysiuk J., Matysiak H., Kubiak K., Kurzydowski K.J. Microstructure and properties of titanium aluminides on Ti6Al4V titanium alloy produced by chemical vapor deposition method. *Intermetallics*, 2013, vol. 36, pp. 36–44. doi: 10.1016/j.intermet.2012.12.017.

22. Pyachin S.A., Burkov A.A., Ershova T.B., Vlasova N.M., Teslina M.A., Zaykova E.R. Issledovanie iznosostoičnosti i zharostoičnosti elektroiskrovykh Ti-Al-pokrytii na titanovom splave [Investigation of wear resistance and heat resistance of electrospark Ti-Al coatings on a titanium alloy]. *Zagotovitel'nyye proizvodstva v mashinostroyenii = Blanking productions in mechanical engineering*, 2016, vol. 8, pp. 37–44.
23. Wang X.-R., Wang Z.-Q., Li W.-S., Lin T.-S., He P., Tong C.-H. Preparation and microstructure of CuNiTiZr medium-entropy alloy coatings on TC11 substrate via electrospark – computer numerical control deposition process. *Materials Letters*, 2017, vol. 197, pp. 143–145. doi: 10.1016/j.matlet.2017.03.109.
24. Leyens C., Peters M., Kaysser W.A. Intermetallic Ti-Al coatings for protection of titanium alloys: oxidation and mechanical behavior. *Surface and Coatings Technology*, 1997, vol. 94–95, pp. 34–40. doi: 10.1016/S0257-8972(97)00472-6.
25. Pyachin S.A., Ershova T.B., Burkov A.A., Vlasova N.M., Komarova V.S. The use of titanium aluminides to form electric-spark coatings. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2016, vol. 57, pp. 266–272. doi: 10.3103/S1067821216030135.
26. Verkhoturov A.D. *Fiziko-khimicheskie osnovy protsessa elektroiskrovogo legirovaniya metallicheskih poverkhnostei* [Physico-chemical basis of the process of electrospark alloying of metal surfaces]. Vladivostok, Dal'nauka Publ., 1992. 180 p.
27. Pyachin S.A., Burkov A.A., Vlasova N.M., Kidichenko E.A. Vliyanie dobavok oksidov i karbidov metallov na svoystva intermetallidnykh Ti3Al elektroiskrovykh pokrytii [Effect of additives of metal oxides and carbides on the properties of intermetallic Ti3Al electrospark coatings]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science*, 2016, vol. 13, pp. 168–173.
28. Kofstad P., Hauffe K., Kjøllesdal H. Investigation on the oxidation mechanism of titanium. *Acta Chemica Scandinavica*, 1958, vol. 12, pp. 239–266.

### Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



## Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



### Моделирование атомных механизмов зарождения и развития пластической деформации в условиях сдвигового нагружения

Антон Никонов <sup>а, \*</sup>

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

<sup>а</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-0980-0317>,  [anickonoff@ispms.ru](mailto:anickonoff@ispms.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.372, 539.386, 621.7

#### История статьи:

Поступила: 18 июня 2018  
 Рецензирование: 23 июля 2018  
 Принята к печати: 25 июля 2018  
 Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Пластическая деформация  
 Дефектообразование  
 Молекулярная динамика  
 Сдвиговая деформация  
 Локальное нагружение

#### Финансирование:

Исследования выполнены при финансовой поддержке Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, Проект Ш.23.2.4.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Методы поверхностной обработки материалов являются одним из эффективных приемов повышения их эксплуатационных характеристик. Одним из методов финишной обработки поверхностей деталей является метод поверхностного пластического деформирования (наноструктурирующее выглаживание), при котором формируется поверхностный слой с нанокристаллической структурой. Исследование структурных изменений, происходящих непосредственно в процессе такого выглаживания, представляется крайне сложной задачей. В связи с этим методы численного моделирования могут являться важным дополнением к экспериментальным исследованиям. **Цель работы:** численное исследование механического отклика металлического образца, находящегося в моно- и наноразмерном поликристаллическом состоянии на сдвиговое нагружение. **В работе исследованы** атомные механизмы зарождения и развития пластической деформации в кристаллическом материале в условиях нагружения, идентичных локальным напряжениям, возникающим при обработке материала поверхностным пластическим деформированием. **Методами исследования** являются высокопроизводительные параллельные вычисления с использованием метода молекулярной динамики. В качестве объекта исследования выбраны моно- и поликристалл ОЦК-железа. **Результаты и обсуждения.** Обнаружено, что в условиях локального сдвигового нагружения в исходно бездефектном кристалле  $\alpha$ -железа возможно формирование системы взаимно пересекающихся дислокаций, что в дальнейшем приводит к разориентации отдельных частей кристаллита и формированию нанофрагментированной структуры поверхностного слоя. Вместе с тем результаты моделирования показывают, что в наноразмерном поликристалле сдвиг реализуется посредством двух конкурирующих механизмов: зернограницного проскальзывания, с одной стороны, и процесса рекристаллизации отдельных зерен – с другой. При росте зерен до размеров, сопоставимых с размерами исследуемого кристаллита, деформация в них начинает развиваться преимущественно за счет образования дефектов структуры подобно тому, как это происходит в монокристалле. Таким образом, размеры зерен и ориентация их кристаллической решетки по отношению к направлению прикладывания внешней нагрузки определяют тип реализующихся механизмов пластического деформирования материала поверхности. Полученные результаты могут быть использованы для лучшего понимания закономерностей процессов и механизмов, реализующихся в поверхностном слое материала в условиях обработки поверхностным пластическим деформированием.

**Для цитирования:** Никонов А.Ю. Моделирование атомных механизмов зарождения и развития пластической деформации в условиях сдвигового нагружения // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т 20, № 3. – С. 97–108. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-97-108.

### Введение

На сегодняшний день использование различных методов поверхностной обработки материалов является одним из эффективных приемов повышения эксплуатационных характеристик

различных деталей и изделий на их основе. Среди современных методов обработки поверхности различают термические, химико-термические, механические, термомеханические и другие способы воздействия на поверхностные слои металлов и сплавов с целью модификации их физико-механических и/или химических свойств [1–12]. Одним из высокопроизводительных методов финишной обработки поверхностей деталей в машиностроении является метод поверхностного пластического деформирова-

#### \*Адрес для переписки

Никонов Антон Юрьевич, к.ф.-м.н., н.с.  
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
 пр. Академический, 2/4,  
 634055, г. Томск, Россия  
 Тел.: 8 (3822) 286-973, e-mail: [anickonoff@ispms.ru](mailto:anickonoff@ispms.ru)

ния, называемый также выглаживанием [8–12]. Установлено, что при таком способе воздействия материал в области контакта движущегося инструмента с поверхностью испытывает сложную систему одновременно действующих сдвиговых и сжимающих напряжений, идентичных по характеру с напряженным состоянием, реализуемым в условиях интенсивного пластического деформирования [8, 9]. Результатом такого воздействия является модификация поверхностного слоя с формированием ярко выраженной нанокристаллической структуры, ответственной за качественные изменения физико-механических и триботехнических свойств поверхности обрабатываемого материала.

Вместе с тем требования, предъявляемые, в частности, к современным фрикционным материалам, сочетают в себе целый комплекс параметров, обеспечение которых материалом с простой структурой зачастую становится невозможным. В этой связи все большую популярность приобретают композиционные фрикционные материалы, в которых каждый из составных элементов композиционной смеси несет свою функциональную нагрузку и способен обеспечить те или иные фрикционные свойства материала в целом [13, 14]. Фундаментальный научный интерес заключается в изучении механического поведения таких материалов в условиях сдвигового нагружения. Самостоятельной задачей является исследование влияния особенностей структуры фрикционного материала на характер его пластического деформирования. Как показывают те же результаты обработки поверхностным пластическим деформированием, наряду с работами других авторов, свойства материалов в нанокристаллическом состоянии существенно отличаются от материала, характеризующегося большим размером зерна [15, 16].

Исходя из сказанного цель настоящей работы заключалась в численном исследовании механического отклика металлического кристаллита, находящегося в моно- и нанокристаллическом состоянии на сдвиговое нагружение. В качестве объекта исследований в работе был выбран кристаллит  $\alpha$ -железа, представляющий собой традиционный материал большинства современных фрикционных металлических материалов.

## Методика исследований

Для изучения особенностей пластического деформирования кристаллита  $\alpha$ -железа на атомном масштабе в условиях сдвиговой деформации применялся программный пакет LAMMPS [17]. Все расчеты были выполнены на суперкомпьютере *SKIF Cyberia* Томского государственного университета. Исследования проводились в два этапа. Первоначально исследовались процессы и механизмы, реализующиеся в исходно бездефектном монокристалле в условиях локального сдвигового нагружения. На втором этапе работы моделировалось механическое поведение наноразмерного поликристалла ОЦК-железа в условиях сдвиговой деформации.

На первом этапе в качестве объекта исследований был выбран идеальный кристаллит в форме параллелепипеда с размерами  $40 \times 25 \times 15$  нм вдоль направлений лабораторной системы координат  $X$ ,  $Y$  и  $Z$  соответственно. Структура образца создавалась таким образом, что кристаллографические направления  $[100]$ ,  $[010]$  и  $[001]$  ОЦК-решетки соответствовали осям  $X$ ,  $Y$  и  $Z$ . Изображение исходной структуры модельного образца представлено на рис. 1, а.

Процесс локального сдвигового нагружения поверхностного слоя был реализован с использованием тангенциально движущегося полевого индентора, имеющего форму цилиндра с радиусом  $R$  и осью, направленной вдоль оси  $Z$ . Взаимодействие индентора с поверхностью осуществлялось следующим образом. Если расстояние между атомом и осью индентора  $r$  становилось меньше равновесного значения  $R$ , то на этот атом действовала дополнительная сила, направленная от оси цилиндра. Величина отталкивающей силы рассчитывалась как  $F = -k(r - R)^2$ , где  $k$  – жесткость индентора. При этом при  $r > R$   $F(r) = 0$ . Радиус индентора составлял 4 нм. На этапе вдавливания индентор погружался в образец на глубину 3 нм, а скорость перемещения центра индентора вдоль свободной поверхности составляла 10 м/с, что близко к предельным скоростям, используемым на токарно-фрезерных центрах при поверхностной пластической обработке стальных изделий [8, 9].

Для ухода от наведенной симметрии численной модели в моделируемом кристаллите явно задавалась шероховатость поверхностного слоя

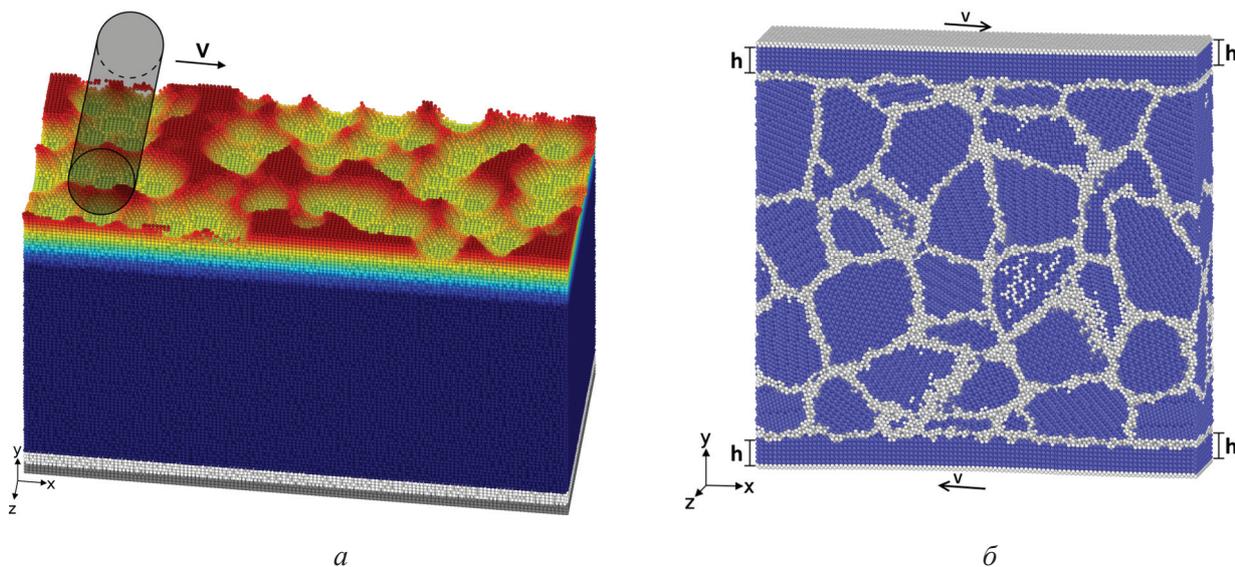


Рис. 1. Изображение исходной структуры образца при моделировании:

*a* – локального сдвигового нагружения монокристалла; *б* – сдвиговой деформации наноразмерного поликристалла  $\alpha$ -железа. В случае поликристалла темным цветом отмечены атомы с локальной конфигурацией, отличной от ОЦК

Fig. 1. An image of the initial structure of the sample in the simulation of:

*a* – local shear loading of a single crystal; *б* – shear deformation of a nanoscale  $\alpha$ -iron polycrystal. In the case of a polycrystal, atoms with a local configuration different to bcc are marked with a dark color

с максимальной глубиной 2,5 нм. В направлении оси  $Z$  моделировались периодические граничные условия, многократно повторяющие моделируемый фрагмент и тем самым позволяющие имитировать протяженность образца в заданном направлении. Остальные поверхности (вдоль  $X$  и  $Y$ ) моделировались свободными. Нижний слой атомов (темный нижний слой на рис. 1, *a*) был неподвижным и имитировал подложку. Толщина слоя подложки составляла 0,73 нм. Над слоем подложки задавался специальный «демпфирующий» слой атомов (слой светло-серого цвета на рис. 1, *a*), использование которого позволило имитировать протяженность модельного образца вдоль оси  $Y$ . Толщина «демпфирующего» слоя составляла 1,45 нм. Температура образца поддерживалась в интервале от 300 до 350 К на протяжении всего процесса нагружения.

На втором этапе исследований в работе моделировался наноразмерный поликристалл  $\alpha$ -железа. Образец представлял собой параллелепипед, содержащий около 1 млн атомов размерами  $28,5 \times 28,5 \times 14,2$  нм вдоль направлений  $X$ ,  $Y$  и  $Z$  соответственно. Для создания начальной поликристаллической структуры применялся метод ячеек Воронова, описанный в работе [18]. Результирующая структура образца перед

началом процесса сдвиговой деформации представлена на рис. 1, *б*. Для лучшей визуализации атомы, имеющие отличную от ОЦК локальную конфигурацию атомных связей, отмечены серым цветом. Средний размер зерен после релаксации поликристалла ОЦК-железа составлял 5 нм.

Задание сдвиговой деформации реализовывалось через создание специальных нагружаемых слоев. Для этого атомы, расположенные в верхнем и нижнем приповерхностных слоях толщиной  $h$  около 2 нм, были заменены на атомы бездефектного монокристалла  $\alpha$ -железа той же толщины. Скорости атомов, попавших в нагружаемые слои, фиксировались. В направлении оси  $X$  для верхнего и нижнего слоя скорости атомов составляли 15 и  $-15$  м/с соответственно. Таким образом, суммарная скорость проскальзывания вдоль  $X$  составляла 30 м/с. Вдоль направления  $Z$  скорости атомов обоих блоков были равны 0 м/с. В направлении  $Y$  положение и скорости атомов нагружаемых слоев моделировались свободными.

Для расчета взаимодействия между атомами в обоих случаях в работе использовался межатомный потенциал, построенный в рамках метода погруженного атома [19], который с высокой степенью точности описывает упругие и

поверхностные свойства, а также энергетические параметры дефектов моделируемой системы. Уравнения движения интегрировались с шагом по времени  $\Delta t = 0,001$  пс. Полное число атомов моделируемой системы превышало 1,5 млн.

Визуализация и анализ структуры проводился с использованием программы OVITO [20]. Для изучения внутренней структуры применялся метод анализа ближайших соседей (common neighbor analysis – CNA) [21] и алгоритм извлечения дислокаций (dislocation extraction algorithm – DEA) [22]. Первый метод по координатам ближайших соседей позволяет определить тип кристаллической структуры (ОЦК, ГЦК, ГПУ), в узле которой расположен атом, а второй обнаруживает дислокации определенного вида в кристаллах. Пример использования CNA анализа продемонстрирован на рис. 1, б.

## Результаты и их обсуждение

### Моделирование локального сдвигового нагружения монокристалла

Анализ структуры моделируемого фрагмента в различные моменты времени позволил выявить процессы формирования дефектов структуры, которые зарождаются в области контакта индентора с поверхностью материала, а затем по мере продвижения индентора распространяются из поверхностного слоя в объем кристаллита. На рис. 2 показана конфигурация поверхностных атомов нагружаемого монокристалла и его внутренняя структура в различные моменты времени. Рис. 2, а и б соответствуют начальной стадии процесса обработки поверхности, а рис. 2, в и г – его завершению после однократного прохода индентора

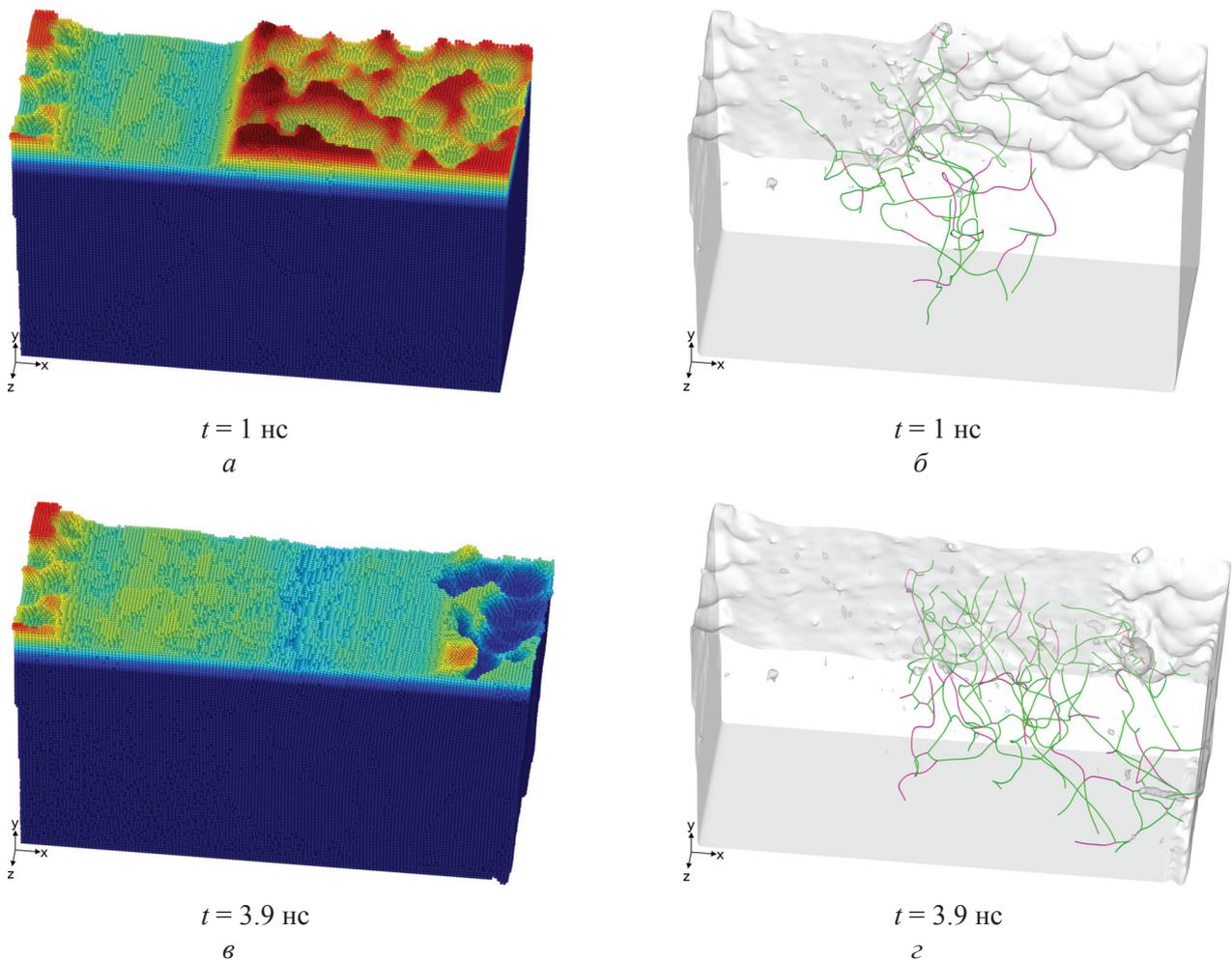


Рис. 2. Изображение рельефа свободной поверхности моделируемого фрагмента  $\alpha$ -железа (а, в) и дислокационная структура образца в различные моменты времени (зеленым отмечены дислокации типа  $1/2\langle 111 \rangle$ , фиолетовым –  $\langle 100 \rangle$ ) (б, г)

Fig. 2. An image of the free surface relief of the simulated  $\alpha$ -iron fragment (a, c) and the dislocation structure of the sample over time (green marked dislocations type  $1/2 \langle 111 \rangle$ , purple –  $\langle 100 \rangle$ ) (b, d)

тора. Видно, что в результате тангенциального движения индентора происходит снижение исходной шероховатости поверхности моделируемого кристаллита, что с учетом выбранных размеров рассматриваемого фрагмента имитирует реальный технологический процесс поверхностной пластической обработки на нанометровом масштабе.

Анализ структуры показал, что пластическая деформация реализуется за счет формирования в области контакта образца и индентора множества дислокаций, распространяющихся при дальнейшем нагружении в объем материала. Образовавшиеся краевые дислокации могут за счет периодических граничных условий проходить через весь моделируемый образец, формировать замкнутые дислокационные петли либо выходить на свободные поверхности. По мере прохождения индентора по поверхности обрабатываемого материала число дефектов растет и они образуют сложную систему переплетенных кривых (рис. 2, з).

Образование большого количества взаимно пересекающихся дефектов может приводить к формированию субзеренной структуры. Действительно, исследование структуры монокристалла  $\alpha$ -железа показало, что результатом обработки поверхности поверхностным пластическим деформированием является наноструктурирование тонкого поверхностного слоя.

На рис. 3 показан фрагмент моделируемого кристаллита в момент времени  $t = 7,8$  нс, что соответствует конечному этапу повторного прохождения индентора по поверхности обрабатываемого материала. Анализ атомной структуры показал, что субзерна (наноблоки) связаны между собой промежуточным слоем, структура которого за счет взаимного влияния наноблоков отличается от атомной конфигурации идеальной решетки. Таким образом, результатом локального сдвигового нагружения тангенциально движущимся индентором по поверхности исходно бездефектного кристаллита может являться формирование в поверхностном слое материала разориентированных субзерен, разделенных между собой интерфейсными слоями. Выявленные механизмы объясняют процесс модификации поверхностного слоя изделий, обрабатываемых различными современными методами поверхностного пластического деформирования, на-

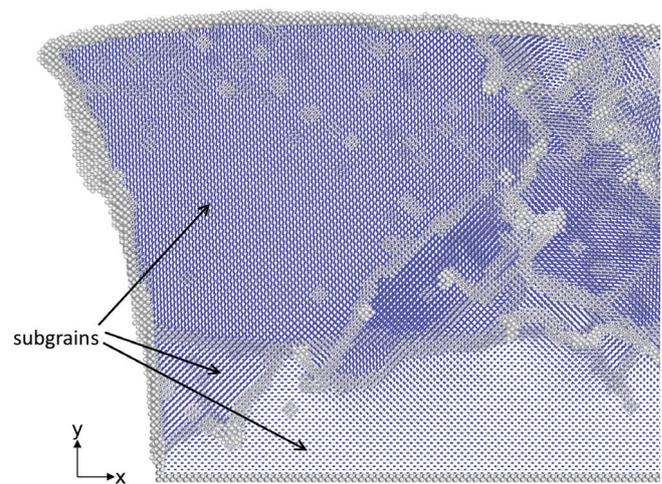


Рис. 3. Фрагмент моделируемого кристаллита после формирования субзеренной структуры. Серым цветом отмечены атомы со структурой, отличной от ОЦК

Fig. 3. Fragment of the simulated crystallite after the formation of the subgrain structure. Gray color indicates atoms with a structure different to bcc

пример, наноструктурирующим выглаживанием, когда нанофрагментация поверхностного слоя изделия существенно улучшает его триботехнические характеристики [8, 9].

### ***Сдвиговая деформация наноразмерного поликристалла***

Как было установлено в ходе первого этапа исследований, результатом локального сдвигового нагружения исходно бездефектного кристалла может являться формирование в поверхностном слое структуры разориентированных наноблоков с размерами до нескольких десятков нанометров. Очевидно, что этот процесс будет еще более выражен, если структура нагружаемого материала будет исходно содержать систему зерен, разделенных между собой межзеренными границами. С этой целью на следующем этапе исследований было рассмотрено механическое поведение наноразмерного поликристалла в условиях сдвиговой деформации.

На рис. 4 изображены три последовательных снимка структуры нанокристаллического ОЦК-железа, полученной в ходе сдвиговой деформации. Для лучшей визуализации изменений внутренней структуры показаны только атомы с локальной конфигурацией, отличной от ОЦК. Результаты анализа структуры позволили определить, что пластическая деформация в образце

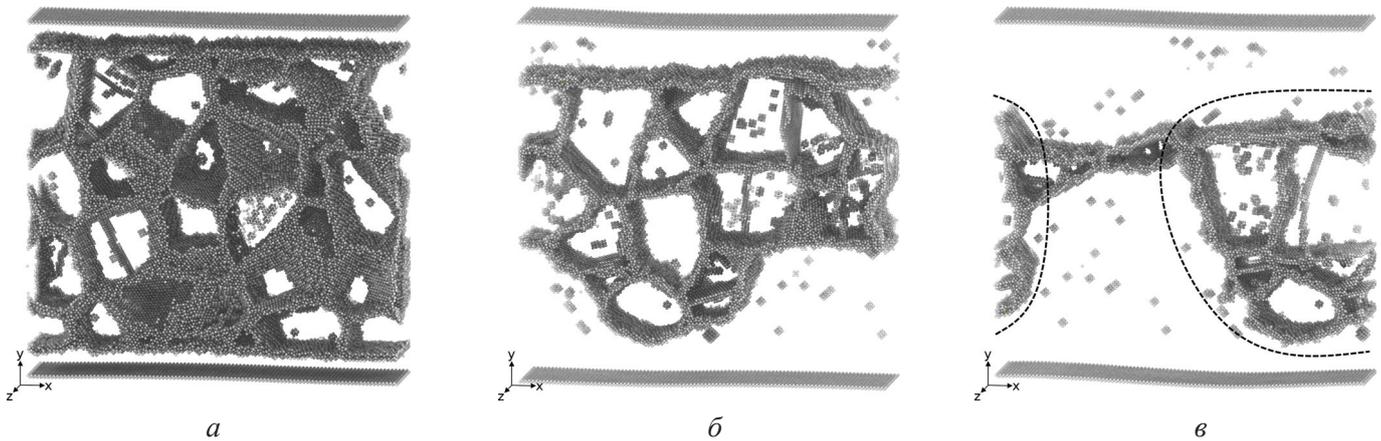


Рис. 4. Структура поликристаллического образца в начальный момент времени (а) и после нагружения в течение 1 нс (б) и 2 нс (в). Показаны только атомы со структурой, отличной от ОЦК

Fig. 4. The structure of the polycrystalline sample at the initial time (a) and after loading for 1 ns (b) and 2 ns (c). Only atoms with a structure different to bcc are shown

на начальном этапе реализуется за счет механизма межзеренного проскальзывания, а также за счет процесса рекристаллизации, приводящего к росту одних зерен поликристалла за счет других. Особенно заметен этот процесс вблизи нагружаемых слоев. В ходе движения размеры зерен, изначально представляющие собой нагружаемые слои, растут за счет перестройки атомной структуры и вовлечения атомов из ближайших зерен (видно из сравнения рис. 4, б и в с рис. 4, а). Следствием такой перестройки является перемещение межзеренных границ в направлении, перпендикулярном движению нагружаемого блока, подобно тому, как это наблюдалось в [23]. При дальнейшем нагружении наблюдается также переориентация зерен между нагружаемыми блоками. Анализ кристаллической структуры отдельных блоков показал, что с ростом сдвиговой деформации в них формируются дефекты структуры типа дислокаций, вакансии и двойники. После 2 нс нагружения рост зерен, исходно принадлежащих противоположным нагружаемым слоям, приводит к их объединению в единый кристаллит с выделением поликристаллического фрагмента, расположенного на рис. 4, в в центральной части кристаллита (отмечено пунктирной линией).

Для лучшей визуализации процесса деформации атомы, изначально расположенные в одном слое в плоскости  $YOZ$  толщиной 0,5 нм, маркировались цветом. Было выбрано три слоя, как показано на рис. 5, а. Анализ изменения положения отмеченных атомов позволяет лучше определить

процессы деформации. На рис. 5, б изображены зоны, в которых в течение 1 нс нагружения наблюдалось перемещение границ зерен (отмечены белым цветом), зернограницное проскальзывание (выделены синим цветом) и области, где происходил поворот зерна как целого (отмечены зеленым цветом). Перед объединением двух зерен, сформированных из нагружаемых слоев ( $t = 2$  нс), наблюдается проскальзывание вдоль границы, проходящей через весь образец (рис. 4, в). На рис. 5, в эта область характеризуется одновременным смещением всех отмеченных атомов. Положение области отмечено стрелкой.

После формирования зерна, включающего в себя оба нагружаемых слоя, деформация главным образом реализуется за счет формирования множества дислокаций. Результатом данного процесса является переориентация кристаллической решетки зерна, как это было обнаружено ранее для монокристаллического образца (изображено на рис. 6). На рис. 7 отображены результаты расчета сдвиговых напряжений, возникающих в образце в ходе деформирования. Для сравнения приведены данные, полученные для монокристаллического образца. Видно, что на начальном этапе пластической деформации сдвиговые напряжения в монокристалле в 1,5 раза превышают значения для поликристаллического образца. После деформации  $\epsilon \approx 2,1$  средние значения напряжений сравнялись. Этот момент соответствует процессу переориентации решетки в зерне и формированию границ зерен вблизи нагружаемых слоев подобно тому, как это происходит в монокристалле.

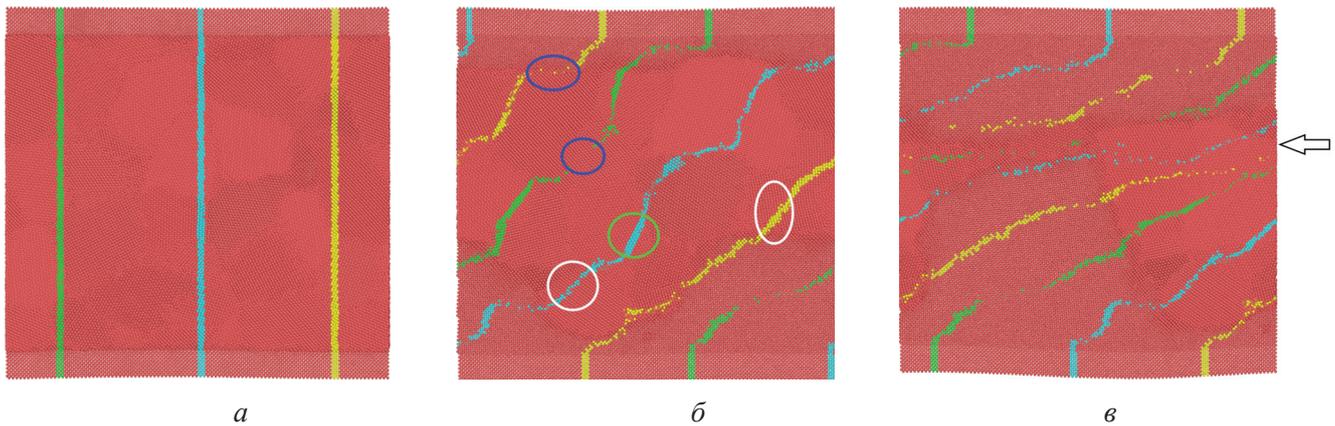


Рис. 5. Атомная структура образца в различные моменты времени:

$a$  – 0 нс;  $b$  – 1 нс;  $v$  – 2 нс

Fig. 5. Atomic structure of the sample over time:

$a$  – 0 ns;  $b$  – 1 ns;  $v$  – 2 ns

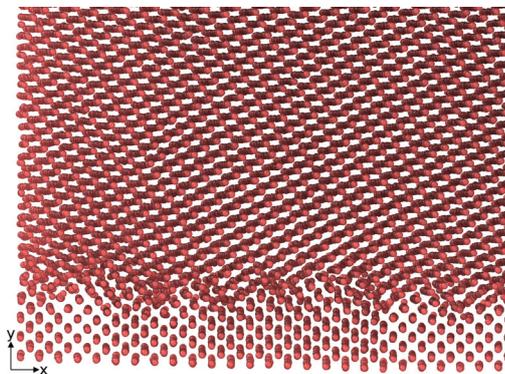


Рис. 6. Фрагмент результирующей структуры, образованной в монокристаллическом образце после сдвиговой деформации

Fig. 6. A fragment of the resulting structure formed in a single-crystal sample after shear deformation

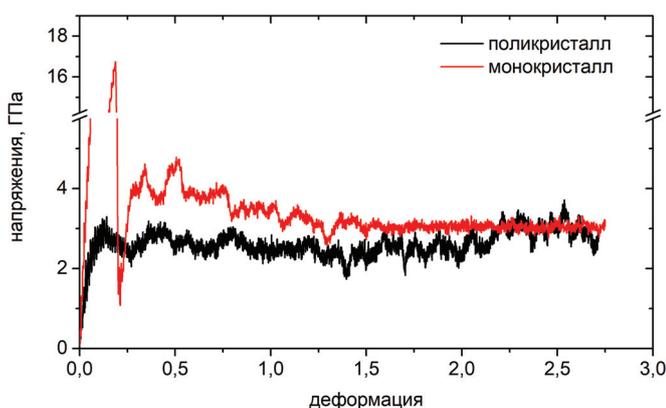


Рис. 7. Диаграмма зависимости напряжений от деформации кристалла

Fig. 7. Stress-strain diagram of crystals

## Заклучение

Полученные результаты наглядно демонстрируют, что процесс пластической деформации тонкого поверхностного слоя кристаллического материала в условиях сдвигового нагружения развивается за счет одновременной реализации различных конкурирующих механизмов, доля которых определяется как исходным размером зерен, так и их кристаллографической ориентацией по отношению к направлению прикладываемой нагрузки. В частности, для исходно нанофрагментированного (нанокристаллического) материала на ранней стадии преимущественно преобладает зернограничное проскальзывание и процесс рекристаллизации отдельных зерен. При достижении зернами определенных критических размеров либо если поверхностный слой нагружаемого материала исходно состоял из крупных зерен, то в ходе сдвиговой деформации в них преобладает формирование различных дефектов структуры, сопровождаемое разворотом крупных зерен. Этот вывод подтверждается зависимостью результирующих значений напряжений сопротивления сдвигу. Видно, что если на ранних стадиях, когда преимущественно реализуется зернограничное скольжение, уровень напряжений в поликристаллическом образце ниже, то при формировании крупных зерен уровень напряжений выравнивается до значений, наблюдаемых в наших вычислениях для монокристалла. Таким образом, процесс сдвигового деформирования поликристаллического матери-

ала определяется комплексом конкурирующих механизмов, зависящих от размеров и кристаллографической ориентации отдельных зерен. Полученные результаты могут быть использованы для лучшего понимания атомных механизмов генерации и эволюции дефектов структуры поверхностного слоя, реализующихся в условиях сдвиговой деформации.

### Список литературы

1. Scale invariance of structural transformations in plastically deformed nanostructured solids / V.E. Panin, A.V. Panin, Yu.I. Pochivalov, T.F. Elsukova, A.R. Shugurov // *Physical Mesomechanics*. – 2017. – Vol. 20, iss. 1. – P. 55–68. – doi: 10.1134/S1029959917010052.
2. Oláh A., Croitoru C., Terean M.H. Surface properties tuning of welding electrode-deposited hardfacings by laser heat treatment // *Applied Surface Science*. – 2018. – Vol. 438. – P. 41–50. – doi: 10.1016/j.apsusc.2017.10.090.
3. Chemical treatment on aluminum alloy for hydrophobic surfaces / P. Sooksaen, O. Chulasinont, P. Janmat, W. Thovasakul // *Materials Today: Proceedings*. – 2017. – Vol. 4, iss. 5 (2). – P. 6528–6533. – doi: 10.1016/j.matpr.2017.06.163.
4. Влияние основных параметров процесса сварки трением с перемешиванием на дефектность структуры сварного соединения / О.В. Сизова, А.В. Колубаев, Е.А. Колубаев, А.А. Заикина, В.Е. Рубцов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 4 (77). – С. 19–29. – doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-19-29.
5. Cold hole expansion effect on the fatigue crack growth in welds of a 6061-T6 aluminum alloy / K.C. Viveros, R.R. Ambriz, A. Amrouche, A. Talha, C. García, D. Jaramillo // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2014. – Vol. 214, iss. 11. – P. 2606–2616. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.05.030.
6. Reduction of the residual stresses in cold expanded thick-walled cylinders by plastic compression / V.F. Skvortsov, A.O. Boznak, A.B. Kim, A. Yu. Arlyapov, A.I. Dmitriev // *Defence Technology*. – 2016. – Vol. 12, iss. 6. – P. 473–479. – doi: 10.1016/j.dt.2016.08.002.
7. Nikonov A.Y., Konovalenko I.S., Dmitriev A.I. Molecular dynamics study of lattice rearrangement under mechanically activated diffusion // *Physical Mesomechanics*. – 2016. – Vol. 19, iss. 1. – P. 77–85. – doi: 10.1134/S1029959916010082.
8. Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 217. – P. 327–335. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.
9. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel / V.P. Kuznetsov, I.Y. Smolin, A.I. Dmitriev, S.Yu. Tarasov, V.G. Gorgots // *Surface & Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 285. – P. 171–178. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.
10. Modeling of nanostructuring burnishing on different scales / A.I. Dmitriev, V.P. Kuznetsov, A.Yu. Nikonov, I.Yu. Smolin // *Physical Mesomechanics*. – 2014. – Vol. 17, iss. 4. – P. 243–249. – doi: 10.1134/S1029959914040018.
11. Swirad S. The surface texture analysis after sliding burnishing with cylindrical elements // *Wear*. – 2011. – Vol. 271, iss. 3–4. – P. 576–581. – doi: 10.1016/j.wear.2010.05.005.
12. Grzesik W., Zak K. Modification of surface finish produced by hard turning using superfinishing and burnishing operations // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212, iss. 1. – P. 315–322. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.09.017.
13. Österle W., Dmitriev A.I., Kloß H. Does ultramild wear play any role for dry friction applications, such as automotive braking? // *Faraday Discussions*. – 2012. – Vol. 156. – P. 159–171. – doi: 10.1039/C2FD00117A.
14. Exploring the beneficial role of tribofilms formed from an epoxy-based hybrid nanocomposite / W. Österle, A.I. Dmitriev, T. Gradt, I. Häusler, B. Hammouri, P.I. Morales Guzman, B. Wetzel, D. Yigit, G. Zhang // *Tribology International*. – 2015. – Vol. 88. – P. 126–134. – doi: 10.1016/j.triboint.2015.03.006.
15. Li J., Chen S., Weng G.J. Significantly enhanced crack blunting by nanograin rotation in nanocrystalline materials // *Scripta Materialia*. – 2018. – Vol. 151. – P. 19–23. – doi: 10.1016/j.scriptamat.2018.03.030.
16. Dynamic deformation and failure of ultrafine-grained titanium / Z. Li, B. Wang, S. Zhao, R.Z. Valiev, K.S. Vecchio, M.A. Meyers // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 125. – P. 210–218. – doi: 10.1016/j.actamat.2016.11.041.
17. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // *Journal of Computational Physics*. – 1995. – Vol. 117. – P. 1–19. – doi: 10.1006/jcph.1995.1039.
18. Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu., Österle W. Molecular dynamics sliding simulations of amorphous Ni, Ni-P and nanocrystalline Ni films // *Computational Materials Science*. – 2017. – Vol. 129. – P. 231–238. – doi: 10.1016/j.commatsci.2016.12.039.
19. Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron / M.I. Mendeleev, S. Han, D.J. Srolovitz, G.J. Ackland, D.Y. Sun,



M. Asta // *Philosophical Magazine*. – 2003. – Vol. 83. – P. 3977–3994. – doi: 10.1080/14786430310001613264.

20. *Stukowski A.* Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the Open Visualization Tool // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2010. – Vol. 18, iss. 1. – P. 15012. – doi: 10.1088/0965-0393/18/1/015012.

21. *Honeycutt J.D., Andersen H.C.* Molecular dynamics study of melting and freezing of small Lennard-Jones clusters // *The Journal of Physical Chemistry*. – 1987. – Vol. 91, iss. 19. – P. 4950–4963. – doi: 10.1021/j100303a014.

22. *Stukowski A., Bulatov V.V., Arsenlis A.* Automated identification and indexing of dislocations in crystal interfaces // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2012. – Vol. 20, iss. 8. – P. 085007. – doi: 10.1088/0965-0393/20/8/085007.

23. *Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu., Psakhie S.G.* Atomistic mechanism of grain boundary sliding with the example of a large-angle boundary  $\Sigma=5$ . Molecular dynamics calculation // *Physical Mesomechanics*. – 2011. – Vol. 14, iss. 1–2. – P. 24–31. – doi: 10.1016/j.physme.2011.04.004.

### Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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)



### Simulation of Atomic Mechanisms of Nucleation and Development of Plastic Deformation under Conditions of Shear Loading

Anton Nikonov<sup>a, \*</sup>

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4 Prospect Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0002-0980-0317>, [anickonoff@ispms.ru](mailto:anickonoff@ispms.ru)

#### ARTICLE INFO

##### Article history:

Received: 18 June 2018

Revised: 23 July 2018

Accepted: 25 July 2018

Available online: 15 September 2018

##### Keywords:

Plastic deformation

Defect formation

Molecular dynamics

Shear deformation

Local loading

##### Funding

The research was carried out with the financial support of the Program for Basic Scientific Research of the RAS on 2013-2020, Project III.23.2.4.

#### ABSTRACT

**Introduction** Methods of surface treatment of materials are one of the effective ways to improve its performance characteristics. One of the methods for finishing the surfaces of parts is the method of surface plastic deformation (nanostructuring burnishing), at which a layer with a nanocrystalline structure is formed. The study of the structural changes that occur directly in such burnishing process is extremely difficult. In this regard, numerical simulation methods can be an important addition to experimental studies. **The purpose of the work** is a numerical study of the mechanical response of a metal sample in a mono and nanoscale polycrystalline state to shear loading. In this paper, atomic mechanisms of nucleation and development of plastic deformation in a crystalline material under conditions of loading identical to local stresses arising during the processing of a material by surface plastic deformation **are investigated**. **The methods of investigation**. The research is carried out within the framework of high-performance parallel computations using the molecular dynamics method. The monocrystalline and polycrystalline body-centered cubic iron were chosen as the subject of research. **Results and Discussion**. The results of the studies show that under conditions of local shear loading in an initially defect-free  $\alpha$ -iron crystal, it is possible to form a system of mutually intersecting dislocations, which subsequently leads to misorientation of individual parts of the crystallite and the formation of a nanofragmented structure of the surface layer. On the other hand, simulation data show that a shear in a nanoscale polycrystal is realized by the means of two competing mechanisms: grain boundary slip on one side and the process of recrystallization of individual grains on the other. With the growth of grains to dimensions comparable with the size of the crystallite under study, the deformation in it begins to develop mainly due to the formation of structure defects, just as it occurs in a single crystal. Thus, the grain sizes and the orientation of its crystal lattice in relation to the direction of the external load determine the type of plastic deformation mechanisms of the surface material being realized. The obtained results can be used for a better understanding of the laws of processes and mechanisms realized in the surface layer of the material under surface plastic deformation conditions.

**For citation:** Nikonov A.Y. Simulation of atomic mechanisms of nucleation and development of plastic deformation under conditions of shear loading. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 97–108. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-97-108. (In Russian).

#### References

1. Panin V.E., Panin A.V., Pochivalov Yu.I., Elsukova T.F., Shugurov A.R. Scale invariance of structural transformations in plastically deformed nanostructured solids. *Physical Mesomechanics*, 2017, vol. 20, iss. 1, pp. 55–68. doi: 10.1134/S1029959917010052.
2. Oláh A., Croitoru C., Tieren M.H. Surface properties tuning of welding electrode-deposited hardfacings by laser heat treatment. *Applied Surface Science*, 2018, vol. 438, pp. 41–50. doi: 10.1016/j.apsusc.2017.10.090.

#### \* Corresponding author

Nikonov Anton Yu., Ph.D., Researcher

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS,

2/4 pr. Akademicheskii,

634055, Tomsk, Russian Federation

Tel.: 8 (3822) 286-973, e-mail: [anickonoff@ispms.ru](mailto:anickonoff@ispms.ru)

3. Sooksaen P., Chulasinont O., Janmat P., Thovasakul W. Chemical treatment on aluminum alloy for hydrophobic surfaces. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4, iss. 5 (2), pp. 6528–6533. doi: 10.1016/j.matpr.2017.06.163.
4. Sizova O.V., Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Effect of main parameters of the friction stir welding on structure imperfections of welded joint. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 4 (77), pp. 19–29. doi: 10.17212/1994-6309-2017-4-19-29.
5. Viveros K.C., Ambriz R.R., Amrouche A., Talha A., García C., Jaramillo D. Cold hole expansion effect on the fatigue crack growth in welds of a 6061-T6 aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, vol. 214, iss. 11, pp. 2606–2616. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.05.030.
6. Skvortsov V.F., Boznak A.O., Kim A.B., Arlyapov A.Yu., Dmitriev A.I. Reduction of the residual stresses in cold expanded thick-walled cylinders by plastic compression. *Defence Technology*, 2016, vol. 12, iss. 6, pp. 473–479. doi: 10.1016/j.dt.2016.08.002.
7. Nikonov A.Y., Konovalenko I.S., Dmitriev A.I. Molecular dynamics study of lattice rearrangement under mechanically activated diffusion. *Physical Mesomechanics*, 2016, vol. 19, iss. 1, pp. 77–85. doi: 10.1134/S1029959916010082.
8. Kuznetsov V.P., Tarasov S.Yu., Dmitriev A.I. Nanostructuring burnishing and subsurface shear instability. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 217, pp. 327–335. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.11.023.
9. Kuznetsov V.P., Smolin I.Y., Dmitriev A.I., Tarasov S.Yu., Gorgots V.G. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel. *Surface & Coatings Technology*, 2016, vol. 285, pp. 171–178. doi: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.
10. Dmitriev A.I., Kuznetsov V.P., Nikonov A.Yu., Smolin I.Yu. Modeling of nanostructuring burnishing on different scales. *Physical Mesomechanics*, 2014, vol. 17, iss. 4, pp. 243–249. doi: 10.1134/S1029959914040018.
11. Swirad S. The surface texture analysis after sliding burnishing with cylindrical elements. *Wear*, 2011, vol. 271, iss. 3–4, pp. 576–581. doi: 10.1016/j.wear.2010.05.005.
12. Grzesik W., Zak K. Modification of surface finish produced by hard turning using superfinishing and burnishing operations. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, iss. 1, pp. 315–322. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.09.017.
13. Österle W., Dmitriev A.I., Kloß H. Does ultra-mild wear play any role for dry friction applications, such as automotive braking? *Faraday Discussions*, 2012, vol. 156, pp. 159–171. doi: 10.1039/C2FD00117A.
14. Österle W., Dmitriev A.I., Gradt T., Häusler I., Hammouri B., Morales Guzman P.I., Wetzel B., Yigit D., Zhang G. Exploring the beneficial role of tribofilms formed from an epoxy-based hybrid nanocomposite. *Tribology International*, 2015, vol. 88, pp. 126–134. doi: 10.1016/j.triboint.2015.03.006.
15. Li J., Chen S., Weng G.J. Significantly enhanced crack blunting by nanograin rotation in nanocrystalline materials. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 151, pp. 19–23. doi: 10.1016/j.scriptamat.2018.03.030.
16. Li Z., Wang B., Zhao S., Valiev R.Z., Vecchio K.S., Meyers M.A. Dynamic deformation and failure of ultra-fine-grained titanium. *Acta Materialia*, 2017, vol. 125, pp. 210–218. doi: 10.1016/j.actamat.2016.11.041.
17. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics. *Journal of Computational Physics*, 1995, vol. 117, pp. 1–19. doi: 10.1006/jcph.1995.1039.
18. Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu., Österle W. Molecular dynamics sliding simulations of amorphous Ni, Ni-P and nanocrystalline Ni films. *Computational Materials Science*, 2017, vol. 129, pp. 231–238. doi: 10.1016/j.comatsci.2016.12.039.
19. Mendeleev M.I., Han S., Srolovitz D.J., Ackland G.J., Sun D.Y., Asta M. Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron. *Philosophical Magazine*, 2003, vol. 83, pp. 3977–3994. doi: 10.1080/14786430310001613264.
20. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the Open Visualization Tool. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2010, vol. 18, iss. 1, p. 15012. doi: 10.1088/0965-0393/18/1/015012.
21. Honeycutt J.D., Andersen H.C. Molecular dynamics study of melting and freezing of small Lennard-Jones clusters. *The Journal of Physical Chemistry*, 1987, vol. 91, iss. 19, pp. 4950–4963. doi: 10.1021/j100303a014.
22. Stukowski A., Bulatov V.V., Arsenlis A. Automated identification and indexing of dislocations in crystal interfaces. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2012, vol. 20, iss. 8, p. 085007. doi: 10.1088/0965-0393/20/8/085007.

23. Dmitriev A.I., , Nikonov A.Yu., Psakhie S.G. Atomistic mechanism of grain boundary sliding with the example of a large-angle boundary  $\Sigma=5$ . Molecular dynamics calculation. *Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, iss. 1–2, pp. 24–31. doi: 10.1016/j.physme.2011.04.004.

### Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2018 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)



### Оптимизация режимов размола порошка молибдена

Люция Дичкова<sup>1, a\*</sup>, Павел Комаров<sup>1, 3, b, \*</sup>, Михаэла Ремешова<sup>1, c</sup>, Мартин Дычка<sup>1, d</sup>,  
 Карел Дворжак<sup>2, e</sup>, Мелита Менелау<sup>1, f</sup>, Ладислав Челко<sup>1, g</sup>

<sup>1</sup>Технологический университет Брно, Центрально-европейский технологический институт, ул. Пуркинёва, 123, г. Брно, 61200, Чешская Республика

<sup>2</sup>Технологический университет Брно, Строительный факультет, ул. Вевержи, 512/90, г. Брно, 60200, Чешская Республика

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

<sup>a</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-1814-059X>,  [lucie.palenikova@ceitec.vutbr.cz](mailto:lucie.palenikova@ceitec.vutbr.cz), <sup>b</sup>  <http://orcid.org/0000-0002-6854-4536>,  [pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz](mailto:pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz),  
<sup>c</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-1678-5618>,  [michaela.remesova@ceitec.vutbr.cz](mailto:michaela.remesova@ceitec.vutbr.cz), <sup>d</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-6419-253X>,  [martin.dycka@ceitec.vutbr.cz](mailto:martin.dycka@ceitec.vutbr.cz),  
<sup>e</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-2111-3357>,  [dvorak.k@fce.vutbr.cz](mailto:dvorak.k@fce.vutbr.cz), <sup>f</sup>  <http://orcid.org/0000-0001-7845-8802>,  [melita.menelaou@ceitec.vutbr.cz](mailto:melita.menelaou@ceitec.vutbr.cz),  
<sup>g</sup>  <http://orcid.org/0000-0003-0264-3483>,  [ladislav.celko@ceitec.vutbr.cz](mailto:ladislav.celko@ceitec.vutbr.cz)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762.02

#### История статьи:

Поступила: 10 июня 2018

Рецензирование: 28 июня 2018

Принята к печати: 15 августа 2018

Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Порошок молибдена

Высокоэнергетическая мельница

Соотношение массы шаров к массе порошка (BPR)

Скорость вращения

Время измельчения

Размер частиц

#### Финансирование:

Финансовая поддержка данной работе была оказана Министерством образования, молодежи и спорта Чешской Республики по проекту CEITEC2020 (LQ1601).

#### Благодарности:

Мы выражаем благодарность CEITEC Nano Research Infrastructure (ID LM2015041) за предоставление доступа к растровому электронному микроскопу.

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Тугоплавкие материалы являются привлекательными для высокотемпературных применений в аэрокосмической, ядерной и военной промышленности, поскольку они обладают высокой температурой плавления (> 2000 °С). Молибден (Mo) относится к числу таких материалов, представляющих большой интерес для эксплуатации при высоких температурах благодаря своим уникальным свойствам, таким как хорошая теплопроводность, высокая жесткость и ударная вязкость. Производство молибдена затруднено ввиду его высокой температуры плавления и температуры вязкохрупкого перехода, поэтому при производстве этого металла в основном применяются методы порошковой металлургии. Для этой технологии необходимо иметь порошки молибдена высокого качества, особенно высокую степень чистоты и однородность распределения частиц по размеру. Одним из способов обработки, позволяющих получить частицы нано- и микро размеров, является высококинетическое энергетическое измельчение порошков. Данная экономически эффективная технология основана на трении и высокоэнергетическом столкновении частиц и измельчительных шаров. Поэтому **целью текущей работы** является оптимизация параметров высокоэнергетического кинетического размола порошка молибдена. Оптимизация параметров обработки имеет значительное влияние на ускорение процесса формирования продукта, на последующее спекание и достижение наилучших механических свойств конечного продукта. Оптимизация режимов размола порошка молибдена была достигнута путем изменения параметров обработки: скорости вращения шпинделя, соотношения массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения. В первую очередь была определена скорость вращения шпинделя. Эта величина варьировалась в диапазоне от 600 до 1200 об/мин. После этого была произведена оценка влияния времени измельчения и отношения массы шаров к массе порошка. В ходе проведения исследований время измельчения составляло от 2 до 60 мин, соотношение массы шаров к массе порошка 100:3 и 200:3. После этого **было проведено исследование** влияния измененных параметров обработки на морфологию частиц порошка и их распределение по размеру. В работе был использован порошок молибдена с фракцией ~100 мкм. **Методы исследования:** для оценки распределения частиц по размеру были использованы методы растровой электронной микроскопии и лазерной дифракции. **Результаты и обсуждение.** В результате было выявлено, что размер частиц понизился со 100 до 4 мкм с увеличением времени измельчения с двух до 60 мин. Однако в каждой партии было обнаружено некоторое количество холодносваренных частиц размером 200...400 мкм. Как результат, оптимальными режимами размола были: скорость вращения шпинделя 900 об/мин, BPR (200:3) и время размола 60 мин.

**Для цитирования:** Оптимизация режимов размола порошка молибдена / Л. Дичкова, П. Комаров, М. Ремешова, М. Дичка, К. Дворжак, М. Менелау, Л. Челко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 109–122. – doi:10.17212/1994-6309-2018-20.3-109-122.

#### \*Адрес для переписки

Комаров Павел, аспирант

Технологический университет г. Брно

ул. Пуркинёва, 123

61200, г. Брно, Чешская Республика

Тел.: 420 777-840-687, e-mail: [pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz](mailto:pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz)

## Введение

Молибден является важным тугоплавким металлом ввиду высокой температуры плавления ( $T_{пл}$ ), составляющей 2612 °С, хорошей теплопроводности (138 Вт/(м·К) и низкой удельной теплоемкости (25.1...28.4 Дж/(К·моль) при 400...1000 К) [1–2]. Кроме того, металл обладает высокой прочностью и жесткостью: так, например, прочность чистого молибдена составляет 50 МПа при 1000 °С, а прочность легированного – около 900 МПа при той же температуре [3]. Поэтому молибден целесообразно применять для производства деталей и узлов, эксплуатируемых в средах с высокими температурами, например в теплоэнергетике и газотермическом напылении [1, 4].

Как правило, выделяют два основных недостатка, усложняющих производство молибдена: высокая температура плавления и низкая температура вязкохрупкого перехода, которая может быть даже ниже комнатной [5, 6]. В основном этот металл получают путем порошковой металлургии, которая позволяет преодолевать технологические трудности в обработке материала и достигать мелкозернистой структуры [5]. Более того, порошок молибдена со сферическими частицами широко применяется в газотермическом напылении, где именно сферическая форма частиц гарантирует хорошую текучесть и высокую удельную плотность [7]. Покрытия, полученные из порошка Мо с частицами сферической формы, обладают большей плотностью, однородностью и отличаются лучшей износостойкостью. Еще одним возможным способом получения объемных деталей из молибдена является спекание. Как правило, меньший размер частиц порошка облегчает процесс спекания и приводит к достижению лучших механических характеристик [8]. Известно, что границы зерен в молибденовых сплавах влияют на механические свойства, такие как прочность и пластичность, тогда как лучшие механические характеристики достигаются за счет меньшего размера зерна и низкой концентрации вредных примесей (например, кислород и азот) на границах зерен [9]. В производстве необходимо использовать порошки молибдена высокого качества по чистоте, агломерированным частицам и гомогенному распределению частиц порошка по размеру. Продукт, полученный из та-

кого порошка, обладает высокими показателями предела текучести и предела прочности, а также низкой пластичностью при комнатной температуре [10]. Однако, как отмечено в работах [7–14], для порошков Мо, полученных традиционными методами гидро- и пирометаллургии, характерным является наличие большого количества дефектов, к примеру, высокий разброс (неоднородность) по фракции частиц порошка.

Высокоэнергетическое механическое измельчение – это экономически выгодная технология получения субмикронных, нанокристаллических или аморфных материалов, состоящих из равновесных и/или неравновесных фаз [15–19]. Изначально данная технология была разработана для получения дисперсионно-упрочненных сплавов на основе железа и никеля [20]. В ходе процесса измельчения частицы порошка подвергаются высокоэнергетическим столкновениям с размольными шарами, при этом частицы неоднократно подвергаются пластической деформации, свариваются (схватываются) и дробятся [21]. Обработка частиц порошка продолжается до достижения необходимого размера. Процесс измельчения сильно зависит от материала и размера мелющих шаров, также на процесс влияют такие параметры, как время помола, параметры барабана и скорость его вращения, атмосфера и среда измельчения в рабочей области, коэффициент заполнения и температура [22]. Соотношение массы шаров к массе порошка (BPR) является ключевым фактором, который влияет на скорость формирования продукта и на фазовые изменения в порошковой смеси. Для каждого успешного процесса измельчения необходимо определить оптимальное соотношение BPR. Значительную роль в проблеме загрязнения готового продукта играют используемые для помола шары и внутренняя поверхность емкости барабана [22, 23]. Кроме того, критичным является необходимость оптимизации всех параметров процесса измельчения, благодаря которой вместе с последующим спеканием представляется возможным достижение улучшенных механических свойств материала [23].

Таким образом, главной целью работы является исследование и определение оптимизированных параметров размольного порошка молибдена на высокоэнергетической кинетической мельнице. Насколько нам известно, такие исследования

не были опубликованы, в то время как существует несколько публикаций, которые связаны с определением зависимостей между параметрами размола, микроструктурой и морфологией молибденовых сплавов (например, Co-Cr-Mo-сплав). Было исследовано влияние скорости вращения (*i*), соотношения массы шаров к массе порошка (*ii*) и времени измельчения (*iii*) на размер частиц порошка молибдена.

### Методика исследований

Порошок молибдена (30.63.2, *GTV GmbH*, Германия) был поставлен в агломерированном и спеченном состоянии. Химический состав порошка был следующим: 99,0 % (вес.) Mo, 0,1 % (вес.) O и 0,9 % (вес.) примеси. На рис. 1 представлены изображения исходного сырья, полученные посредством растровой электронной микроскопии (РЭМ). Как видно, морфология частиц несимметричная, а средний размер частиц составляет ~100 мкм с развитой поверхностью частиц, которая сформировалась в ходе процесса получения порошков.

Все эксперименты были проведены на высокоэнергетической кинетической мельнице *Simoloyer CM-01* (*Zoz GmbH*, Германия), в качестве мелющих тел были использованы стальные шары диаметром 5 мм. Во всех экспериментах исходный вес порошка составлял 30 г. В ходе каждой загрузки полиэтиленгликоль (ПЭГ) (15...20 капель; 0,5 мл) добавлялся в рабочую область. ПЭГ был использован как один из безопасных вспомогательных средств для размола (*liquid-assisted grinding*), так как является экологически чистым растворителем, который также

позволяет поддерживать чистый профиль реакции. Матрица эксперимента представлена в таблице. Первоначальные эксперименты по определению влияния скорости вращения были осуществлены при одних и тех же значениях BPR и времени измельчения 100:3 и 10 мин соответственно. Скорость вращения изменялась от 600 до 1200 об/мин (S1-S3).

В дальнейшем ходе эксперимента такие параметры, как соотношение массы шаров к массе порошка и время измельчения, также изменялись. Влияние времени измельчения оценивалось при значениях в интервале от 2 до 60 мин; в эксперименте применялись размольные шары массой 1000 и 2000 г, таким образом, соотношение массы шаров к массе порошка составляло 100:3 и 200:3 соответственно.

Анализ и оценка измельченного порошка были проведены с применением растровой электронной микроскопии (*Verios, Thermo Fisher Scientific*, Чешская Республика) и лазерной дифракции (*Mastersizer 2000, Malvern Instruments Ltd.*, Великобритания).

### Результаты и их обсуждение

В первую очередь было определено влияние скорости вращения, которая была установлена на (*i*) 600 об/мин, (*ii*) 900 об/мин и (*iii*) 1200 об/мин соответственно. Время измельчения (10 мин) и соотношение массы шаров к массе порошка (100:3) оставались без изменений. Характерная морфология частиц, а также сохранившаяся развитая поверхность из исходного состояния порошка для каждой партии представлена на рис. 2.

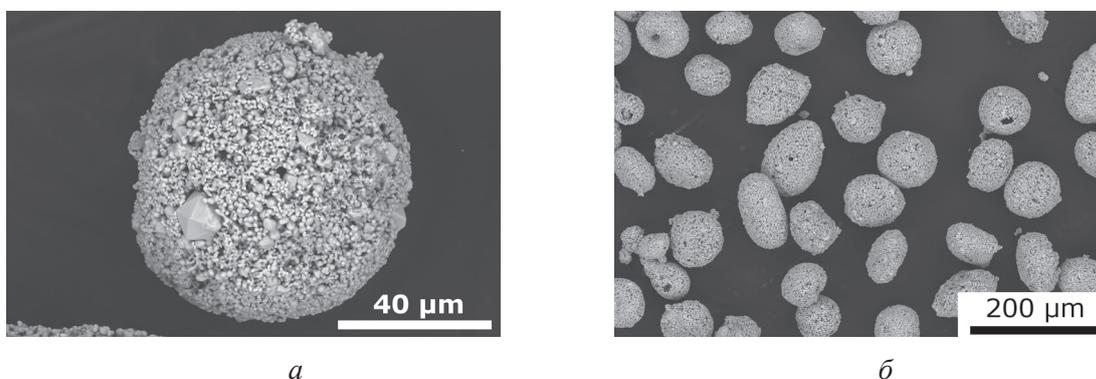
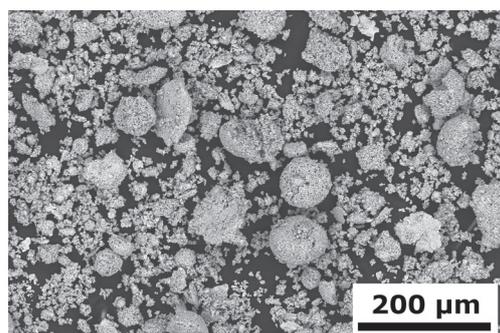


Рис. 1. Морфология порошка молибдена (*a*) и детальное изображение отдельной частицы порошка (*б*)

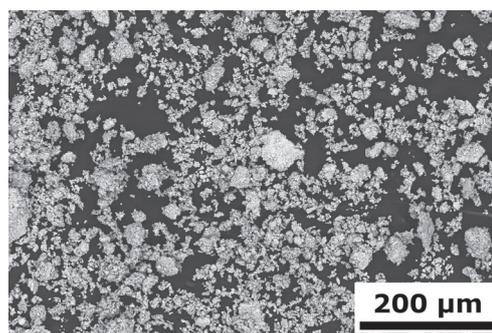
Fig. 1. Morphology of Mo powder (*a*) and the detailed image of a single Mo particle (*b*)

**Подробное описание матрицы эксперимента**  
**Detailed description of the milling parameters**

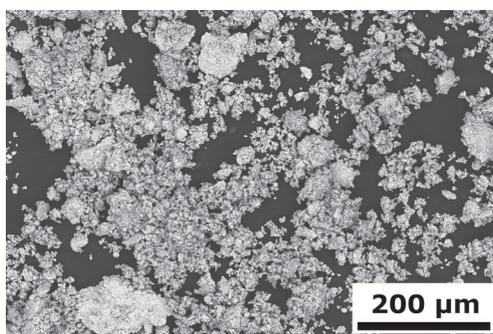
Образец / Specimen	Скорость вращения [об/мин] / Rotational speed [rpm]	Время [мин] / Time [min]	Соотношение массы шаров к массе порошка [-] / BPR [-]
S1	600	10	100:3
S2	900	10	100:3
S3	1200	10	100:3
1A	900	2	100:3
2A	900	5	100:3
3A	900	10	100:3
4A	900	30	100:3
5A	900	60	100:3
6B	900	2	200:3
7B	900	5	200:3
8B	900	10	200:3
9B	900	30	200:3
10B	900	60	200:3



*a*



*б*



*в*

*Рис. 2.* Высокоэнергетически измельченные порошки молибдена, полученные при различных скоростях вращения:

*a* – 600 об/мин; *б* – 900 об/мин; *в* – 1200 об/мин

*Fig. 2.* High energy milled molybdenum powder with variation in rotational speed:

*a* – 600 rpm; *б* – 900 rpm; *в* – 1200 rpm, SEM-BSE

При наименьшей скорости вращения (600 об/мин) наиболее агломерированные частицы порошка были частично раздроблены из-за повторяющихся нагрузок, в ходе которых происходят деформирование и дробление твердого тела. Однако в этой партии все еще присутствовало некоторое количество (около 32 % об.) агломерированных частиц, которые остались такими же по размеру, как и исходный порошок (рис. 3 и 4). При этих параметрах измельчения не было обнаружено присутствия холодносваренных частиц крупнее, чем в исходном порошке.

При увеличенной скорости вращения до 900 об/мин большая часть исходных частиц была полностью разрушена, при этом некоторые из них были пластически деформированы и холодносварены. Производительность процесса измельчения была выше, чем в предыдущем случае, по этой причине в этой партии присутствовали очень мелкие частицы порошка (рис. 2, б). Наибольшее количество (до 60 % об.) таких частиц находилось в интервале от 2 до 20 мкм по размеру (рис. 3). Количество агломерированных частиц с размером аналогичным, как и в исходном состоянии, составляло около 10 % об. (рис. 4). Холодносваренные частицы (13 % об.) размером 200...600 мкм также были сформированы.

Оценка партии порошка при наибольшей скорости вращения (1200 об/мин) показала присутствие мелких частиц с размером от 12 до

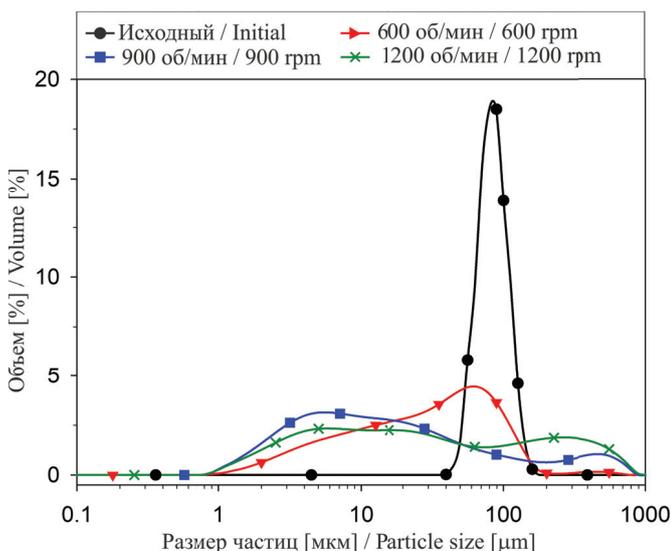


Рис. 3. Распределение частиц порошка по размеру при различных скоростях вращения и соотношении BPR 100:3

Fig. 3. The effect of the rotational speed on the particle size of initial molybdenum powder, BPR = 100:3

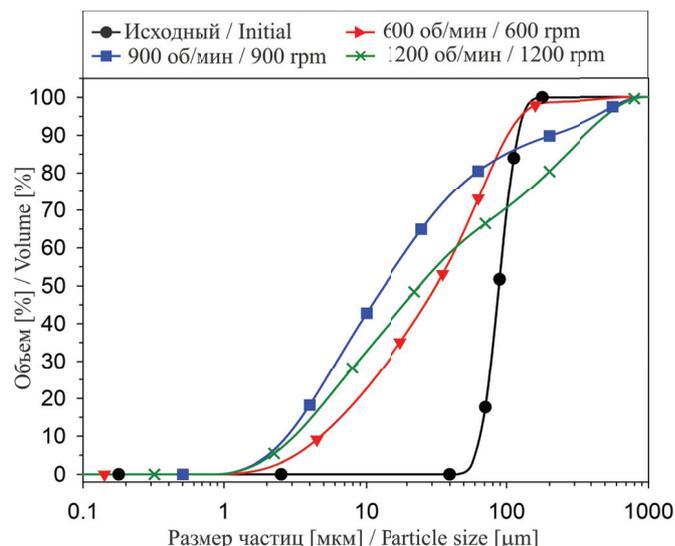


Рис. 4. Кумулятивное распределение размеров частиц порошка в исходном состоянии и после высокоэнергетического измельчения с использованием различных скоростей вращения при соотношении массы шаров к массе порошка (BPR) 100:3

Fig. 4. Cumulative particle size distribution of the powder in the initial state and after high-energy milling using different rotational speed at a mass ratio of the balls to the powder mass (BPR) of 100: 3

20 мкм (рис. 2, в), но их количество, составляющее до 11 % об., было меньше по сравнению с предыдущей партией, полученной при скорости вращения 900 об/мин. Частицы порошка (35 % об.) подверглись пластической деформации с изменением формы из сферической в хлопьевидную. Предположительно формирование частиц хлопьевидной морфологии привело к минимизации процесса холодной сварки, в результате чего высокоэнергетическое воздействие привело к большей пластической деформации. Более того, в этой партии также присутствовало большее количество холодносваренных и деформированных частиц размером от 200 до 700 мкм (рис. 3). Таким образом, можно сделать вывод, что наиболее подходящей скоростью вращения для получения гомогенного по размеру частиц порошка является 900 об/мин.

### **Влияние различного соотношения массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения на размер частиц**

На следующем этапе экспериментальных работ было оценено влияние времени помола на морфологию и размер частиц при различном

соотношении BPR относительно времени измельчения порошка молибдена. Порошковое сырье подверглось измельчению при скорости вращения в 900 об/мин в течение (i) двух минут – для образцов 1А при BPR = 100:3 и 6В при BPR = 200:3; в течение (ii) пяти минут – для образцов 2А при BPR = 100:3 и 7В при BPR = 200:3; и (iii) десяти минут – для образца 8В при BPR = 200:3. Изменения в морфологии для каждой партии образцов представлены на рис. 5, где также видна деформированная поверхность частиц порошков.

Экспериментальный образец 6В имеет частицы меньшего размера (до 56 % об.) в сравнении с исходным порошком (рис. 6 и 7). Для данного образца также были обнаружены и холодносваренные частицы размером до 550 мкм в количестве до 6, 3% об. Размер частиц, полученных при наибольшей частоте вращения, составлял около 20 мкм. Вместе с тем образец 1А показал большее количество холодносваренных частиц, т. е. разница между частицами, измельченными при наибольшей частоте вращения, с размером около 300 мкм составляет около 10 % об. для

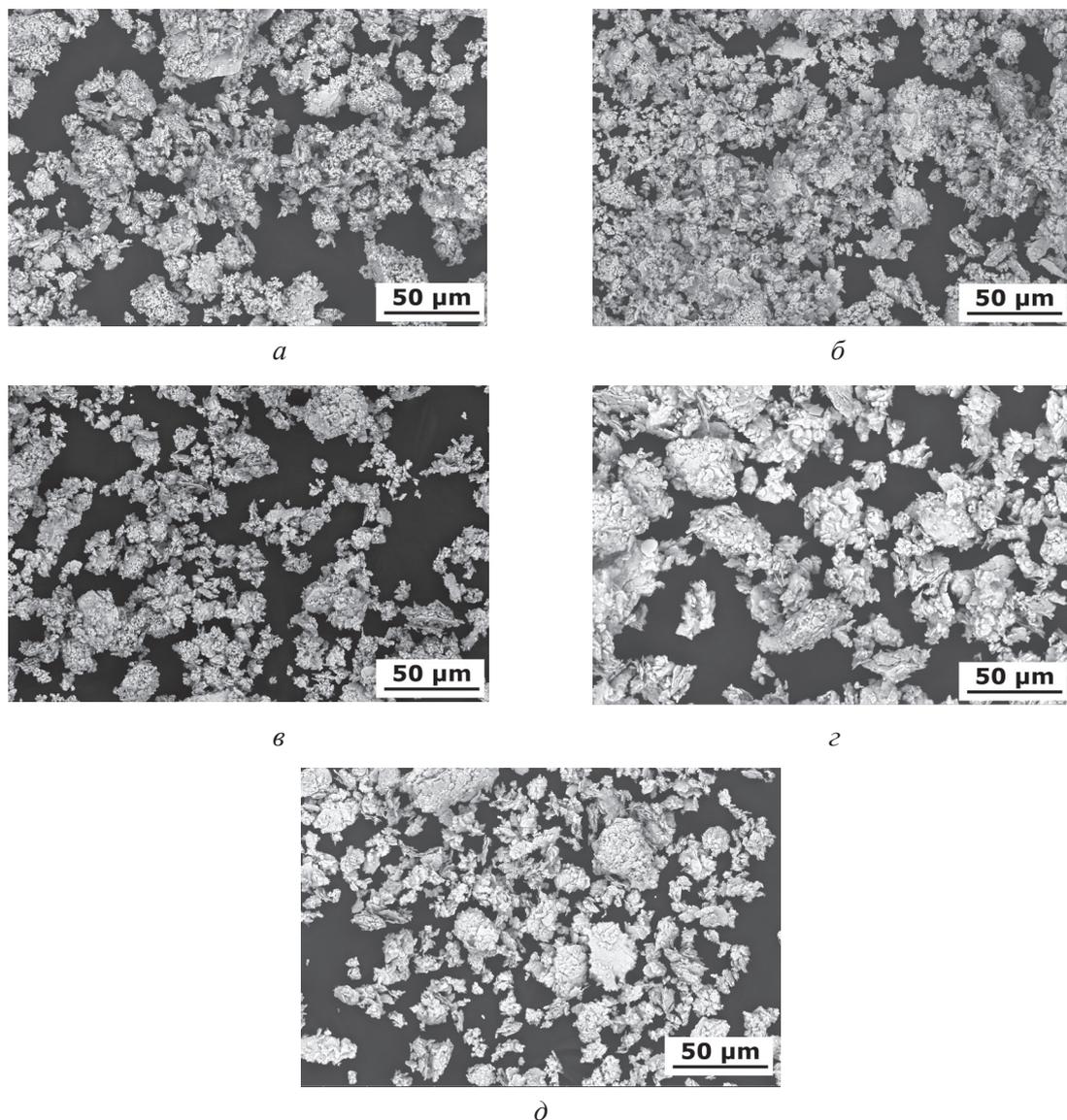


Рис. 5. Высокоэнергетически измельченный порошок молибдена с различными значениями соотношения массы шаров к массе порошка и времени измельчения, образцы: а – 1А ( $t = 2$  мин; BPR = 100:3); б – 2А ( $t = 5$  мин; BPR = 100:3); в – 6В ( $t = 2$  мин; BPR = 100:3); з – 7В ( $t = 5$  мин; BPR = 100:3); д – 8В ( $t = 10$  мин; BPR = 200:3)

Fig. 5. High energy milled powder with variation in milling time and BPR, sample: а – 1А ( $t = 2$  min; BPR = 100:3); б – 2А ( $t = 5$  min; BPR = 100:3); в – 6В ( $t = 2$  min; BPR = 100:3); з – 7В ( $t = 5$  min; BPR = 100:3); д – 8В ( $t = 10$  min; BPR = 200:3), SEM-BSE

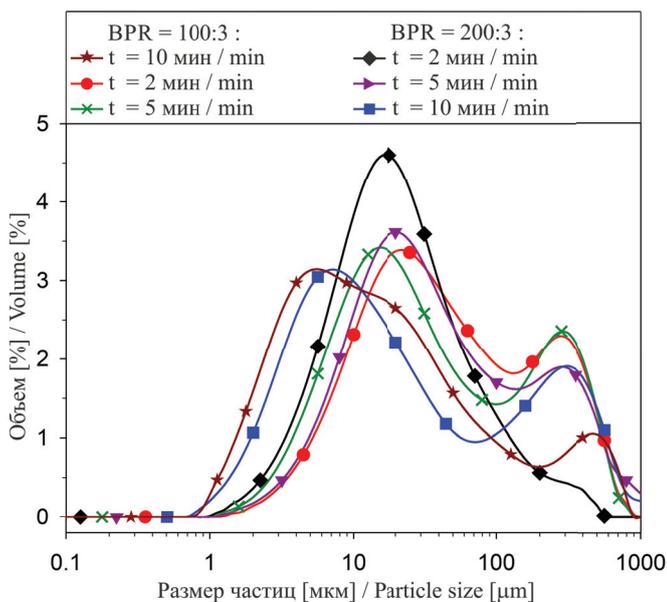


Рис. 6. Влияние соотношения массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения на размер частиц исходного порошка молибдена при 900 об/мин

Fig. 6. The effect of BPR and milling time on the particle size of initial molybdenum powder at 900 rpm

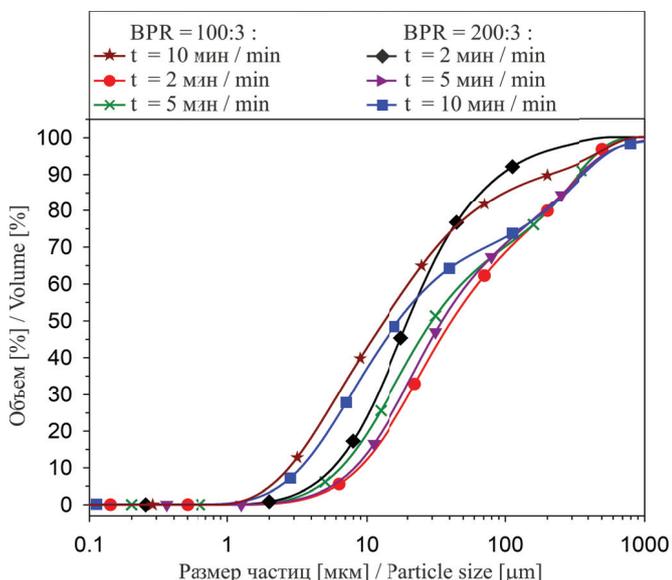


Рис. 7. Кумулятивное распределение размеров частиц высокоэнергетически измельченного порошка при различном соотношении массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения при 900 об/мин

Fig. 7. The cumulative particle size distribution of the high energy milled powder at a different mass ratio of the balls to the powder mass (BPR) and the milling time at 900 rpm

образцов 1А и 6В. Объемная доля мелких частиц образца 1А была меньше по сравнению с образцом 6В и составляла  $\sim 33\%$  об. Поэтому количество холодносваренных частиц в образце 1А было выше, чем в 6В.

Для образцов, обработанных в течение пяти минут, была выявлена практически одинаковая морфология частиц. Количество мелких и холодносваренных частиц было сопоставимо: разница в количестве мелких частиц между образцами 2А (43 % об.) и 7В (34 % об.) составляла около 9 % об. (рис. 6 и 7). Мелкие частицы, полученные при наибольшей частоте вращения мельницы, имели размер около 20 мкм при  $BPR = 200:3$  (7В) и около 30 мкм при  $BPR = 100:3$  (2А). Наибольшее отличие между этими образцами заключалось в количестве холодносваренных частиц. Низкое количество холодносваренных частиц (менее 6 % об.) было получено при высоком BPR, тогда как высокое количество холодносваренных частиц (около 18 % об.) было выявлено при меньших значениях BPR.

При более длительной обработке порошков (10 мин и  $BPR = 200:3$ ) распределение частиц изменилось. Частицы исходного порошка были раздроблены до более мелких размеров (см. рис. 5). Размер частиц с наибольшей частотой составлял 6 мкм в интервале от 1 до 65 мкм. Распределение холодносваренных частиц осталось практически неизменным по сравнению с образцом 7В (5 мин и  $BPR = 200:3$ ). Холодносваренные частицы, сформированные при размоле с наибольшей частотой вращения, имели размер около 350 мкм.

Экспериментальные партии измельченных порошков с большей длительностью обработки: 4А (30 мин), 5А (60 мин), 9В (30 мин) и 10В (60 мин) при значениях  $BPR = 100:3$  для 4А и 5А и при  $BPR = 200:3$  для 9В и 10В. Изображения экспериментальных партий измельченных порошков с растрового электронного микроскопа представлены на рис. 8.

Образцы 4А, 5А и 10В показали широкий спектр мелких частиц с размерами в интервале 1...100 мкм (почти 80 % об.) практически в одинаковом распределении (рис. 9 и 10). Эти образцы (4А, 5А и 10В) состояли на 50 % об. из частиц размером до 20 мкм, как показано на рис. 8. Холодносваренные частицы размером 200...1000 мкм были обнаружены в каждой партии. Изменение кривой для этих образцов практи-

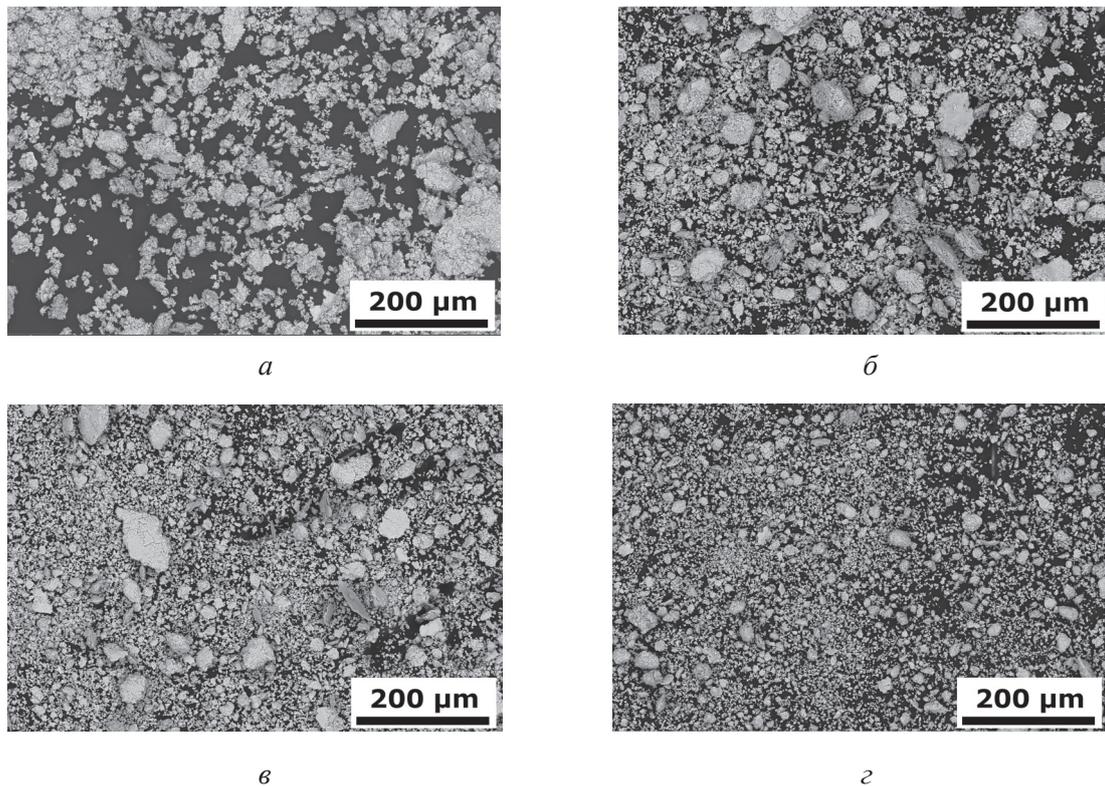


Рис. 8. Высокоэнергетически измельченный порошок молибдена с различными значениями соотношения массы шаров к массе порошка и времени измельчения, образцы:  
 а – 4А ( $t = 30$  мин; BPR = 100:3); б – 5А ( $t = 2$  мин; BPR = 100:3); в – 9В ( $t = 2$  мин; BPR = 100:3);  
 г – 10В ( $t = 2$  мин; BPR = 100:3)

Fig. 8. High energy milled molybdenum powder with variation in BPR and milling time, samples:  
 а – 4А ( $t = 30$  min; BPR = 100:3); б – 5А ( $t = 2$  min; BPR = 100:3); в – 9В ( $t = 2$  min; BPR = 100:3);  
 г – 10В ( $t = 2$  min; BPR = 100:3), SEM-BSE

чески одинаково, однако в партии 10В присутствовали частицы с наименьшим размером субмикронных частиц в интервале от 100 до 300 нм среди всех измельченных порошков.

Наименьшее количество (около 40 % об.) мелких частиц в интервале от 1 до 100 мкм и наибольшее количество (около 50 % об.) холодносваренных частиц размером от 150 до 800 мкм были обнаружены в образце, полученном по параметрам обработки 9В (рис. 8–10). Таким образом, процесс формирования холодносваренных частиц и трение преобладали в пределах этих параметров измельчения.

Образец 10 В (BPR 200:3 и время обработки 60 мин) показал наиболее благоприятную морфологию и гранулометрическое распределение частиц. Порошок с наименьшим размером частиц и с меньшим количеством холодносваренных частиц был получен при BPR

200:3 и наибольшим временем обработки в 60 мин (рис. 8, г).

В данной работе была проведена оптимизация нескольких параметров измельчения порошка молибдена, в ходе которой было исследовано влияние скорости вращения, соотношения массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения на размер и морфологию частиц. Было выбрано три скорости вращения: (i) 600 об/мин, (ii) 900 об/мин и (iii) 1200 об/мин. Помол при наименьшей скорости вращения (600 об/мин) привел к частичному разрушению частиц из-за повторяющихся деформаций и дроблений с небольшим количеством мелких частиц. Однако некоторое количество (32 % об.) агломерированных частиц осталось в исходном размере (100 мкм). Эффективность измельчения в данном случае не была достаточной. При повышении скорости вращения до 900 об/мин исходные

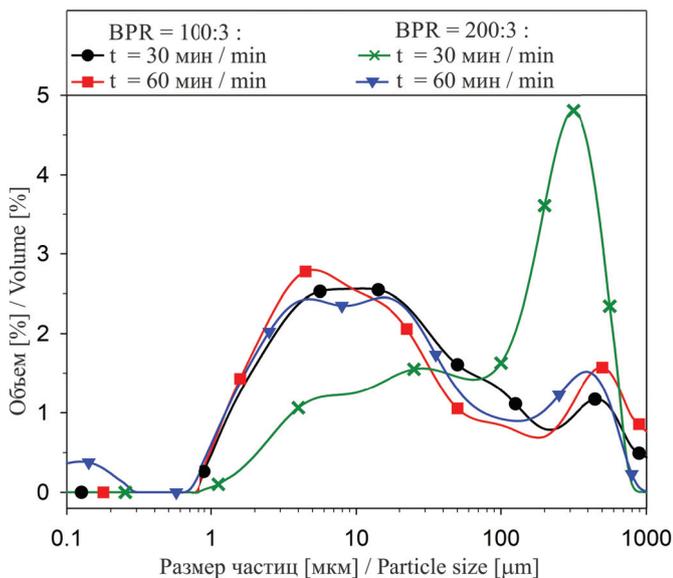


Рис. 9. Влияние соотношения массы шаров к массе порошка и времени измельчения на размер частиц исходного порошка молибдена при 900 об/мин

Fig. 9. The effect of BPR and milling time on the particle size of initial molybdenum powder at 900 rpm

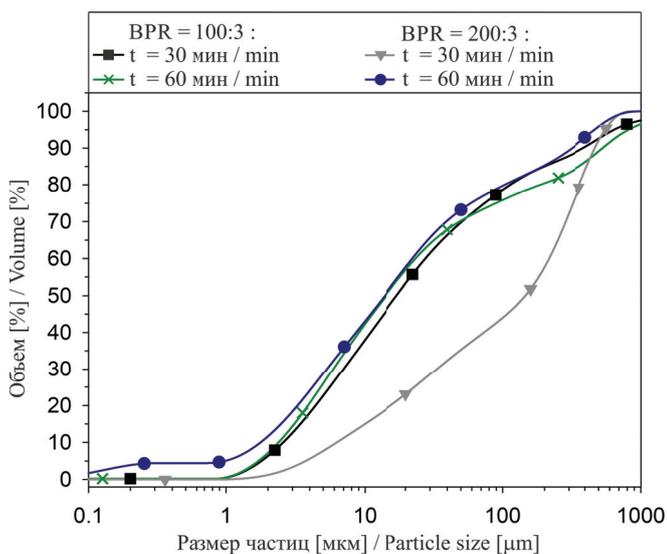


Рис. 10. Кумулятивное распределение размеров частиц порошка после высокоэнергетического измельчения при различном соотношении массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения при 900 об/мин

Fig. 10. Cumulative distribution of particle size of high energy milled powders utilizing different BPR and milling time at 900 rpm

частицы были полностью измельчены таким образом, что итоговый размер частиц варьировался в диапазоне от 12 до 200 мкм. Кроме того, было обнаружено присутствие холодносварен-

ных частиц (около 13 % об. величиной 200... 600 мкм). При наибольшей скорости вращения (1200 об/мин) было достигнуто наибольшее количество (до 60 % об.) мелких частиц, что объясняется увеличением процесса деформирования и минимизацией объема холодносваренных частиц. В результате образовались хлопьевидные частицы порошка (до 35 % об.). Размер этих частиц находился в интервале от 200 до 700 мкм. В ходе процесса измельчения с данной скоростью вращения кинетическая энергия поспособствовала возникновению большей пластической деформации и формированию крупных хлопьевидных частиц. Похожая ситуация была обнаружена Бийиком и Айдином [22], которые получили хлопьевидную морфологию порошков меди и вольфрама при наибольшей скорости вращения благодаря большей пластической деформации и меньшему дроблению частиц порошков. Исходя из полученных результатов можно сделать вывод, что оптимальной скоростью вращения является 900 об/мин.

Дальнейшие эксперименты проводились при скорости вращения 900 об/мин при различных соотношениях массы шаров к массе порошка (BPR) и времени измельчения. Образцы с постоянным BPR и более длительным временем обработки показали, что количество холодносваренных частиц уменьшилось, тогда как их размеры увеличились. Размер частиц уменьшился и их количество возросло, в то время как диапазон размеров этих частиц стал шире, что показывает широкий пик (см. рис. 9). Меньшее количество холодносваренных частиц и большее количество мелких частиц показывает, что в ходе обработки частиц исходного порошка превалировал процесс дробления, нежели формирование холодносваренных частиц. Похожее поведение было обнаружено авторами [18, 23], в работах которых показано, что размеры частиц порошка увеличились в начале процесса измельчения из-за процесса холодной сварки. Вследствие этого с увеличением времени обработки размер частиц уменьшился ввиду превалирующего процесса дробления [18, 23]. Единственное исключение было обнаружено во время обработки порошков при BPR = 200:3 в течение 30 мин, где преобладал процесс холодной сварки. В этом случае количество холодносваренных частиц составляло 50 % об., тогда как количество мелких ча-

стиц – около 40% об. Согласно работе [23] такое время измельчения было близко к достижению устойчивого состояния, и увеличение длительности измельчения имело бы незначительный эффект на общую тенденцию изменений частиц порошка. Авторы [23] также предполагают, что изменение условий измельчения влияет на время процесса при достижении системой стабильного состояния. В нашем случае при установке параметров помола изменение соотношения BPR влияло на длительность измельчения, когда система практически достигла необходимого состояния.

Анализ порошков, полученных в процессе измельчения с постоянной длительностью обработки и различным отношением BPR (200:3 и 100:3), показал, что более высокое BPR (200:3) приводило к уменьшению размера частиц и повышению эффективности процесса измельчения. Таким образом, можно предположить, что увеличение эффективности процесса измельчения было основано на большем числе столкновений и трения между частицами порошка. Авторы [24] также получили схожие результаты в своей работе, где исследовались параметры измельчения порошка алюминия при различных (*i*) соотношениях массы шаров к массе порошка (BPR) 5:1, 10:1, 20:1 и 40:1; (*ii*) времени измельчения (1, 5, 10 и 15 часов) и (*iii*) скорости вращения (500, 700 и 900 об/мин). Ими было установлено, что с увеличением времени обработки и соотношения массы шаров к массе порошка (BPR) частицы порошка приобретали меньшие размеры. Вместе с тем необходимо отметить, что эффективность BPR не всегда является наилучшей, так как большее количество шаров может влиять отрицательным образом на движение самих размоленных тел.

### Выводы

В результате исследования была проведена оптимизация некоторых параметров высокоэнергетического размола, таких как скорость вращения, время измельчения и соотношение массы шаров к массе порошка. По результатам работы можно сделать следующие выводы.

- Наиболее оптимальной скоростью вращения является 900 об/мин, при которой было выявлено наибольшее количества (около 60 % об.) дисперсных частиц размером до 20 мкм вместе

с некоторым количеством холодносваренных частиц.

- Использование более высокого BPR (200:3) привело к получению более мелких частиц по сравнению с образцами с низким BPR (100:3). Исходя из этого можно предположить, что наибольшая эффективность процесса помола была достигнута при использовании большего значения параметра BPR (200:3), где число высокоэнергетических столкновений частиц порошка и размоленных тел было больше.

- Увеличение времени измельчения привело к уменьшению размера частиц порошка и уменьшению числа холодносваренных частиц. Наибольшее измельчение частиц порошка было достигнуто при обработке в течение 10 мин с BPR = 200:3. Размер частиц уменьшился по сравнению с исходным состоянием порошка со 100 мкм до субмикронных размеров в интервале 100...300 нм.

- Наилучшая равномерность измельченных порошков была достигнута при соотношении массы шаров к массе порошка (BPR) 200:3 и времени обработки в 60 мин.

### Список литературы

1. Handbook of non-ferrous metal powders: technologies and applications / O. Neikov, S. Naboychenko, I.B. Murashov, A. Yefimov, G. Dowson. – Amsterdam: Elsevier Science, 2009. – P. 464–470.
2. *Dean J.A.* Lange's handbook of chemistry. – New York: McGraw-Hill Professional, 1998.
3. Heat resistant materials / ed. by J.R. Davis. – Materials Park, Ohio: ASM International, 1997. – P. 361–364. – (ASM Speciality handbook).
4. Densification behavior of pure molybdenum powder by spark plasma sintering / R. Ohser-Wiedemann, U. Martin, H.J. Seifert, A. Müller // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2010. – Vol. 28, iss. 4. – P. 550–557. – doi: 10.1016/j.ijrmhm.2010.03.003.
5. Rheological and sintering behaviors of nanostructured molybdenum powder / Y. Kim, S. Lee, J.-W. Noh, S.H. Lee, I.-D. Jeong, S.-J. Park // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2013. – Vol. 41. – P. 442–448. – doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.06.001.
6. *Sheng Y., Guo Z., Hao J.* Characterization of spherical molybdenum powders prepared by RF plasma processing // Advanced Materials Research. – 2012. – Vol. 482–484. – P. 2563–2567. – doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.482-484.2563.



7. Spheroidization of molybdenum powder by radio frequency thermal plasma / X.-P. Liu, K.-S. Wang, P. Hu, Q. Chen, A. Volinsky // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2015. – Vol. 22, iss. 11. – P. 1212–1218. – doi: 10.1007/s12613-015-1187-7.

8. Garg P., Park S.-J., German R.M. Effect of die compaction pressure on densification behavior of molybdenum powders // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2007. – Vol. 25, iss. 1. – P. 16–24. – doi: 10.1016/j.jrmhm.2005.10.014.

9. On grain boundary segregation in molybdenum materials / K. Leitner, P.J. Felfer, D. Holec, J. Cairney, W. Knabl, A. Lorich, H. Clemens, S. Primig // *Materials & Design*. – 2017. – Vol. 135. – P. 204–212. – doi: 10.1016/j.matdes.2017.09.019.

10. Mechanical properties of molybdenum products prepared by using molybdenum powders with different micro-morphologies / G. An, J. Sun, R.-Z. Liu, J. Li, Y.-J. Sun // *Rare Metals*. – 2015. – Vol. 34, iss. 4. – P. 276–281. – doi: 10.1007/s12598-013-0194-y.

11. Preparation of molybdenum powder from molybdenite concentrate through vacuum decomposition-acid leaching combination process / Ch. Yang, Y. Zhou, D. Liu, W. Jiang, F. Liu, Z. Liu // *Rare Metal Technology*. – Cham: Springer, 2017. – P. 235–246.

12. Bolitschek J., Luidold S., O'Sullivan M. A study of the impact of reduction conditions on molybdenum morphology // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2018. – Vol. 71. – P. 325–329. – doi: 10.1016/j.jirmhm.2017.11.037.

13. Rheological and sintering behaviors of nanostructured molybdenum powder / Y. Kim, S. Lee, J.-W. Noh, S.H. Lee, I.-D. Jeong, S.-J. Park // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2013. – Vol. 41. – P. 442–448. – doi: 10.1016/j.jirmhm.2013.06.001.

14. Densification and crack suppression in selective laser melting of pure molybdenum / D. Wang, Ch. Yu, J. Ma, W. Liu, Z. Shen // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 129. – P. 44–52. – doi: 10.1016/j.matdes.2017.04.094.

15. Ghayour H., Abdellhi M., Bahmanpour M. Optimization of the high energy ball-milling: modeling and parametric study // *Powder Technology*. – 2016. – Vol. 291. – P. 7–13. – doi: 10.1016/j.powtec.2015.12.004.

16. Microstructure and thermal stability of MoSi<sub>2</sub>-CoNiCrAlY nanocomposite feedstock prepared by high energy ball milling / M. Liu, X. Zhong, J. Wang, Z. Liu, W. Qui, D. Zeng // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 239. – P. 78–83. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2013.11.022.

17. Harris J.R., Wattis J.A.D., Wood J.V. A comparison of different models for mechanical alloying // *Acta Materialia*. – 2001. – Vol. 49, iss. 19. – P. 3991–4003. – doi: 10.1016/S1359-6454(01)00302-0.

18. Analysis of mechanical milling in simolyer: an energy modeling approach / B. Karthik, G.S. Gautam, N.R. Karthikeyan, B.S. Murty // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43, iss. 4. – P. 1323–1327. – doi: 10.1007/s11661-011-0946-y.

19. Effect of high energy ball milling on structure and properties of 95W-3.5Ni-1.5Fe heavy alloys / M. Debata, T.S. Acharya, P. Sengupta, P.P. Acharya, S. Bajpai, K. Jayasankar // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2017. – Vol. 69. – P. 170–179. – doi: 10.1016/j.jirmhm.2017.08.007.

20. Suryaananarayana C. Mechanical alloying and milling // *Progress in Materials Science*. – 2001. – Vol. 46, iss. 1–2. – P. 1–184. – doi: 10.1016/S0079-6425(99)00010-9.

21. Ebrahimi-Kahrizsangi R., Abdellahi M., Bahmanpour M. Ignition time of nanopowders during milling: a novel simulation // *Powder Technology*. – 2015. – Vol. 272. – P. 224–234. – doi: 10.1016/j.powtec.2014.12.009.

22. High energy milling on tungsten powders / U.R. Kiran, M.P. Kumar, M. Sankaranarayana, A.K. Singh, T.K. Nandy // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2015 – Vol. 48. – P. 74–81. – doi: 10.1016/j.jirmhm.2014.06.025.

23. Abdellahi M., Bhmanpour M., Bahmanpour M. Optimization of process parameters to maximize hardness of metal/ceramic nanocomposites produced by high energy ball milling // *Ceramics International*. – 2014. – Vol. 40, iss. 10. – P. 16259–16272. – doi: 10.1016/j.ceramint.2014.07.063.

24. Biyik S., Aydin M. The effect of milling speed on particle size and morphology of Cu<sub>25</sub>W composite powder // *Acta Physica Polonica A*. – 2014. – Vol. 127. – P. 1255–1260.

25. Rzavi-Tousi S.S., Szpunar J.A. Effect of ball size on steady state of aluminum powder and efficiency of impacts during milling // *Powder Technology*. – 2015. – Vol. 284. – P. 149–158. – doi: 10.1016/j.powtec.2015.06.035.

26. Investigation of milling characteristics of alumina powders milled with a newly designed vibratory horizontal attritor / Y. Kilinc, S. Öztürk, B. Öztürk, I. Uslan // *Powder Technology*. – 2004. – Vol. 146. – P. 200–205. – doi: 10.1016/j.powtec.2004.09.031.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



# Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



## Optimization of Molybdenum Powder Milling Parameters

Dyčková Lucie <sup>1, a</sup>, Komarov Pavel <sup>1, 3, b, \*</sup>, Remešová Michaela <sup>1, c</sup>, Dyčka Martin <sup>1, d</sup>, Dvořák Karel <sup>2, e</sup>,  
 Menelaou Melita <sup>1, f</sup>, Čelko Ladislav <sup>1, g</sup>

<sup>1</sup> Brno University of Technology, Central European Institute of Technology, 123 Purkynova st., Brno, 61200, Czech Republic

<sup>2</sup> Brno University of Technology, Faculty of Civil Engineering, 512/95 Veveří st., Brno, 60200, Czech Republic

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

<sup>a</sup> <http://orcid.org/0000-0003-1814-059X>, [lucie.palenikova@ceitec.vutbr.cz](mailto:lucie.palenikova@ceitec.vutbr.cz), <sup>b</sup> <http://orcid.org/0000-0002-6854-4536>, [pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz](mailto:pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz),  
<sup>c</sup> <http://orcid.org/0000-0003-1678-5618>, [michaela.remesova@ceitec.vutbr.cz](mailto:michaela.remesova@ceitec.vutbr.cz), <sup>d</sup> <http://orcid.org/0000-0001-6419-253X>, [martin.dycka@ceitec.vutbr.cz](mailto:martin.dycka@ceitec.vutbr.cz),  
<sup>e</sup> <http://orcid.org/0000-0003-2111-3357>, [dvorak.k@fce.vutbr.cz](mailto:dvorak.k@fce.vutbr.cz), <sup>f</sup> <http://orcid.org/0000-0001-7845-8802>, [melita.menelaou@ceitec.vutbr.cz](mailto:melita.menelaou@ceitec.vutbr.cz),  
<sup>g</sup> <http://orcid.org/0000-0003-0264-3483>, [ladislav.celko@ceitec.vutbr.cz](mailto:ladislav.celko@ceitec.vutbr.cz)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 10 June 2018

Revised: 28 June 2018

Accepted: 15 August 2018

Available online: 15 September 2018

#### Keywords:

Molybdenum powder  
 High energy milling  
 Ball to powder weight ratio (BPR)  
 Rotational speed  
 Milling time  
 Particle size

#### Funding:

This research has been financially supported by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic under the project CEITEC2020 (LQ1601).

#### Acknowledgements:

We also acknowledge CEITEC Nano Research Infrastructure (ID LM2015041) for providing us with access to its SEM devices.

### ABSTRACT

**Introduction.** The refractory materials are of interest for high temperature applications in aerospace, nuclear and military industries, since they possess high melting temperature (> 2000 °C). Molybdenum (Mo) is among these materials of high interest due to its excellent properties such as good thermal conductivity, high strength and toughness. The production of molybdenum is difficult due to its high melting point and the temperature of the ductile-brittle transition, therefore, in the production of this metal, powder metallurgy methods are mainly used. To implement these methods, it is necessary to have high-quality molybdenum powders, in particular, a high degree of purity and homogeneity of particle size distribution. One of the powder processing methods that is used to produce nano- and microsize powders, is the high energy kinetic milling. This cost-effective method is based on the friction and the high-energy collisions between the balls and the powder particles. And therefore, **the purpose of the current work** is to optimize the parameters of high energy kinetic milling for molybdenum powder. Optimization of processing parameters has a significant influence on the acceleration of the process of product formation, on subsequent sintering and achievement of the best mechanical properties of the final product. Optimization of milling parameters of Mo powder was achieved under different milling parameters including among others the rotation speed, the ball to powder weight ratio (BPR) and the milling time. Initially, the rotational speed was determined; it varied from 600 to 1200 rpm (where rpm are revolutions per minute). After this determination, milling parameters such as the milling time and the BPR were varied. The milling time ranged from 2 to 60 min and the BPR varied from 100:3 to 200:3. After that, influence of variable parameters on morphology and powder particles size distribution was investigated. The initial powder used in these experiments was Mo powder (particle size ~100 µm). **The methods of investigation.** Scanning electron microscopy and laser diffraction methods were used to estimate the particle size distribution. **Results and Discussion.** Particle size was decreased from 100 to 4 µm with increasing grinding time from 2 to 60 min. However, in each batch, a number of cold-welded particles measuring 200–400 µm was detected. These cold-welded particles were about 200–400 µm in size. As the result, the optimal milling parameters were: rotation speed of 900 rpm, BPR (200:3) and milling time of 60 minutes.

**For citation:** Dyčková L., Komarov P., Remešová M., Dyčka M., Dvořák K., Menelaou M., Čelko L. Optimization of molybdenum powder milling parameters. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 109–122. doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-109-122. (In Russian).

#### \* Corresponding author

Komarov Pavel, Ph.D. (Engineering) student  
 Brno University of Technology,  
 Purkynova 123,  
 61200, Brno, Czech Republic  
 Tel.: 420 777-840-687, e-mail: [pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz](mailto:pavel.komarov@ceitec.vutbr.cz)

## References

1. Neikov O., Naboychenko S., Murashov I.B., Yefimov A., Dowson G. *Handbook of Non-ferrous metal powders: technologies and applications*. Amsterdam, Elsevier Science, 2009, pp. 464–470.
2. Dean J.A. *Lange's handbook of chemistry*. New York, McGraw-Hill Professional, 1998.
3. Davis J.R., ed. *ASM speciality handbook. Heat resistant materials*. Materials Park, Ohio, ASM International, 1997, pp. 361–364.
4. Ohser-Wiedemann R., Martin U., Seifert H.J., Müller A. Densification behavior of pure molybdenum powder by spark plasma sintering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2010, vol. 28, iss. 4, pp. 550–557. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2010.03.003.
5. Kim Y., Lee S., Noh J.-W., Lee S.H., Jeong I.-D., Park S.-J. Rheological and sintering behaviors of nanostructured molybdenum powder. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, vol. 41, pp. 442–448. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.06.001.
6. Sheng Y., Guo Z., Hao J. Characterization of spherical molybdenum powders prepared by RF plasma processing. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 482–484, pp. 2563–2567. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.482-484.2563.
7. Liu X.-P., Wang K.-S., Hu P., Chen Q., Volinsky A. Spheroidization of molybdenum powder by radio frequency thermal plasma. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2015, vol. 22, iss. 11, pp. 1212–1218. doi: 10.1007/s12613-015-1187-7.
8. Garg P., Park S.-J., German R.M. Effect of die compaction pressure on densification behavior of molybdenum powders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2007, vol. 25, iss. 1, pp. 16–24. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2005.10.014.
9. Leitner K., Felfér P.J., Holec D., Cairney J., Knabl W., Lorich A., Clemens H., Primig S. On grain boundary segregation in molybdenum materials. *Materials & Design*, 2017, vol. 135, pp. 204–212. doi: 10.1016/j.matdes.2017.09.019.
10. An G., Sun J., Liu R.-Z., Li J., Sun Y.-J. Mechanical properties of molybdenum products prepared by using molybdenum powders with different micro-morphologies. *Rare Metals*, 2015, vol. 34, iss. 4, pp. 276–281. doi: 10.1007/s12598-013-0194-y.
11. Yang Ch., Zhou Y., Liu D., Jiang W., Liu F., Liu Z. Preparation of molybdenum powder from molybdenite concentrate through vacuum decomposition-acid leaching combination process. *Rare Metal Technology*. Cham, Springer, 2017, pp. 235–246.
12. Bolitschek J., Luidold S., O'Sullivan M. A study of the impact of reduction conditions on molybdenum morphology. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, vol. 71, pp. 325–329. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.11.037.
13. Kim Y., Lee S., Noh J.-W., Lee S.H., Jeong I.-D., Park S.-J. Rheological and sintering behaviors of nanostructured molybdenum powder. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, vol. 41, pp. 442–448. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2013.06.001.
14. Wang D., Yu Ch., Ma J., Liu W., Shen Z. Densification and crack suppression in selective laser melting of pure molybdenum. *Materials and Design*, 2017, vol. 129, pp. 44–52. doi: 10.1016/j.matdes.2017.04.094.
15. Ghayour H., Abdellhi M., Bahmanpour M. Optimization of the high energy ball-milling: modeling and parametric study. *Powder Technology*, 2016, vol. 291, pp. 7–13. doi: 10.1016/j.powtec.2015.12.004.
16. Liu M., Zhong X., Wang J., Liu Z., Qui W., Zeng D. Microstructure and thermal stability of MoSi<sub>2</sub>-CoNiCrAlY nanocomposite feedstock prepared by high energy ball milling. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 239, pp. 78–83. doi: 10.1016/j.surfcoat.2013.11.022.
17. Harris J.R., Wattis J.A.D., Wood J.V. A comparison of different models for mechanical alloying. *Acta Materialia*, 2001, vol. 49, iss. 19, pp. 3991–4003. doi: 10.1016/S1359-6454(01)00302-0.
18. Karthik B., Gautam G.S., Karthikeyan N.R., Murty B.S. Analysis of mechanical milling in simoloyer: an energy modeling approach. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43, iss. 4, pp. 1323–1327. doi: 10.1007/s11661-011-0946-y.
19. Debata M., Acharya T.S., Sengupta P., Acharya P.P., Bajpai S., Jayasankar K. Effect of high energy ball milling on structure and properties of 95W-3.5Ni-1.5Fe heavy alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2017, vol. 69, pp. 170–179. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2017.08.007.
20. Suryaananarayana C. Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, 2001, vol. 46, iss. 1–2, pp. 1–184. doi: 10.1016/S0079-6425(99)00010-9.

21. Ebrahimi-Kahrizsangi R., Abdellahi M., Bahmanpour M. Ignition time of nanopowders during milling: a novel simulation. *Powder Technology*, 2015, vol. 272, pp. 224–234. doi: 10.1016/j.powtec.2014.12.009.
22. Kiran U.R., Kumar M.P., Sankaranarayana M., Singh A.K., Nandy T.K. High energy milling on tungsten powders. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015, vol. 48, pp. 74–81. doi: 10.1016/j.ijrmhm.2014.06.025.
23. Abdellahi M., Bhmanpour M., Bahmanpour M. Optimization of process parameters to maximize hardness of metal/ceramic nanocomposites produced by high energy ball milling. *Ceramics International*, 2014, vol. 40, iss. 10, pp. 16259–16272. doi: 10.1016/j.ceramint.2014.07.063.
24. Biyik S., Aydin M. The effect of milling speed on particle size and morphology of Cu25W composite powder. *Acta Physica Polonica A*, 2014, vol. 127, pp. 1255–1260.
25. Rzavi-Tousi S.S., Szpunar J.A. Effect of ball size on steady state of aluminum powder and efficiency of impacts during milling. *Powder Technology*, 2015, vol. 284, pp. 149–158. doi: 10.1016/j.powtec.2015.06.035.
26. Kilinc Y., Öztürk S., Öztürk B., Uslan I. Investigation of milling characteristics of alumina powders milled with a newly designed vibratory horizontal attritor. *Powder Technology*, 2004, vol. 146, pp. 200–205. doi: 10.1016/j.powtec.2004.09.031.

### Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2018 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)



### Особенности структуры сварного шва при лазерной сварке конструкционной стали 09Г2С

Александр Колубаев<sup>1,а,\*</sup>, Ольга Сизова<sup>1,б</sup>, Евгений Колубаев<sup>1,с</sup>, Анастасия Заикина<sup>1,д</sup>,  
Андрей Воронцов<sup>1,е</sup>, Юлия Денисова<sup>1,2,ф</sup>, Валерий Рубцов<sup>1,г</sup>

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

<sup>2</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический 2/3, г. Томск, 634055, Россия

<sup>а</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-2839-5249>,  [kav@ispms.tsc.ru](mailto:kav@ispms.tsc.ru), <sup>б</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-9177-6602>,  [ovs@ispms.ru](mailto:ovs@ispms.ru),

<sup>с</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>,  [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru), <sup>д</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8507-3417>,  [aaz@ispms.tsc.ru](mailto:aaz@ispms.tsc.ru),

<sup>е</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  [vav@ispms.tsc.ru](mailto:vav@ispms.tsc.ru), <sup>ф</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>,  [yukolubaeva@mail.ru](mailto:yukolubaeva@mail.ru),

<sup>г</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>,  [rvy@ispms.tsc.ru](mailto:rvy@ispms.tsc.ru)

#### ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725:620.186

#### История статьи:

Поступила: 14 июня 2018  
 Рецензирование: 03 июля 2018  
 Принята к печати: 15 августа 2018  
 Доступно онлайн: 15 сентября 2018

#### Ключевые слова:

Лазерная сварка  
 Конструкционная сталь  
 Микроструктура  
 Дефекты сварного шва  
 Статическое растяжение  
 Фрактография

#### Финансирование:

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.607.21.0190, идентификатор проекта RFMEFI60717X0190)

#### АННОТАЦИЯ

**Введение.** Технологический процесс изготовления изделий из конструкционных сталей зачастую осложняется низким качеством сварных соединений при операциях электродуговой и газопламенной сварки из-за больших остаточных напряжений и деформации, обусловленных высоким уровнем тепловложения в зону сварки. Примером успешного разрешения указанной проблемы является разработка и внедрение таких высокотехнологичных процессов стыкового соединения металлов, как лазерная сварка, которая относится к одному из способов соединения плавлением. Благодаря высокой плотности энергии, высокой скорости процесса и узкой зоне проплавления лазерная сварка обеспечивает минимальную деформацию сварных соединений. Лазерная сварка как передовая технология применяется для получения соединений самых различных металлических материалов. **Целью работы** является выявление закономерностей формирования кристаллической структуры сварного шва листов конструкционной стали 09Г2С, сформировавшейся в результате лазерной сварки, в том числе при ультразвуковом воздействии в процессе сварки, анализ образующихся дефектов и определение прочности полученных сварных соединений. **Результаты и обсуждение.** На основании данных оптической и сканирующей электронной микроскопии показано, что структура сварного шва является градиентной, состоящей из зоны сплавления, зоны перегрева, располагающейся на границе с зоной расплавленного металла, но не подвергавшейся плавлению, и зоны нормализации с мелкозернистой структурой. Зона сплавления образована дендритами, ориентированными к центру шва. Внутренняя структура дендритов состоит из пакетов с речной структурой, образовавшихся в результате  $\gamma$ - $\alpha$ -превращения. Промежутки между рейками разделены прослойками, предположительно остаточного аустенита. Для зоны перегрева характерна крупнозернистая ферритная структура с ферритом видманштеттова типа, иглы которого прорастают от границ в глубь основного зерна. Мелкозернистая ферритно-перлитная структура в зоне нормализации свидетельствует об имевшей место полной фазовой перекристаллизации зерна исходной стали. При варьировании мощностью лазерного излучения и скорости сварки было установлено, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет скорость сварки. Применение ультразвукового воздействия в процессе проплавления позволило устранить крупные поры, образующиеся в сварном шве.

**Для цитирования:** Особенности структуры сварного шва при лазерной сварке конструкционной стали 09Г2С / А.В. Колубаев, О.В. Сизова, Е.А. Колубаев, А.А. Заикина, А.В. Воронцов, Ю.А. Денисова, В.Е. Рубцов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2018. – Т. 20, № 3. – С. 123–133. – doi: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-123-133.

#### \*Адрес для переписки

Колубаев Александр Викторович, д.ф.-м.н., профессор  
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН  
 пр. Академический, 2/4,  
 634055, г. Томск, Россия  
 Тел.: 8 (382) 228–69–70, e-mail: kav@ispms.ru

## Введение

Сварка плавлением является основным производственным процессом при сборке деталей из конструкционных сталей, которая определяет прочность сварных соединений и служебные характеристики изделий. Среди различных видов сварки плавлением следует выделить лазерную

сварку, которая по сравнению с другими родственными процессами сварки отличается дозированным тепловложением и высокой скоростью нагрева, что позволяет значительно уменьшить локальный объем расплавленного металла, а достаточно высокая интенсивность лазерного излучения обеспечивает проплавление металла на значительную глубину [1]. Структура сварных швов, полученных лазерной сваркой, обычно состоит из зоны первичной кристаллизации и зоны термического влияния, в которой принято различать зону перегрева, образующуюся в результате контакта металла с расплавом, и зону нормализации, в которой металл претерпевает полную фазовую перекристаллизацию. Особенности структурных превращений, обусловленных температурным воздействием лазерного луча, сильно зависят от параметров режима сварки и вида свариваемого материала. Так, быстрый нагрев и высокая скорость охлаждения металла в зоне сварного шва ограничивают рост кристаллитов в зоне переплава и сокращают размер зоны термического влияния (ЗТВ), наиболее ответственной за прочность сварного соединения [2, 3]. Высокая скорость охлаждения при лазерной сварке создает условия для формирования в зоне сплавления шва промежуточных структур повышенной твердости. Так, в структуре сварных соединений высокопрочных сталей (Ultra-high Strength Steels (UHSS)) [4] при всех исследованных скоростях лазерной сварки обнаруживались кристаллы мартенсита. В этой работе также отмечается, что размер зоны сплавления уменьшался с увеличением скорости сварки.

При лазерной сварке низколегированных малоуглеродистых сталей в результате высокой интенсивности охлаждения в зоне термического влияния (зоне перегрева) может возникать опасность образования грубозернистых структур видманштеттова типа [5]. Наряду с видманштеттовым ферритом в границах аустенитного зерна может образовываться игольчатый мартенсит и верхний бейнит, как результат быстрого охлаждения сварочной ванны от температуры нагрева выше  $A_{c3}$  [6,7]. В работе [8] показано, что при лазерной сварке стали QP980 зона термического влияния разбивается на три области, которые имеют разную структуру, зависящую от величины тепловложения. К зоне сплавления примыкает область с почти полностью мартенситной

микроструктурой, переходящая в область, состоящую из мартенсита и феррита. К основному металлу примыкает также область, состоящая из отпущенного мартенсита, остаточного аустенита и феррита.

Исследования структуры сварных швов, выполненные авторами [9,10], показали, что при лазерной сварке среднеуглеродистых и аустенитных сталей могут возникать такие дефекты сварного шва, как поры и трещины. Трещины образуются преимущественно в зоне термического влияния под действием растягивающих напряжений, вызванных присутствием пленки на поверхности между твердой и жидкой фазами, образованной в результате ликвации при кристаллизации [11]. Улавливание защитного газа при затвердевании и испарение легкоплавких элементов в расплавленном металле может приводить к образованию пор в сварном шве [9]. Авторы работы [12] наблюдали и изучали динамическое поведение парогазового канала («замочной скважины») при глубокой проникающей лазерной сварке с использованием рентгеновской системы визуализации. Ими было продемонстрировано, что неустойчивость замочной скважины привела к образованию пор в процессе лазерной сварки. Используя микрофокусную рентгеновскую трансмиссионную систему визуализации, авторы [13] установили, что пузырьки образовались на дне замочной скважины, когда она схлопнулась во время процесса сварки. Авторы [14, 15] также показали, что образование пористости прямо связано с флуктуацией замочной скважины. Глубина и форма замочной скважины колебались непрерывно при лазерной сварке, и пузырьки, образующиеся в результате обрушения и усадки в замочной скважине, были причиной образования пористости.

Приведенные литературные данные по исследованию влияния условий лазерной сварки имеют большое значение для дальнейшего совершенствования технологии лазерной сварки из углеродистых и легированных сталей. При этом наиболее актуальной материаловедческой задачей служит получение систематических исследований по формированию структуры сварного шва при лазерной сварке низкоуглеродистых сталей и поиск таких методов внешнего воздействия на кристаллизационные процессы в ванне расплава, которые позволили бы компен-

сировать снижение прочностных свойств сварного шва за счет формирования градиентной бездефектной структуры.

**Цель настоящей работы** – изучение кристаллической структуры сварных соединений конструкционной стали 09Г2С, сформированной в результате лазерной сварки, анализ дефектов в зоне сварного шва, а также определение прочности сварных соединений и установление влияния ультразвукового воздействия в процессе лазерной сварки на структуру сварного шва.

### Методика исследований

Сварку листового проката из конструкционной стали 09Г2С толщиной 2,5 и 5,0 мм, исходный химический состав которой соответствовал составу стали по ГОСТ 19282–73, осуществляли с помощью CO<sub>2</sub>-лазера в защитной атмосфере аргона в производственных условиях ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель»». Лазерную сварку с наложением ультразвукового воздействия проводили на той же установке, которая дополнительно комплектовалась блоком ультразвукового воздействия на свариваемые листы (рис. 1).

Сварку выполняли по режимам, которые выбирались с целью получения сварного соединения с качественной микроструктурой и минимальным количеством дефектов. Мощность

лазерного излучения варьировали в пределах от 2 до 4,5 кВт, скорость сварки изменяли от 1,5 до 2,8 м/мин, скорость подачи аргона составляла 20 л/мин. При сварке с наложением ультразвукового воздействия мощность преобразователя изменяли в пределах от 360 до 1200 Вт, частота ультразвуковых колебаний составляла 22 кГц, амплитуда – 20 мкм.

Качественный и количественный анализ микроструктуры изучали на металлографическом микроскопе МЕТАМ ЛВ–31, лазерном конфокальном микроскопе LEXT OLS4000 в оптическом и лазерном режиме, а также на сканирующем электронном микроскопе Philips SEM 515 с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором «Genesis» в Томском региональном центре коллективного пользования научным оборудованием. Структурный анализ металла образцов был выполнен на рентгеновском дифрактометре ДРОН–3.0 с использованием CoK<sub>α</sub>-излучения. Фазовый анализ не выявил других фаз, кроме α-фазы. Следует отметить, что в определении фазового состава погрешность составила около 7 %, поэтому количество остаточного аустенита и цементита не удалось определить.

Микротвердость по Виккерсу измеряли на приборе ПМТ–3 в поперечном сечении шва в его центральной части с интервалом 0,5 мм при нагрузке 0,5 Н. Относительная ошибка при измерении микротвердости не превышала ±5 %.

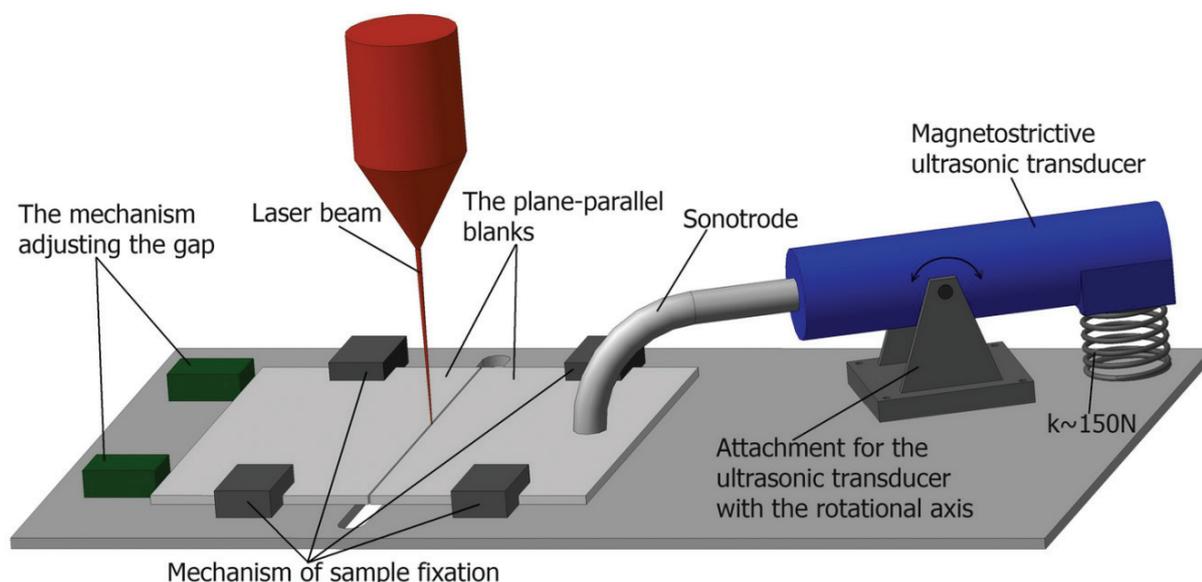


Рис. 1. Схема установки лазерной сварки с ультразвуковым воздействием

Fig. 1. Scheme of ultrasonic assisted laser welding

Испытания сварных соединений на статическое растяжение и статический изгиб проводили на испытательной машине УТС 110М-100 при комнатной температуре. Для этих испытаний изготавливали плоские образцы по ГОСТ 6996–66, вырезанные поперек сварного соединения с расположением сварного шва посередине рабочей части образцов.

### Результаты и их обсуждение

Интерес к изучению особенностей формирования структуры низкоуглеродистой малолегированной стали 09Г2С при лазерной сварке вызван необходимостью поиска способов воздействия на кристаллизацию металла сварочной ванны с целью минимизации структурных дефектов в области сварного шва.

Металлографический анализ структуры сварного шва исследованных образцов в поперечном сечении показал, что при всех режимах сварки общий вид шва и характерный вид кристаллических зон у всех образцов был одинаков, что иллюстрирует рис. 2. В структуре сварного шва выделяются четыре зоны – зона термического влияния 1, зона перегрева 2, участок неполного расплавления металла, состоящий из мелких равноосных кристаллов 3, и зона сплавления 4, состоящая из дендритов, ориентированных от границы с основным металлом к центру. Формирование такой структуры сварного шва

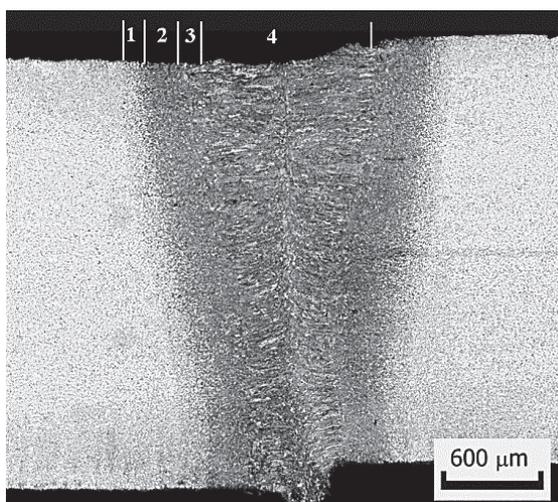


Рис. 2. Структура лазерного соединения полосы из стали 09Г2С толщиной 2,5 мм

Fig. 2. The structure of the laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 2.5 mm in thickness

обусловлено особенностями кристаллизации металла, когда на границе сплавления с основным материалом из-за быстрого отвода тепла образуется множество зародышей кристаллов, составляющих переходную зону. Дальнейшая кристаллизация обусловлена ростом дендритов в направлении центра шва. Нагрев металла по обе стороны шва в процессе сварки приводит к образованию зоны перегрева и зоны термического влияния. Следует отметить, что при сварке плавлением зона термического влияния включает в себя несколько участков – участок нормализации, участок неполной перекристаллизации и участок рекристаллизации. При лазерной сварке зону термического влияния трудно разделить на эти участки вследствие ее малого размера. Микроанализ на разных участках сварного шва показал, что его элементный состав не отличается от состава свариваемых пластин. Этот результат говорит в пользу метода лазерной сварки, не изменяющей химический состав свариваемых деталей.

Распределение микротвердости по сечению сварного соединения (рис. 3) выявило ее увеличение в зоне сварного шва относительно показателей твердости основного металла, причем значение микротвердости в зоне шва оказалось симметричным по отношению к оси шва и отражало расположение зон кристаллизации и их протяженность. Максимальное значение микротвердости у всех исследованных образцов свар-

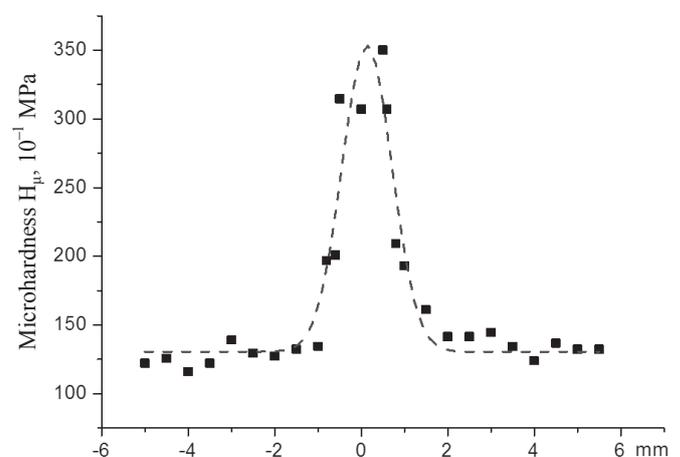


Рис. 3. Микротвердость сварного шва, полученного лазерной сваркой полосы толщиной 2,5 мм

Fig. 3. Microhardness of a welded joint of sheet steel 2.5 mm in thickness obtained by laser welding

ных соединений, полученных без ультразвукового воздействия, наблюдалось вблизи оси шва и составляло в среднем 3300...3500 МПа. По мере продвижения от центра шва к основному металлу твердость понижалась и постепенно достигала твердости холоднокатаной низкоуглеродистой стали. Обращает на себя внимание снижение твердости на оси шва на 500 МПа, которое проявилось на всех образцах. Причиной этого может быть пониженная плотность металла в стыках дендритов, растущих к центру.

Такую же микротвердость имели образцы сварных швов, полученные с наложением ультразвукового воздействия. Аналогично предыдущему случаю наблюдалось снижение твердости на оси шва на 500 МПа, причиной которого является стыковая линия сросшихся дендритов.

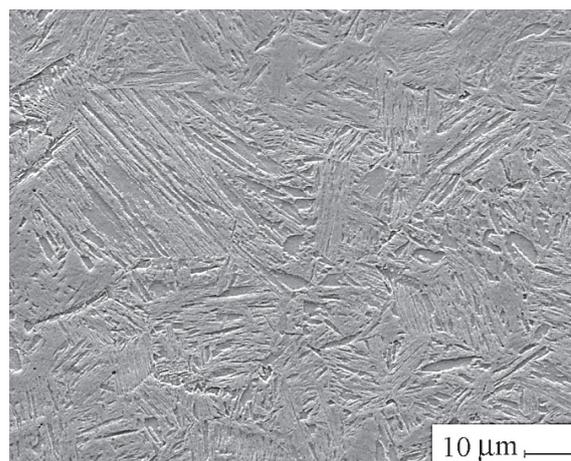
Результаты оптической и растровой электронной микроскопии показали, что микроструктура сварного шва у всех исследованных образцов представляла собой последовательность отличающихся по морфологическим признакам кристаллических зон различной протяженности. Вблизи оси сварного шва наблюдалась зона с дендритным строением, что позволяет интерпретировать ее как зону первичной кристаллизации, где произошло затвердевание жидкого металла (рис. 4, а). Величина измеренной твер-

дости металла в этой зоне близка к значениям твердости промежуточных фаз, образующихся при распаде аустенита низколегированной углеродистой стали. В ряде исследований показано, что образующиеся промежуточные фазы относятся к мартенситному или бейнитному типу в зависимости от скорости теплоотвода из зоны кристаллизации [16]. В микроструктуре этой зоны присутствуют ферритные зерна с внутренней речечной структурой (рис. 4, б), длина реек достигала 20...40 мкм, пространство между рейками было заполнено прослойками вторичных фаз (остаточный аустенит, цементит и др.).

За зоной кристаллизации располагался участок металла, не претерпевшего полного расплавления, но все же находившийся в контакте с расплавом металла шва. Микроструктура этой зоны шва состояла из ферритно-перлитной смеси с равноосными ферритными зернами, размеры которых не превышали 10 мкм. На рис. 5, а представлена эта зона, примыкающая к зоне сплавления с дендритной структурой. Участки перлита располагались неравномерно в виде «островков», структура его была чрезвычайно дисперсной и не разрешалась при больших увеличениях. Характерным для зоны перехода является наличие игольчатой видманштеттовой структуры, образующейся преимущественно по границам зерен феррита (рис. 5, б).



а



б

Рис. 4. Микроструктура зоны кристаллизации лазерного соединения полосы, толщиной 2,5 мм из стали 09Г2С:

а – оптическая микроскопия; б – РЭМ-изображение

Fig. 4. Microstructure of the crystallization zone in laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 2.5 mm in thickness:

а – optical microscopy; б – SEM image

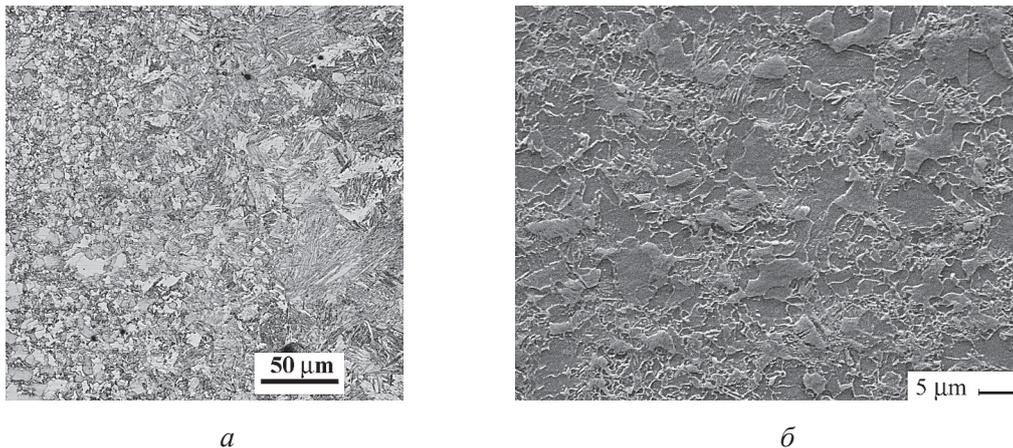


Рис. 5. Микроструктура зоны перехода к основному металлу при лазерной сварке полосы толщиной 2,5 мм из стали 09Г2С:

*a* – оптическая микроскопия; *б* – РЭМ-изображение

Fig. 5. Microstructure of the transition zone to the base metal in laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 2.5 mm in thickness:

*a* – optical microscopy; *b* – SEM image

По мере удаления от сварного шва наблюдается переход к зоне перегрева (рис. 6), в которой объемное содержание перлита в ферритно-перлитной смеси возрастало и размер зерна феррита несколько увеличивался.

За зоной перегрева следует зона нормализации, которая показана на рис. 7. Согласно диаграмме железо–углерод – это зона, которая была нагрета до температуры 900...700 °С, где идет измельчение ферритного зерна из-за эвтектоидной реакции  $A \rightarrow \Phi + \Psi$ .

Основное отличие структуры сварных соединений, полученных по различным режимам,

заклучалось в том, что варьирование скоростью сварки при соединении образцов без ультразвукового воздействия не позволило исключить такой характерный дефект, как образование усадочной пористости сварного шва. На рис. 8, *a* показан пример возникновения этого дефекта у образцов, сваренных со скоростью 2 м/мин.

Усадочные раковины в виде протяженных пустот располагались в верхней части сварного шва непосредственно в зоне кристаллизации. Образование этого дефекта связывают с присутствием в зоне расплава неметаллических включений, которые не растворились в процессе

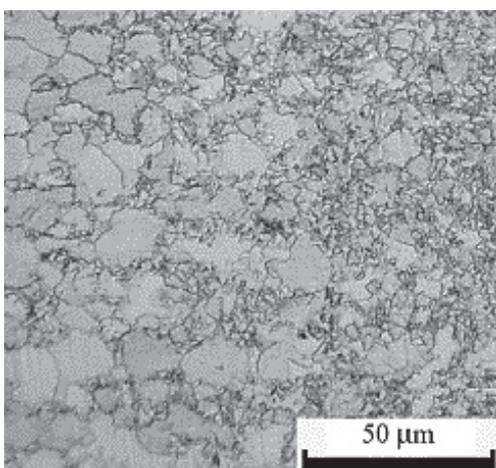


Рис. 6. Зона перегрева металла при лазерной сварке полосы толщиной 5,0 мм

Fig. 6. Zone of metal overheating in laser welded joint, thickness 5.0 mm

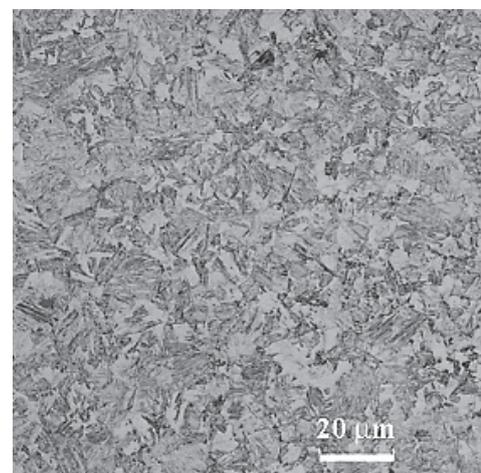
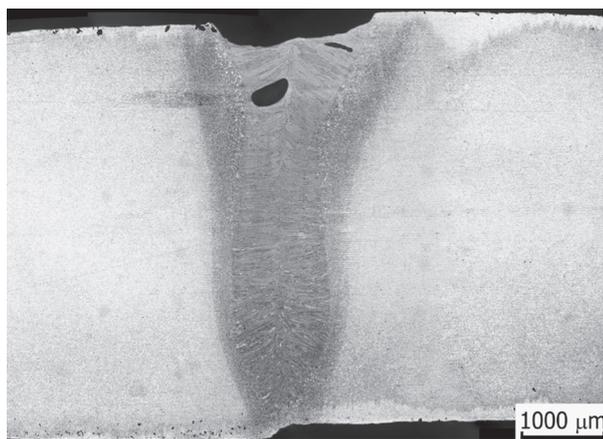
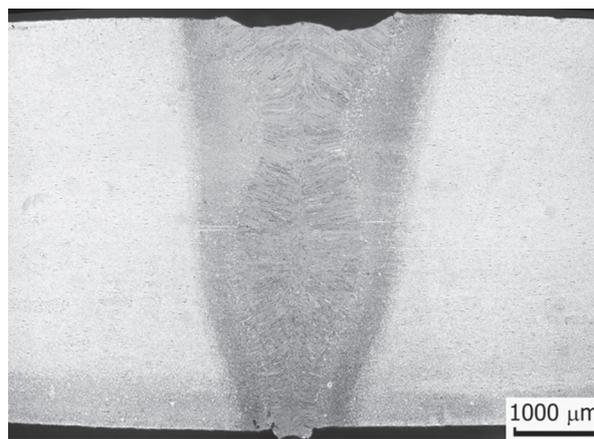


Рис. 7. Зона нормализации при лазерной сварке полосы толщиной 5,0 мм

Fig. 7. The normalization zone in laser welded joint, thickness 5.0 mm

*a**б*

*Рис. 8.* Дефект типа усадочной раковины лазерного соединения полосы толщиной 5,0 мм из стали 09Г2С (*a*); структура лазерного соединения полосы толщиной 5,0 мм при наложении ультразвукового воздействия в процессе сварки (*б*)

*Fig. 8.* Shrinkage cavity in laser welded joint of 13Mn6 sheet steel 5.0 mm in thickness (*a*); structure of an ultrasonic assisted laser welded joint, 5.0 mm thickness (*b*)

сварки. Для стали типа 09Г2С – это главным образом сульфиды и окисульфиды марганца [17]. Газовая пористость и газовые пузыри могут возникать также и вследствие выделения газов, растворившихся в металле в процессе сварки.

Снижение скорости сварки при сохранении прочих параметров сварочного процесса устраняет усадочные раковины прежде всего в верхней части сварного шва, но приводит к возникновению не менее опасного дефекта – формированию зоны проплавления с нестабильной шириной сварного шва. В режиме сварки с нестабильным переносом металла в сварной ванне изменяется ширина зоны кристаллизации и прилегающих к ней зон. Наиболее опасным является увеличение размера зоны перегрева особенно в верхней части шва, так как именно в этой зоне свариваемый металл имеет наиболее низкие прочностные свойства. В месте «утяжки» шва наблюдается деформация растущих дендритов и появление многочисленных кристаллизационных трещин.

Проблема поиска технологических решений по снижению влияния дефектов кристаллического строения зоны первичной кристаллизации и зоны перегрева широко обсуждается в литературе. При этом предлагаются различные пути совершенствования технологии лазерной сварки, основанные на регулировании температурно-временных условий сварки, в том числе позволяющие изменить напряжение растяжения

в поверхностном слое сварного шва на напряжение сжатия [18]. Одним из перспективных методов реализации этой задачи является технология ультразвукового воздействия на сварочную ванну.

В настоящей работе ультразвуковое воздействие в процессе сварки осуществляли посредством наложения колебаний на свариваемые листы (рис. 1). На рис. 8, б показана структура полученного сварного шва. На основании данных оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии показано, что структура шва не содержит дефектов кристаллического строения, описанных выше, а именно дефекта типа усадочной раковины и междендритных пустот, которые ранее обнаруживались у сварных соединений, полученных по этому режиму сварки, но без воздействия ультразвука.

Образцы сварных швов, изготовленные методом лазерной сварки из стали 09Г2С толщиной 2,5 и 5,0 мм, при испытании на растяжение показали различные значения временного сопротивления в зависимости от параметров сварки. При сварке с мощностью лазерного излучения 2 кВт и скоростью сварки 2,0 м/мин среднее значение временного сопротивления образцов стали 09Г2С толщиной 2,5 мм составило 376 МПа. При сварке с мощностью лазерного излучения 3,2 кВт и скоростью сварки 2,6 м/мин среднее значение временного сопротивления составило 461 МПа, лишь немного уступающее прочности основного металла – 490 МПа. Такое различие

прочностных характеристик определяется наличием дефектов сварного шва прежде всего усадочных раковин. Подобные результаты имели место и при испытании образцов сварных швов толщиной 5,0 мм.

Образцы сварных швов, полученные с применением ультразвукового воздействия, при испытаниях на растяжение показали высокое временное сопротивление, сравнимое с показателями образцов, сваренных со скоростью 2,6 м/мин без наложения ультразвукового воздействия.

Подтверждают влияние параметров сварочного процесса на механические свойства и испытания на статический изгиб. Образцы толщиной 2,5 мм, сваренные с мощностью лазерного излучения 2 кВт и скоростью сварки 2,0 м/мин, продемонстрировали низкие значения угла изгиба, лежащие в пределах 12...41 градусов. При режиме сварки с мощностью лазерного излучения 3,2 кВт и скоростью сварки 2,6 м/мин угол изгиба достигал 150 градусов, что является хорошим показателем для сварных швов. Для образцов толщиной 5 мм наблюдали ту же тенденцию – низкие значения угла изгиба (10...20 градусов) имели место при сварке со скоростью 2 м/мин, более высокие значения угла изгиба (90...112 градусов) наблюдали при сварке со скоростью 2,6 м/мин.

Образцы сварных швов из стали 09Г2С, полученные с наложением ультразвукового воздействия, в исследованиях на статический изгиб демонстрировали невысокие значения угла изгиба. Деформация образцов при этом происходит достаточно однородно до достижения предела прочности, при достижении которого происходит образование магистральной трещины в зоне сварного шва и разрушение образца. Причиной этого может служить формирование зоны проплавления с нестабильной шириной сварного шва (рис. 8, б), что является дефектом, обуславливающим снижение прочностных свойств. В режиме сварки с нестабильным переносом металла в сварной ванне изменяется ширина зоны кристаллизации и прилегающих к ней зон. Наиболее опасным является увеличение размера зоны перегрева, особенно в верхней части шва, так как именно в этой зоне свариваемый металл имеет наиболее низкие прочностные свойства. Как следует из рис. 8, б, в месте «утяжки» шва наблюдается и деформация растущих дендритов.

## Заключение

Изучение возможных комбинаций технологических параметров режима лазерной сварки стали 09Г2С на формирование структуры сварного шва и его прочность показало, что структура сварного шва является градиентной, состоящей из зоны сплавления, зоны перегрева, располагающейся на границе с зоной расплавленного металла, но не подвергавшейся плавлению, и зоны нормализации с мелкозернистой структурой. Зона сплавления образована дендритами, ориентированными к центру шва. Внутренняя структура дендритов состоит из пакетов с реечной структурой, образовавшихся в результате  $\gamma$  –  $\alpha$ -превращения. Для зоны перегрева характерна крупнозернистая ферритная структура с ферритом видманштеттова типа, иглы которого прорастают от границ в глубь основного зерна. Мелкозернистая ферритно-перлитная структура в зоне нормализации свидетельствует об имевшей место полной фазовой перекристаллизации зерна исходной стали. При варьировании мощностью лазерного излучения и скорости сварки было установлено, что на дефектность сварного шва в большей степени влияет скорость сварки. Применение ультразвукового воздействия при лазерной сварке изменяет структуру металла в зоне перегрева и устраняет крупные поры, образующиеся без ультразвукового воздействия при низкой скорости сварки.

Полученные результаты показали перспективность проведения дальнейших исследований в этом направлении поиска технологических режимов воздействия ультразвуковых колебаний при лазерной сварке конструкционных сталей, позволяющих препятствовать возникновению дефектов строения сварного шва в процессе кристаллизации расплава сварочной ванны.

## Список литературы

1. Sharma R.S., Molian P. Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211, iss. 11. – P. 1888–1897. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.06.009.
2. Evolution of surface topography in one-dimensional laser machining of structural alumina / H.D. Vora, S. Santhanakrishnan, S.P. Harimkar, S.K.S. Boetcher, N.B. Dahotre // Journal of the European



Ceramic Society. – 2012. – Vol. 32. – P. 4205–4218. – doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.015.

3. Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al–Li alloy / X. Zhang, T. Huang, W. Yang, R. Xiao, Z. Liu, L. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 237. – P. 301–308. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.021.

4. Influence of welding speed on microstructures and properties of ultra-high strength steel sheets in laser welding / Z. Gu, S. Yu, L. Han, X. Li, H. Xu // *ISIJ International*. – 2012. – Vol. 52, iss. 3. – P. 483–487. – doi: 10.2355/isijinternational.52.483.

5. Structure of widmanstätten crystals of ferrite and cementite / I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.G. Burrov, Ya.S. Lizunkova, E.E. Zakharevich // *Steel in Translation*. – 2008. – Vol. 38, iss. 8. – P. 684–687. – doi: 10.3103/S0967091208080251.

6. *Farabi N., Chen D.L., Zhou Y.* Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints // *Procedia Engineering*. – 2010. – Vol. 2. – P. 835–843. – doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.090.

7. Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints / W. Xu, D. Westerbaan, S.S. Nayak, D.L. Chen, F. Goodwin, Y. Zhou // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 43. – P. 373–383. – doi: 10.1016/j.matdes.2012.07.017.

8. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel / W. Guo, Z. Wan, P. Penga, Q. Jia, G. Zou, Y. Peng // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 256. – P. 229–238. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.015.

9. Pores formation in laser–MAG welding of 42CrMo steel / Y. Zhang, G. Chen, C. Zhou, Y. Jiang, P. Zhong, S. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 245. – P. 309–317. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.029.

10. The elimination of pores in laser welds of AISI 304 plate using different shielding gases / J. Sun, P. Nie, K. Fenga, Z. Li, B. Guo, E. Jiang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 248. – P. 56–63. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.011.

11. Liquation cracking in fiber laser welded joints of inconel 617 / W. Ren, F. Lu, R. Yang, X. Liu, Z. Li // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 226. – P. 214–220. – doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.004.

12. *Seto N., Katayama S., Matsunawa A.* High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO<sub>2</sub> laser welding: effect of shielding gas on porosity formation // *Journal of Laser Applications*. – 2000. – Vol. 12 (6). – P. 245–250. – doi: 10.2351/1.1324717.

13. *Tsukamoto S.* High speed imaging technique. Part 2 – High speed imaging of power beam welding phenomena // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2011. – Vol. 16, iss. 1. – P. 44–55. – doi: 10.1179/136217110X12785889549949.

14. Formation and influence mechanism of keyhole-induced porosity in deep-penetration laser welding based on 3D transient modeling / F. Lu, X. Li, Z. Li, X. Tang, H. Cui // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2015. – Vol. 90. – P. 1143–1152. – doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.07.041.

15. Modeling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding / H. Zhao, W. Niu, B. Zhang, Y. Lei, M. Kodama, T. Ishide // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2011. – Vol. 44. – P. 485302/1–485302/13. – doi: 10.1088/0022-3727/44/48/485302.

16. *Смирнова Н.А., Мисюров А.И.* Особенности образования структуры при лазерной обработке // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение*. – 2012. – № 6. – С. 115–129. – doi: 10.18698/2308-6033-2012-6-233.

17. *Игнатов А.Г.* Лазерная сварка сталей мощными CO<sub>2</sub> лазерами. Ч. 3 // *Фотоника*. – 2009. – № 4. – С. 12–16.

18. Структура стальных швов, формируемых с использованием источников энергии высокой концентрации / В.Г. Буров, А.П. Алхимов, И.А. Батаев, Е.Д. Головин, Е.Е. Корниенко // *Доклады АН ВШ РФ*. – 2012. – № 1 (8). – С. 52–60.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2018 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)



## Structural Features of Laser Welded 13Mn6 Constructional Steel

Alexander Kolubaev<sup>1, a, \*</sup>, Olga Sizova<sup>1, b</sup>, Evgeny Kolubaev<sup>1, c</sup>, Anastasia Zaikina<sup>1, d</sup>,  
 Andrey Vorontsov<sup>1, e</sup>, Yuliya Denisova<sup>1, 2, f</sup>, Valery Rubtsov<sup>1, e</sup>

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

<sup>2</sup> Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, 2/3 Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634055, Russian Federation

<sup>a</sup> <https://orcid.org/0000-0002-2839-5249>, [kav@ispms.tsc.ru](mailto:kav@ispms.tsc.ru), <sup>b</sup> <https://orcid.org/0000-0001-9177-6602>, [ovs@ispms.ru](mailto:ovs@ispms.ru),  
<sup>c</sup> <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, [eak@ispms.tsc.ru](mailto:eak@ispms.tsc.ru), <sup>d</sup> <https://orcid.org/0000-0001-8507-3417>, [aaz@ispms.tsc.ru](mailto:aaz@ispms.tsc.ru),  
<sup>e</sup> <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, [vav@ispms.tsc.ru](mailto:vav@ispms.tsc.ru), <sup>f</sup> <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>, [yukolubaeva@mail.ru](mailto:yukolubaeva@mail.ru),  
<sup>g</sup> <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, [rvy@ispms.tsc.ru](mailto:rvy@ispms.tsc.ru)

### ARTICLE INFO

#### Article history:

Received: 14 June 2018

Revised: 03 July 2018

Accepted: 15 August 2018

Available online: 15 September 2018

#### Keywords:

Laser welding  
 Constructional steel  
 Welded joint  
 Dendrite structure  
 Microstructure  
 Defects  
 Tensile strength

#### Funding:

This work was financially supported by Russian Federation Ministry of Education and Science (agreement No 14.607.21.0190, project identifier RFMEFI60717X0190)

### ABSTRACT

**Introduction.** The technological process of manufacturing products made from structural steels is often complicated by the poor quality of welded joints during arc and gas flame welding due to high residual stresses and deformation caused by a high level of heat input into the welding zone. The example of an effective solution of this problem is development and adaptation of advanced joining techniques such as laser welding as a method of fuse welding. Due to high-power density and welding speed, as well as narrow heat-affected zone, laser welding provides lowest deformation of welded joints. Laser welding, as an advanced technology, is applied for various metals joining. **Goal of research** is to reveal the regularities in the formation of the crystallographic structure of welds of structural steel plates 13Mn6, formed as a result of laser welding, including the ultrasonic treatment during welding process, to conduct analysis of the defects formed and to perform the tensile tests. **Results and Discussion.** Optical and scanning electron microscopy results revealed gradient structure of the welds, which is characterized by the presence of a fusion zone, an overheating zone located on the boundary with a molten metal zone but not melted, and a normalization zone with a fine-grained structure. The fusion zone is formed by dendrites oriented toward the center of the weld. The internal structure of dendrites consists of packets with a rack structure, formed as a result of the  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation. The spaces between the racks are separated by interlayers, consisting, presumably, of residual austenite. The overheating zone is characterized by a coarse-grained ferritic structure with a ferrite of the Widemanstatten type, which needles come up from the boundaries into the interior of the main grain. A fine-grained ferrite-perlite structure in the normalization zone indicates the complete phase-recrystallization of the grain of the initial steel. When varying the laser power and the welding speed, it was found that the defectiveness of the welds is more affected by the welding speed. The ultrasonic treatment in the process of fusion penetration made it possible to eliminate large pores formed in the welds.

**For citation:** Kolubaev A.V., Sizova O.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Vorontsov A.V., Denisova Yu.A., Rubtsov V.E. Structural features of laser welded 13Mn6 constructional steel. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 123–133. doi:10.17212/1994-6309-2018-20.3-123-133. (In Russian).

### References

1. Sharma R.S., Molian P. Weldability of advanced high strength steels using an Yb:YAG disk laser. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, iss. 11, pp. 1888–1897. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2011.06.009.

#### \* Corresponding author

Kolubaev Alexanler V., D.Sc. (Engineering), Professor  
 Institute of Strength Physics and Materials Science  
 of the Siberian Branch of the RAS  
 2/4, pr. Akademicheskii  
 Tomsk, 634055, Russian Federation  
 Tel.: 8 (382) 228–69–70, e-mail: kav@ispms.ru



2. Vora H.D., Santhanakrishnan S., Harimkar S.P., Boetcher S.K.S., Dahotre N.B. Evolution of surface topography in one-dimensional laser machining of structural alumina. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, vol. 32, pp. 4205–4218. doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.06.015.
3. Zhang X., Huang T., Yang W., Xiao R., Liu Z., Li L. Microstructure and mechanical properties of laser beam-welded AA2060 Al–Li alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 237, pp. 301–308. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2016.06.021.
4. Gu Z., Yu S., Han L., Li X., Xu H. Influence of welding speed on microstructures and properties of ultra-high strength steel sheets in laser welding. *ISIJ International*, 2012, vol. 52, iss. 3, pp. 483–487. doi: 10.2355/isijinternational.52.483.
5. Bataev I.A., Bataev A.A., Burov V.G., Lizunkova Ya.S., Zakharevich E.E. Structure of widmanstätten crystals of ferrite and cementite. *Steel in Translation*, 2008, vol. 38, iss. 8, pp. 684–687. doi: 10.3103/S0967091208080251.
6. Farabi N., Chen D.L., Zhou Y. Fatigue properties of laser welded dual-phase steel joints. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, pp. 835–843. doi: 10.1016/j.proeng.2010.03.090.
7. Xu W., Westerbaan D., Nayak S.S., Chen D.L., Goodwin F., Zhou Y. Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints. *Materials & Design*, 2013, vol. 43, pp. 373–383. doi: 10.1016/j.matdes.2012.07.017.
8. Guo W., Wan Z., Penga P., Jia Q., Zou G., Peng Y. Microstructure and mechanical properties of fiber laser welded QP980 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 256, pp. 229–238. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.02.015.
9. Zhang Y., Chen G., Zhou C., Jiang Y., Zhong P., Li S. Pores formation in laser–MAG welding of 42CrMo steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 245, pp. 309–317. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.029.
10. Sun J., Nie P., Fenga K., Li Z., Guo B., Jiang E. The elimination of pores in laser welds of AISI 304 plate using different shielding gases. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 248, pp. 56–63. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.011.
11. Ren W., Lu F., Yang R., Liu X., Li Z. Liquation cracking in fiber laser welded joints of inconel 617. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 226, pp. 214–220. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.07.004.
12. Seto N., Katayama S., Matsunawa A. High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO<sub>2</sub> laser welding: effect of shielding gas on porosity formation. *Journal of Laser Applications*, 2000, vol. 12 (6), pp. 245–250. doi: 10.2351/1.1324717.
13. Tsukamoto S. High speed imaging technique. Part 2 – High speed imaging of power beam welding phenomena. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, vol. 16, iss. 1, pp. 44–55. doi: 10.1179/136217110X12785889549949.
14. Lu F., Li X., Li Z., Tang X., Cui H. Formation and influence mechanism of keyhole-induced porosity in deep-penetration laser welding based on 3D transient modeling. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2015, vol. 90, pp. 1143–1152. doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.07.041.
15. Zhao H., Niu W., Zhang B., Lei Y., Kodama M., Ishide T. Modeling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2011, vol. 44, pp. 485302/1–485302/13. doi: 10.1088/0022-3727/44/48/485302.
16. Smirnova N., Misyurov A. Features of structure formation during laser treatment. *Vestnik Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Seriya: Mashinostroenie = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2012, no. 6, pp. 115–129. doi: 10.18698/2308–6033–2012–6–233. (In Russian).
17. Ignatov A. Power CO<sub>2</sub> laser steel welding. Pt. 3. *Fotonika = Photonics*, 2009, no. 4, pp. 12–16. (In Russian).
18. Burov V.G., Alkhimov A.P., Bataev I.A., Golovin E.D., Kornienko E.E. Structure of steel welds produced by energy sources of high concentration. *Doklady Akademii nauk vysshei shkoly Rossiiskoi Federatsii = Proceedings of the Russian higher school Academy of sciences*, 2012, no. 1 (8), pp. 52–60. (In Russian).

## Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

## 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, степенью 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, подводящих 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 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>). 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, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «**Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов**» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «**The author declare no conflict of interest**»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» [http://journals.nstu.ru/obrabotka\\_metallov/rules](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules).

*Редакция и редакционный совет журнала  
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

## 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», «например», «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:  $t$ , °C;  $V$ , 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.

Таблица  
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 °C, 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  $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ , так и скобок: J/(mol · K) или  $J \cdot (mol \cdot K)^{-1}$ , 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°–10°, а не 5–10°.

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,а).

В географических координатах широты отделяются пробелами: 56,5 °С или 56,5 °N; 85,0 °В или 85,0 °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!**).

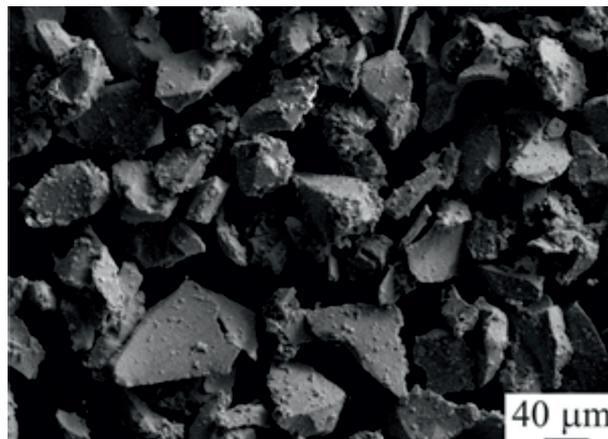


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка  $B_4C-Ni-P$

Fig. 1. The particles of  $B_4C-Ni-P$  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. *Obrabotka 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

*(Авторам 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. Ключков, 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 / H. Zhu, Y. Niu, C. Lin, L. Huang, H. 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

*(Авторам 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 praying, Boron carbide, B<sub>4</sub>C-Ni-P, Coating

# ОБРАБОТКА

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

# МЕТАЛЛОВ

## ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ**

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



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.



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



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

**Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:**



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



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



[metal\\_working@mail.ru](mailto:metal_working@mail.ru)



Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г.

Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X

Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590

**НОВОСИБИРСК**

## 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 %

- 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)

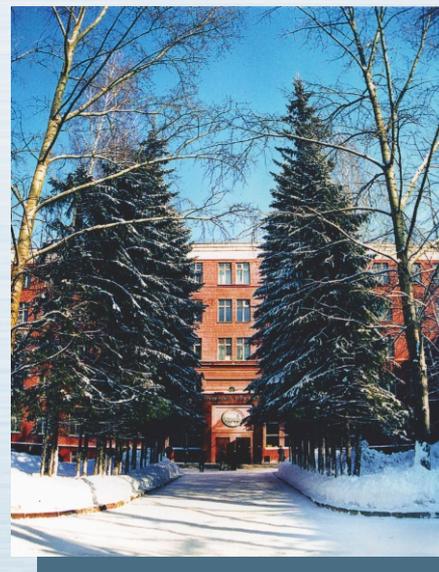
С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier (DOI)*. Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов *CrossRef*.

### 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;
- 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;



## 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/>

