

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 22, Номер 3

ИЮЛЬ – СЕНТЯБРЬ 2020

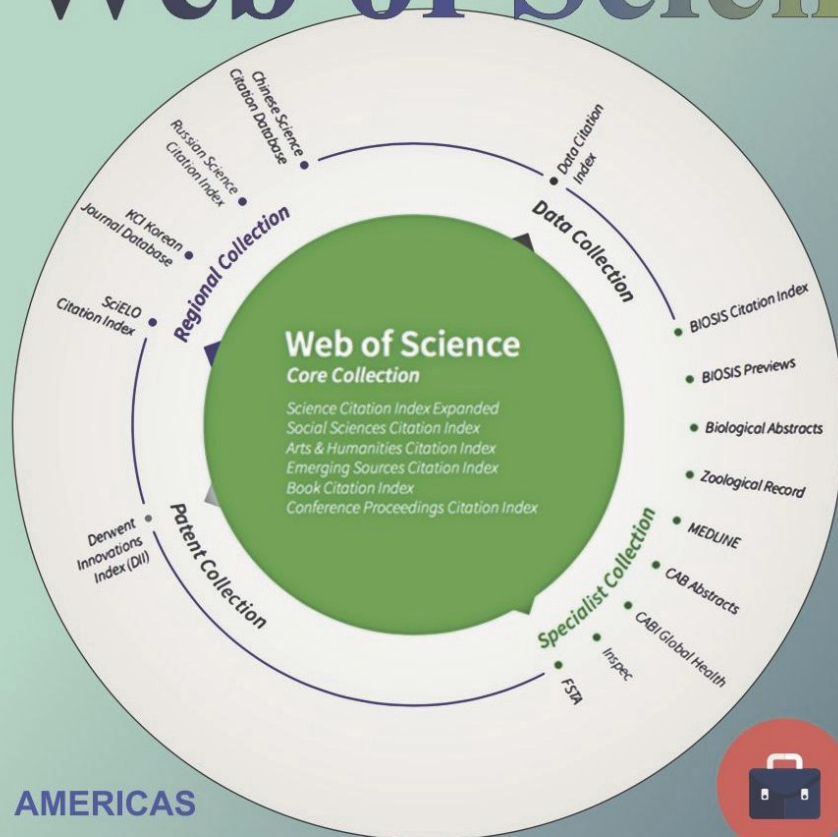
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ПЛАТФОРМА Web of Science



Academic
Search™
Ultimate



Applied Science
& Technology
Source™ Ultimate



Business Source®
Ultimate



Humanities Source™ Ultimate



Sociology Source™ Ultimate

AMERICAS

Philadelphia +1 800 336 4474
+1 215 386 0100

EUROPE, MIDDLE EAST AND AFRICA

London +44 20 7433 4000

ASIA PACIFIC

Singapore +65 6411 6888
Tokyo +81 3 5218 6500

For a complete
office list, visit:
clarivate.com

EBSCO

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

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 22 № 3 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

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

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

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген.директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **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 РАН, 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, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимьянов 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 НПО и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук,
ректор НГТУ

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук.

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

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

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при
обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка
на журнал при перепечатке обязательна.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

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

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

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

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

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

Тел. +7 (383) 346-17-75

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

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

Цена свободная

16+

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Шлыков Е.С., Абляз Т.Р., Муратов К.Р. Обеспечение точности проволочно-вырезной электроэрозионной обработки изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов.....	6
Кузнецов М.А., Данилов В.И., Крампит М.А., Чинахов Д.А., Слободян М.С. Механические и трибологические свойства металлической стенки, выращенной электродуговым способом в среде защитных газов...	18
Кисель А.Г., Белан Д.Ю., Тодер Г.Б. Исследование возможности чистовой лазерной обработки заготовок из алюминиевого сплава Д16.....	33

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Лапшин В.П., Христофорова В.В., Носачев С.В. Взаимосвязь температуры и силы резания с износом и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов.....	44
--	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Минералокерамический композиционный материал: синтез и фрикционные свойства.....	59
Рашковец М.В., Никулина А.А., Климова-Корсмик О.Г., Бабкин К.Д., Матц О.Э., Маццаризи М. Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией.....	69
Пугачева Н.Б., Бабайлов Н.А., Быкова Т.М., Логинов Ю.Н. Структура, фазовый состав и микро-механические свойства брикетированного алюминия.....	82
Кучумова И.Д., Батраев И.С., Черкасова Н.Ю., Ухина А.В., Штерцер А.А., Хорхе А.М. Коррозионная стойкость детонационных покрытий $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ в условиях воздействия соляного тумана.....	95
Соколов Р.А., Новиков В.Ф., Муратов К.Р., Венедиктов А.Н. Определение взаимосвязи фактора разнотекстурности и скорости коррозии конструкционной стали.....	106

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Рекомендации по написанию научной статьи	126
Подготовка аннотации	130
Правила для авторов	133

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 07.09.2020. Выход в свет 15.09.2020. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 17,5. Уч.-изд. л. 32,55. Изд. № 150. Заказ 808. Тираж 300 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 22 No.3 2020 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

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

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

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

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

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



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



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

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

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

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

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

EDITORIAL COUNCIL CHAIRMAN:

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

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

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

The Federal Republic of Germany:

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

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

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

The Spain:

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

The Republic of Belarus:

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

The Ukraine:

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

The Russian Federation:

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

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

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

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

Aleksandr N. 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), Corresponding Member of RAS,
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)
M.N. Miheev Institute of Metal Physics,
Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

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

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

Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Muratov K.R. Ensuring the Accuracy of Wire-cutting EDM processing of Products made of Hard-to-Handle Materials.....	6
Kuznetsov M.A., Danilov V.I., Krampit M.A., Chinakhov D.A., Slobodyan M.S. Mechanical and Tribological Properties of a Metal Wall Grown by an Electric Arc Method in an Atmosphere of Shielding Gas.....	18
Kisel' A.G., Belan D.Yu., Toder G.B. Investigation of the Possibility of Finishing Laser processing of Aluminum Alloy D16 Workpieces.....	33

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Lapshin V.P., Khristoforova V.V., Nosachev S.V. Relationship of Temperature and Cutting Force with Tool Wear and Vibration in Metal Turning.....	44
---	----

MATERIAL SCIENCE

Bolotov A.N., Novikov V.V., Novikova O.O. Mineral Ceramic Composite Material: Synthesis and Friction Behavior.....	59
Rashkovets M.V., Nikulina A.A., Klimova-Korsmik O.G., Babkin K.D., Matts O.E., Mazzarisi M. The Phase Composition of the Nickel-based Inconel 718 Alloy obtained by Additive Technology.....	69
Pugacheva N.B., Babailov N.A., Bykova T.M., Loginov Y.N. The Structure, Phase Composition and Micromechanical Properties of Briquetted Aluminum.....	82
Kuchumova I.D., Batraev I.S., Cherkasova N.Y., Ukhina A.V., Shtertser A.A., Jorge A.M. The Influence of Salt fog Exposure on Corrosion Resistance of Detonation Coatings $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$	95
Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Determination of the Relationship between the Factor of Grain Size Factor and the Corrosion Rate of Structural Steel.....	106

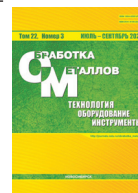
EDITORIAL MATERIALS

Guidelines for Writing a Scientific Paper	126
Abstract requirements	130
Rules for authors	133



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Обеспечение точности проволочно-вырезной электроэрозионной обработки изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов

Евгений Шлыков^{a, *}, Тимур Абляз^b, Карим Муратов^c

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект 29, г. Пермь, 614990, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-8076-0509>,  Kruspert@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-6607-4692>,  lowrider11-13-11@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7612-8025>,  Karimur_80@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.1.9

История статьи:

Поступила: 29 апреля 2020

Рецензирование: 13 мая 2020

Принята к печати: 02 июня 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Проволочно-вырезная
 электроэрозионная обработка
 Режимы обработки
 Электрод-инструмент
 Точность обработки

Финансирование:

Работа выполнена при поддержке
 Министерства науки и высшего
 образования Российской Федерации
 по государственному заданию
 FSNM-2020-0028.

АННОТАЦИЯ

Введение. С целью повышения эксплуатационных свойств выпускаемой номенклатуры изделий в машиностроении используются материалы, имеющие повышенные физико-механическими свойствами. Применение таких материалов позволяет изготавливать изделия малых габаритов, но обладающих высокими функциональными возможностями. При обработке таких материалов происходит значительный износ режущего инструмента, а при обработке изделий сложного профиля необходимо применять дополнительную оснастку. Данные факторы увеличивают себестоимость изготовления годных изделий. Для обработки таких изделий целесообразно применять электрофизические методы обработки, одним из которых является технология проволочно-вырезной электроэрозионной обработки (ПВЭЭО). Статья посвящена теоретическому и регрессионному моделированию величины ширины реза при ПВЭЭО труднообрабатываемых материалов. Предметами исследования являются: величина межэлектродного зазора, точность при ПВЭЭО труднообрабатываемых материалов. Цель работы – повышение точности процесса ПВЭЭО сложнопрофильных изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов. **Методы.** Экспериментальные исследования проводились по методу классического эксперимента и регрессионного анализа. Для проведения экспериментов использовали проволочно-вырезной электроэрозионный станок *ELECTRONICA EcoCut*. Эксперименты проводились на среднем режиме обработки: время включения импульсов – 10 мкс, коэффициент заполнения импульсами – 30 %, напряжение – 75 В. В процессе обработки использовалась латунная проволока *bercocut* ($d = 0,25$ мм) и чистая дистиллированная вода. **Результаты и обсуждения.** Получены теоретическая и регрессионная модель для расчета ширины реза при ПВЭЭО изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов. Показана зависимость параметра от режимов обработки и физико-механических свойств материала. Установлено, что при варьировании коэффициента заполнения $T_{\text{зап}}$ функция отклика изменяется согласно квадратичной зависимости. Максимальная величина ширины реза $B = 350$ мкм достигается при $T_{\text{зап}} = 40$ % и времени включения импульсов $T_{\text{он}} = 15$ мкс. Написана рабочая программа, с помощью которой возможно рассчитать значение ширины реза, а также величину коррекции, вносимой в рабочую программу для выполнения годного размера. Обеспечена точность изготовления детали «крайний лист статора». Данная технология внедрена при производстве изделий нефтедобывающего оборудования.

Для цитирования: Шлыков Е.С., Абляз Т.Р., Муратов К.Р. Обеспечение точности проволочно-вырезной электроэрозионной обработки изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 6–17. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-6-17.

Введение

В настоящее время наблюдается тенденция к усложнению геометрических форм деталей, входящих в состав машин и механизмов. Изделия изготавливаются из современных конструкци-

онных материалов с повышенными физико-механическими свойствами, что позволяет повысить надежность всего механизма. В работах [1, 2] отмечено, что номенклатура сложнопрофильных деталей увеличивается с каждым годом и в настоящее время составляет порядка трети от всей доли выпускаемых изделий.

Сложная геометрическая форма изделия в сочетании с повышенными механическими свойствами конструкционного материала накладывает технологические ограничения на спо-

*Адрес для переписки

Шлыков Евгений Сергеевич, к.т.н., доцент
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
 Комсомольский проспект, 29,
 614990, г. Пермь, Россия.
 Тел: 8 (342) 2-198-324, e-mail: Kruspert@mail.ru

соб формообразования. Зачастую невозможно полноценно использовать накопленный опыт и технологические рекомендации по обработке резанием металлов, что вызывает необходимость проведения дополнительных исследований [3–8]. Наблюдается переход от традиционных лезвийных способов обработки к электрофизическим методам, таким как проволочно-вырезная электроэрозионная обработка (ПВЭЭО). С помощью данной технологии возможна обработка криволинейного профиля с заданной точностью, а также изделий, имеющих малые габариты, независимо от физико-механических характеристик обрабатываемого материала.

Литературные источники и технологические таблицы указывают на то, что при сравнении производительности различных методов обра-

ботки материалов электроэрозионная обработка позволяет обеспечивать скорость резания, сопоставимую с традиционными лезвийными методами, используя меньшие затраты энергии [3, 4, 6, 11]. Сравнение производительности (в логарифмических координатах) для разнообразных методов обработки представлено на рис. 1.

Отмечено, что применение технологий гидроабразивной, лазерной и плазменной резки становится эффективным при освоении изделий, не имеющих жестких требований по точности обработки. Однако при обработке данными методами значение ширины реза не позволяет изготовление и последующую обработку изделий, имеющих небольшие габариты. На рис. 2 показано пропорциональное отношение ширины реза при обработке различными методами, а

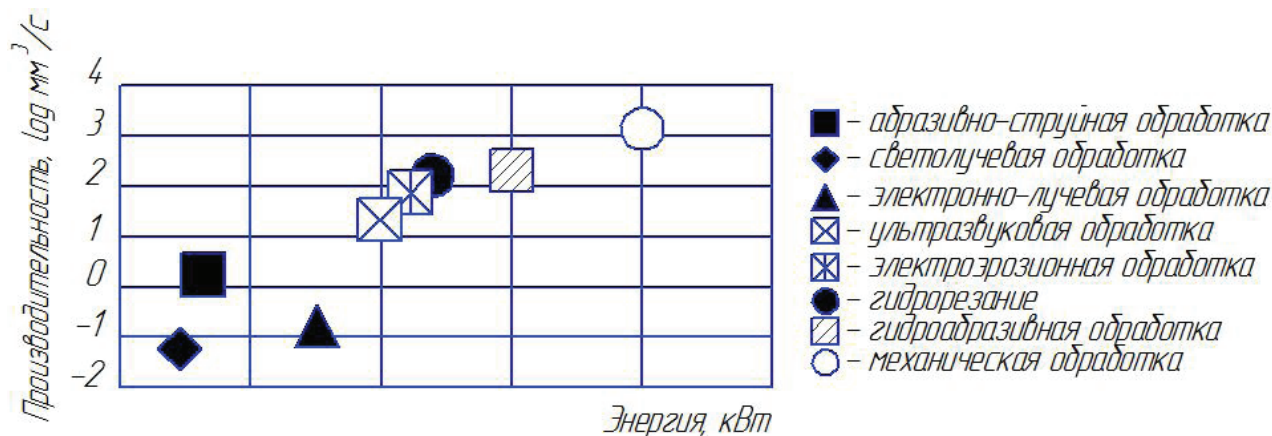


Рис. 1. Значения производительности методов обработки

Fig. 1. Processing performance values

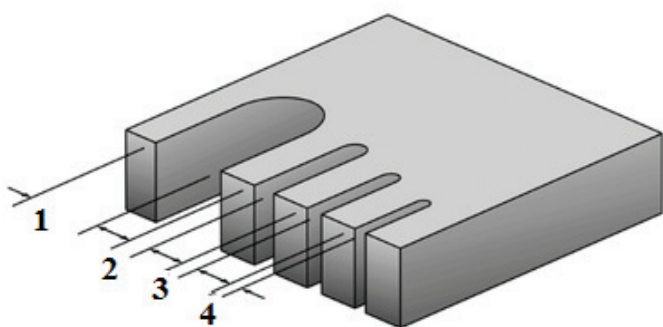


Рис. 2. Ширина реза при различных видах обработки:

1 – плазменная резка; 2 – лазерная резка; 3 – гидроабразивная резка; 4 – электроэрозионная обработка

Fig. 2. Cutting width for various types of processing:

1 – plasma cutting; 2 – laser cutting; 3 – hydroabrasive cutting; 4 – electric discharge machining

также, что наименьшую ширину реза можно обеспечить с помощью метода ПВЭЭО. Одним из факторов, влияющих на обеспечение точности при ПВЭЭО труднообрабатываемых материалов, является величина межэлектродного зазора. Погрешность межэлектродного зазора зависит от неоднородностей структур электрода-инструмента (ЭИ) и обрабатываемой заготовки, а также свойств рабочей жидкости (РЖ).

Количество удаляемого с заготовки металла и размеры электроэрозионных лунок зависят от следующих факторов: свойства РЖ, физико-механические свойства заготовки, а также параметры обработки (рис. 3). Соответственно при ПВЭЭО труднообрабатываемых материалов на поверхности заготовки образуются лунки,

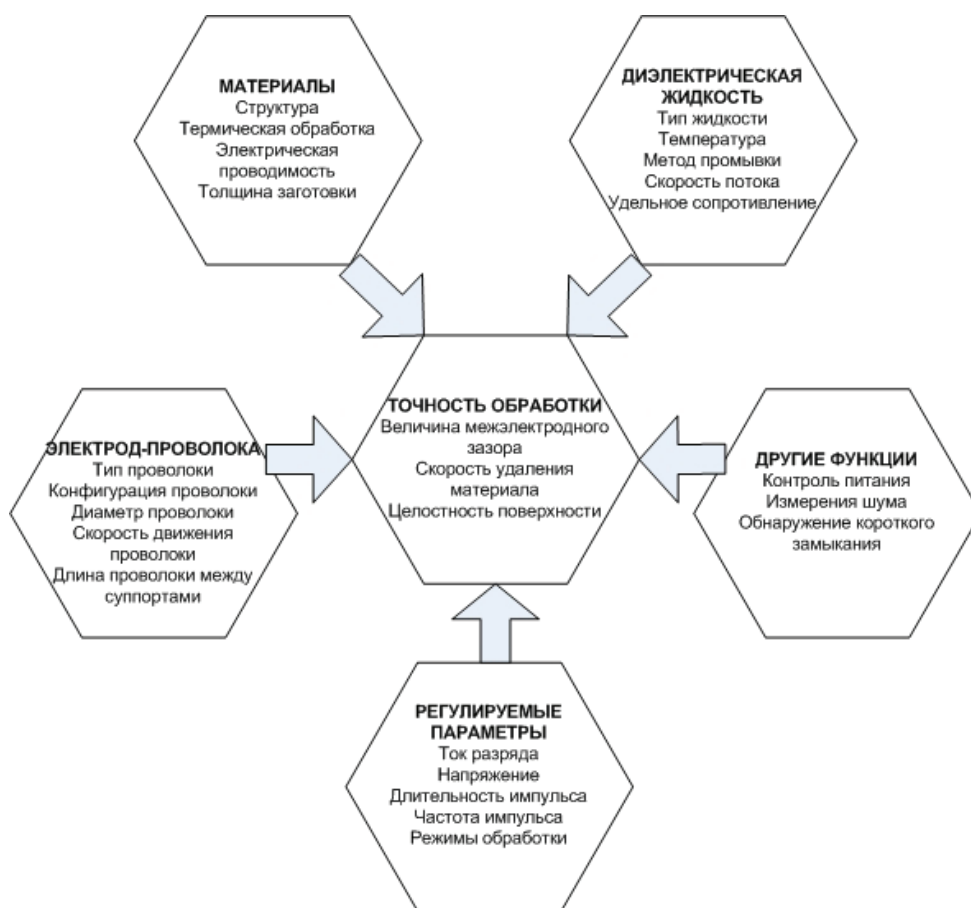


Рис. 3. Факторы, влияющие на точность ПВЭЭО

Fig. 3. Factors affecting accuracy of EDM

имеющие различные размеры. Данный фактор существенно усложняет прогнозирование значения межэлектродного зазора, а также соответственно соблюдение точности ПВЭЭО [8–10]. На рис. 3 показано, что на точность обработки влияет совокупность различных факторов.

На сегодняшний день существует потребность в разработке теоретических моделей, которые позволяют находить параметры обработки для процесса ПВЭЭО труднообрабатываемых изделий, обеспечивающих необходимую точность [11–14].

Актуальной задачей является получение теоретической и эмпирической зависимости влияния параметров электроэрозионной обработки, физико-механических свойств материала и толщины заготовки на формирование точности ПВЭЭО поверхностей сложного профиля изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов.

Цель работы: повышение точности процесса ПВЭЭО сложного профиля изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов.

Задачи

1. Разработать теоретическую и эмпирическую модель для расчета ширины реза при ПВЭЭО изделий, выполненных из труднообрабатываемых материалов. Данные модели обеспечат прогнозирование точности обработки, основываясь на физико-механических характеристиках обрабатываемого материала, а также режимах резания.

2. Вычислить необходимое значение коррекции траектории движения ЭИ рабочей программы, обеспечивающее заданную точность ПВЭЭО при изготовлении изделия типа «крайний лист статора».

Методика исследований

В качестве обрабатываемых материалов заготовок использовали закаленную сталь 30ХГС и сталь 40Х (ГОСТ 4543–71), а также титан ВТ-01 (ГОСТ 19807–91). Толщина обрабатываемых заготовок составляла 3 мм.

Оборудование – ПВЭЭ станок *Electronica EcoCut*. В качестве электрода инструмента (ЭИ)

выбрана латунная проволока марки *BercoCut* диаметром 0,25 мм, а в качестве рабочей жидкости применяют чистую дистиллированную воду. Для измерения ширины реза B (мкм) использован микроскоп *Olympus GX51*, увеличение 100 крат.

В работе представлена регрессионная зависимость, полученная с помощью факторного планирования эксперимента. Для оценки оптимальности применялось ортогональное центральное композиционное планирование. Ортогональность обеспечивает оценку всех коэффициентов регрессии независимо друг от друга [13–15]. Экспериментальная часть по ос-

новному плану проведена для стали 40Х (ГОСТ 4543–71). Расширение матрицы для стали 30ХГС и титана ВТ-01 осуществлялось путем проведения выборочных экспериментов в центре плана и последующим расчетом поправочного коэффициента.

Входными факторами выбраны: U – напряжение, В; T_{on} – время действия импульса, мкс; T_{au} – коэффициент заполнения импульсами, %.

Кодированные параметры представлены в табл. 1. Выходным параметром является значение ширины электроэрозионного реза. Ширина реза включается в себя диаметр ЭИ и величину бокового зазора.

Таблица 1

Table 1

Кодирование параметров
Parameter Encoding

Факторы	Нижний уровень	Верхний уровень	Средний уровень	Нижнее «звездное» плечо	Верхнее «звездное» плечо
U , В	50	100	75	40	110
T_{on} , мкс	5	15	10	2	20
T_{au} , %	10	50	30	5	60

Каждый эксперимент для достоверности повторялся по три раза. Матрица планирования эксперимента с учетом «звездного» плеча показана в табл. 2.

Проверки однородности и адекватности модели представлены в работе [16]. Значимость коэффициентов оценивалась с помощью критерия Стьюдента. Адекватность модели проверялась по критерию Фишера [16].

Результаты и их обсуждение

В связи с тем что технология проволоочно-вырезной электроэрозионной обработки является бесконтактным методом резки, при проектировании получения годного изделия и расчете ширины реза стоит учитывать размер ЭИ ($2R$), величину межэлектродного зазора (МЭЗ) и вносить корректировки в управляющую рабочую программу (рис. 4). Правильная коррекция позволяет обеспечивать необходимую точность обработки.

При теоретическом моделировании ширины реза рассматривается физическая полагающая процесса ПВЭЭО. Суть данного процесса заключается в том, что между ЭИ и ЭД возникает энергия разряда искры, которая преобразуется в тепловую энергию. Перенос энергии способствует разрушению и съему материала. Количество снятого материала с заготовки за время действия единичного импульса оценивается коэффициентом съема материала *Material Removal Rate (MRR)*. Данный коэффициент можно рассчитать по формуле [15, 17–18]

$$MRR = \frac{m}{T_{on}}, \quad (1)$$

где T_{on} – время действия единичного импульса (мкс); m – масса материала (кг).

Анализ литературных данных [2, 15, 18–21] показал, что MRR зависит от величины МЭЗ S (м), линейной скорости обработки Q_d (м/с), физико-механических свойств обрабатываемого

Таблица 2

Table 2

Матрица ортогонального центрально-композиционного плана

Planning matrix

№ п/п	X_0	X_1 (U , В)	X_2 (T_{on} , мкс)	X_3 (T_{au} , %)	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	X_4	X_5	X_6
1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	0.27	0.27	0.27
2	+1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	0.27	0.27	0.27
3	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	0.27	0.27	0.27
4	+1	+1	+1	-1	+1	-1	-1	0.27	0.27	0.27
5	1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	0.27	0.27	0.27
6	+1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	0.27	0.27	0.27
7	+1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	0.27	0.27	0.27
8	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	0.27	0.27	0.27
9	+1	-1.215	0	0	0	0	0	0.746	-0.73	-0.73
10	+1	+1.215	0	0	0	0	0	0.746	-0.73	-0.73
11	+1	0	-1.215	0	0	0	0	-0.73	0.746	-0.73
12	+1	0	+1.215	0	0	0	0	-0.73	0.746	-0.73
13	+1	0	0	-1.215	0	0	0	-0.73	-0.73	0.746
14	+1	0	0	+1.215	0	0	0	-0.73	-0.73	0.746
15	+1	0	0	0	0	0	0	-0.73	-0.73	-0.73

материала, а также высоты обрабатываемой заготовки h (м).

Коэффициент съема материала вычисляем по формуле

$$MRR = 2(R + S)h\rho Q_d(q, h), \quad (2)$$

где R – радиус ЭИ (м); S – межэлектродный зазор (м); ρ – плотность обрабатываемого материала (кг/м^3); h – высота заготовки (м); $Q_d(q, h)$ – линейная скорость обработки.

Энергия, выделяемая во время пробоя между ЭИ и ЭД, согласно закону сохранения энергии переходит в тепловую энергию. Энергия импульса $W_{\text{и}}$ (Дж), которая выделяется в межэлектродном зазоре, распределяется между ЭИ и ЭД, обеспечивает удаление металла с заготовки [1]. Энергию импульса рассчитываем по формуле

$$W_{\text{и}} = \int_0^{t_u} UI dt_{on}, \quad (3)$$

где U – напряжение на электродах, В; I – сила тока, А; T_{on} – время действия импульса, мкс.

Для обеспечения постоянства значений данных величин уравнение (3) можно записать в виде

$$W_{\text{и}} = UIT_{on}. \quad (4)$$

Равномерное формирование искрового разряда при электроэрозионной обработке зависит от ряда факторов. Для повышения точности уравнения (3) вводится поправочный коэффициент, учитывающий долю полезного использования энергии импульса $\eta_{\text{и}}$ [1, 15]. Данный коэффициент можно рассчитать по формуле

$$\eta_{\text{и}} = (1 - K_1)(1 - K_2), \quad (5)$$

где K_1 – коэффициент, учитывающий потери энергии при нагреве и испарении РЖ; K_2 – коэффициент, учитывающий потери энергии при нагреве электрода-инструмента.

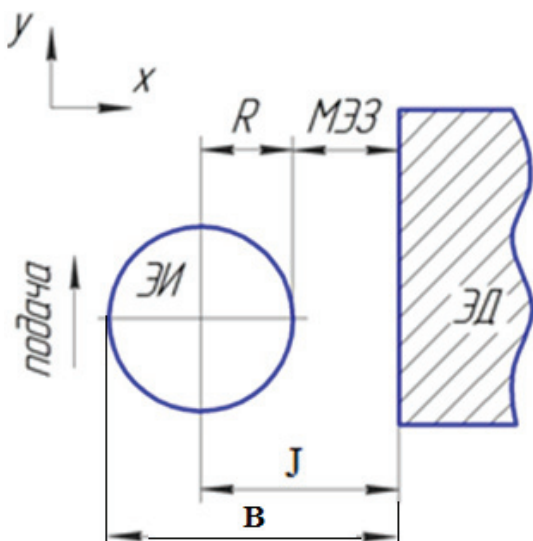


Рис. 4. Формирование величины коррекции J и ширины реза B в плоскости обработки XY :

R – радиус ЭИ (м); ЭИ – электрод-инструмент; МЭЗ – межэлектродный зазор (м); ЭД – электрод-деталь; J – коррекция (м); B – ширина реза (м)

Fig. 4. The formation of the correction value J and cutting width B in the processing plane XY :

R is the radius of the electrode tool (m); EI – electrode-tool; MEZ – interelectrode gap (m); ED – electrode-part; J – correction (m); B – cutting width (m)

Для плавления ЭД на его поверхность подается определенное количество теплоты Q (Дж). Это тепло, используемое для нагрева, а соответственно и плавления и последующего испарения массы ЭД, определяется по формуле

$$Q = m(C_{\text{ТВ}}\Delta T_{\text{пл}} + \lambda_{\text{пл}} + r), \quad (6)$$

где m – масса заготовки, кг; $c_{\text{ТВ}}$ – удельная теплоемкость материала в твердом состоянии, Дж/кг·К; ΔT – разность температур начальной и конечной точки нагрева, К; $\lambda_{\text{п}}$ – удельная теплота плавления материала, Дж/кг; r – удельная теплота парообразования, Дж/кг.

Если $K = (c_{\text{ТВ}}\Delta T_{\text{пл}} + \lambda_{\text{пл}} + C_{\text{ж}}\Delta T_{\text{ж}} + r)$, где $c_{\text{ж}}$ – удельная теплоемкость материала в жидком состоянии, Дж/кг·К, тогда становится возможным из уравнений (4) и (6) выразить значение времени действия импульса и массы материала. Подставляем данные значения в выражение (1):

$$MRR = \frac{Q\eta_{\text{и}}UI}{KW_{\text{и}}} = \frac{\eta_{\text{и}}UI}{K}. \quad (7)$$

Уравниванием выражений (2) и (7) становится возможным вычислить величину МЭЗ:

$$S = \frac{\eta_{\text{и}}UI}{K \cdot 2h\rho Q_{\text{л}}(q, h)} - R. \quad (8)$$

В качестве ЭИ на проволочно-вырезных электроэрозионных станках используется проволока, обладающая различным диаметром. Самым распространенным видом ЭИ является латунная проволока, имеющая диаметр 0,25 мм. Чтобы рассчитать значение коррекции J , нужно к значению межэлектродного зазора S (8) прибавить величину радиуса проволоки, а для расчета ширины реза B – величину диаметра проволоки:

$$B = \frac{\eta_{\text{и}}UI}{K \cdot 2h\rho Q_{\text{л}}(q, h)} + R. \quad (9)$$

Данная теоретическая модель позволяет рассчитать значение ширины реза и соответственно величину коррекции для изменения управляющей рабочей программы. Внесением данной коррекции становится возможным получение годного размера.

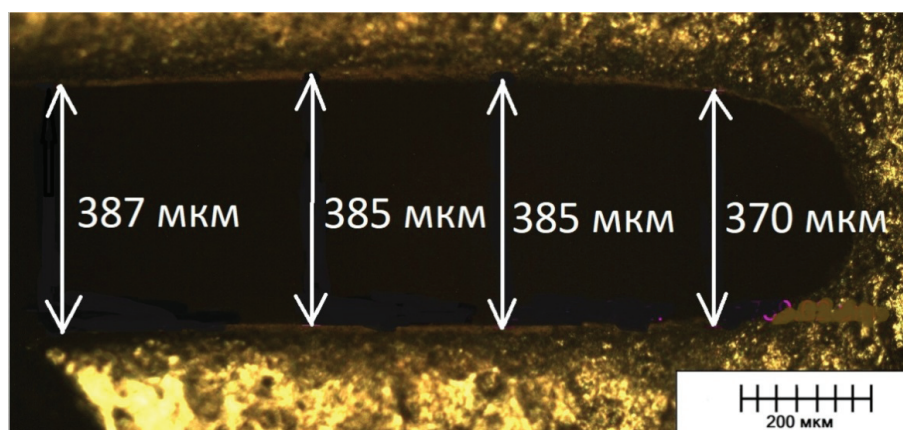
Уравнение (9) говорит о том, что ширина реза и значение коррекции варьируются в зависимости от физико-механических свойств обрабатываемого материала, высоты обрабатываемой заготовки, а также режимов резания.

Для подтверждения теоретической модели проведен факторный эксперимент по измерению величины ширины реза. Согласно проведенному эксперименту, а также сопутствующему регрессионному анализу получена регрессионная зависимость, позволяющая рассчитать величину бокового межэлектродного зазора:

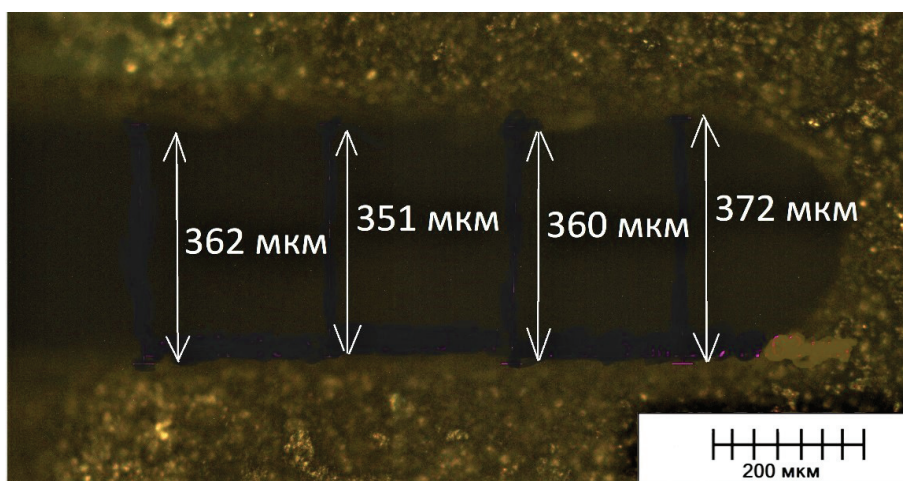
$$Y = l \left(0.03 + 0.0003U^2 - 0.003T_{\text{аи}} - 0.003U + 0.0001T_{\text{он}}T_{\text{аи}} - 0.0014T_{\text{он}} - 0.0003T_{\text{аи}}^2 + 0.01T_{\text{аи}} \right), \quad (10)$$

где l – это коэффициент, полученный путем выборочного повторения экспериментов в центре плана для материала стали 30ХГС и титана ВТ-01 и учитывающий физико-механические свойства данных материалов

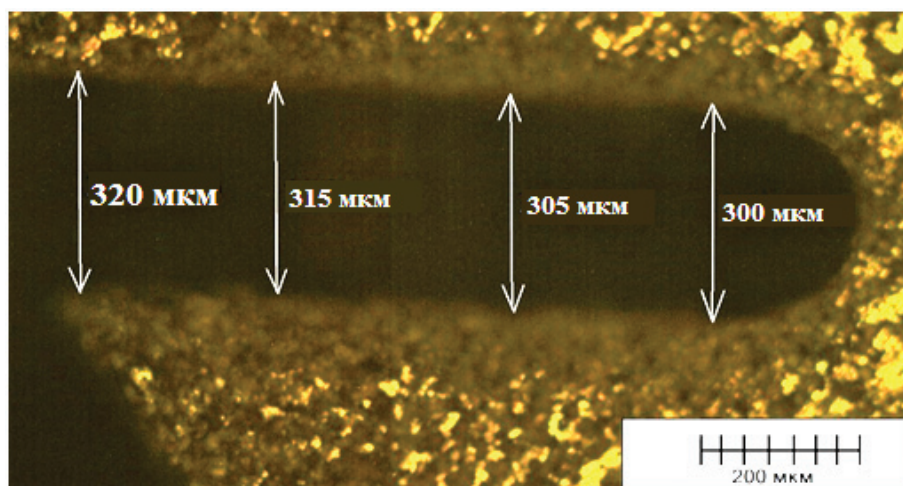
На рис. 5 представлены результаты эксперимента по замеру ширины реза при обработке закаленных сталей 30ХГС и 40Х и титана марки ВТ-01 (факторы соответствуют значениям центра плана).



a



б



в

Рис. 5. Ширина реза при обработке латунным ЭИ диаметром 0,25 мм различных материалов:

a – закаленная сталь 30ХГС; *б* – закаленная сталь 40Х; *в* – титан ВТ-01

Fig. 5. The width of the cut when processing brass EI with a diameter of 0.25 mm of various materials:

a – hardened steel 30KhGS; *б* – hardened steel 40Kh; *в* – titanium VT-01

Анализ данной регрессионной зависимости, выполненной для заготовки из стали 40Х, установил, что на значение ширины реза влияет совокупность всех входных факторов. Для наглядного рассмотрения регрессионной зависимости представляем ее в виде гиперповерхности (рис. 6).

Из рис. 6 можно сделать вывод о том, что при варьировании коэффициента заполнения T_{au} функция отклика изменяется согласно квадратичной зависимости. Изменение величины длительности импульса T_{on} проходит по линейной зависимости. Установлено, что наибольшее значение ширина реза, равное 350 мкм, достигается при $T_{au} = 40\%$, $T_{on} = 15$ мкс. При использовании данных результатов становится возможным корректировать размер ЭИ и обеспечивать показатели точности ПВЭЭО.

На рис. 7 показано расхождение величины ширины реза, рассчитанное теоретическим методом, регрессионным анализом и полученное в результате экспериментов. С увеличением физико-механических свойств материала (в данном случае теплопроводности, температуры плавления) уменьшается величина межэлектродного зазора. Это подтверждается полученными экспериментальными данными.

Из рис. 7 также видно, что расхождение теоретической модели и регрессионной модели составляет не более 10 %, что говорит об адекватности этих моделей.

На основе полученной теоретической модели написана управляющая рабочая программа, обеспечивающая изготовление изделия «крайний лист статора». Для изготовления такого изделия используется проволочно-вырезной электроэрозионный станок с системой числового программного управления *Elcam*. Материал изделия – сталь 40Х.

Обработка проводилась на режимах, представленных в методике исследования: время включения импульса $T_{on} = 10$ мкс; коэффициент заполнения импульсами $T_{au} = 30\%$, напряжение $U = 75$ В.

Пользуясь данной теоретической моделью, можно посчитать значение коррекции траектории $J = 0,165$ мм. При обходе рабочего контура изделия «крайний лист статора» коррекция T вносится в управляющую программу с помощью команды $G41 j = 0,165$. Траектория движения проволочного ЭИ и готовое изделие «крайний лист статора» представлены на рис. 8.

Управляющая рабочая программа с заданной точностью при обеспечении стабильности процесса ПВЭЭО позволяет получить изделие типа «крайний лист статора».

Выводы

1. Получены теоретическая и регрессионная модели для расчета ширины реза при ПВЭЭО изделий, выполненных из труднообрабатываемых

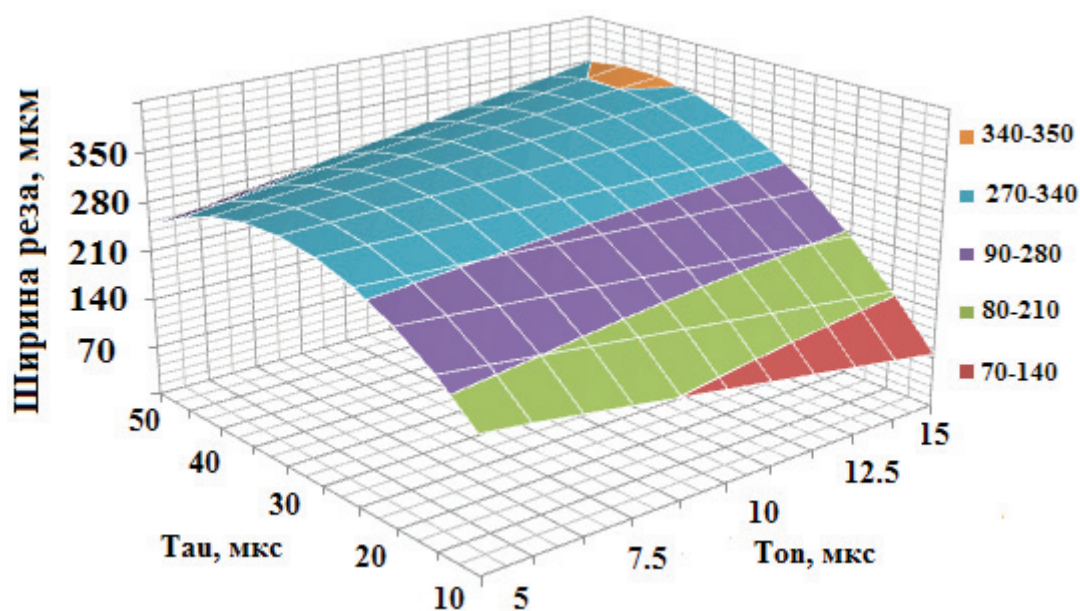


Рис. 6. Гиперповерхность при $U = 75$ В

Fig. 6. Hypersurface at $U = 75$ V

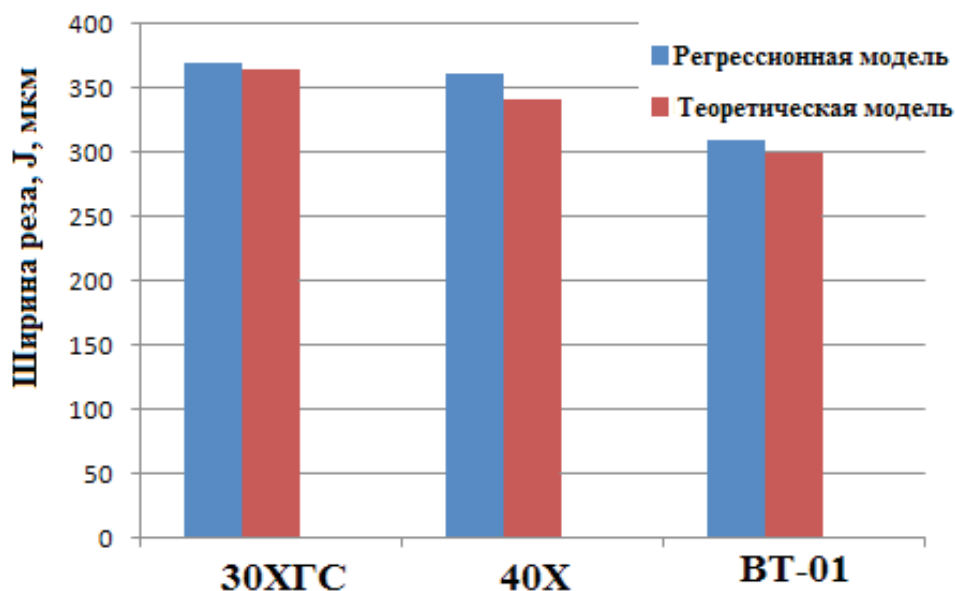


Рис. 7. Расхождение величины ширины реза, рассчитанное теоретическим методом и регрессионным анализом

Fig. 7. The difference in the cut width, calculated by the theoretical method and regression analysis

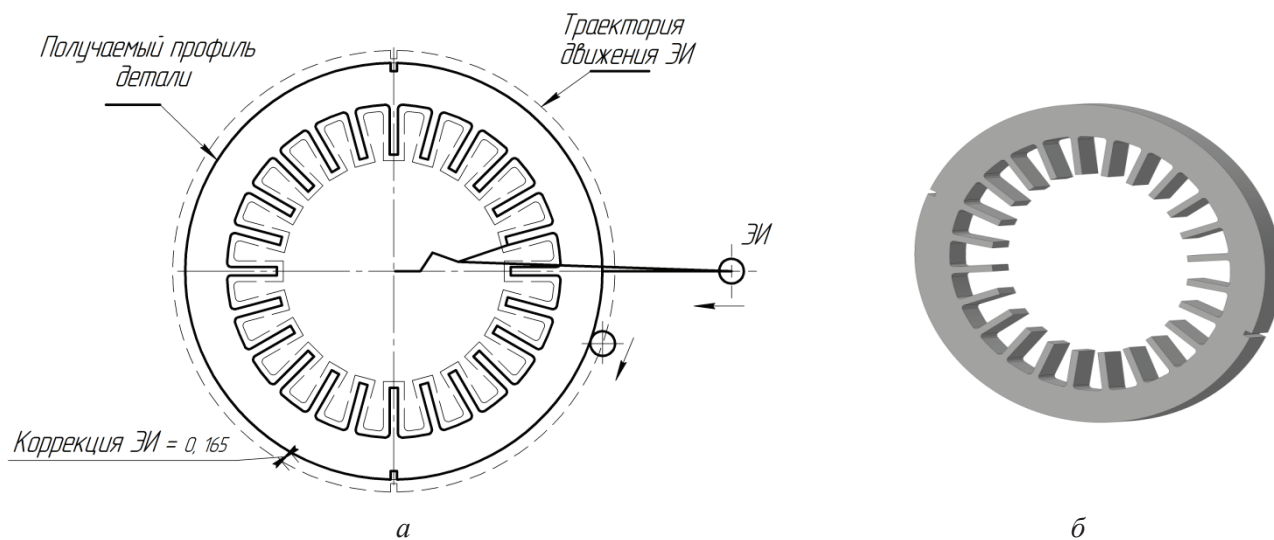


Рис. 8. Траектория движения ЭИ (а); изделие «крайний лист статора» (б)

Fig. 8. Trajectory of the ET (а); stator margin plate (б)

материалов. Показана зависимость параметра от режимов обработки и физико-механических свойств материала. Установлено, что при варьировании коэффициента заполнения T_{au} функция отклика изменяется согласно квадратичной зависимости. Максимальная величина ширины реза $B = 350$ мкм достигается при $T_{au} = 40\%$, $T_{on} = 15$ мкс.

2. Получено значение ширины реза, а также величины коррекции, которую необходимо выполнить для получения годного размера. Обеспечена точность изготовления детали «крайний лист статора». Данная технология внедрена при производстве изделий нефтедобывающего оборудования.

Список литературы

1. *Panner Selvam M., Ranjith Kumar P.* Optimization kerf width and surface roughness in wirecut electrical discharge machining using brass wire // *Mechanics and Mechanical Engineering*. – 2017. – Vol. 21, N 1. – P. 37–55.
2. Analysis of copper mixed kerosene servotherm in EDM of Monel 400 / P.A. Anandakumar, B. Molla, F. Biruke, S. Aravind // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 197. – P. 012004. – DOI: 10.1088/1757-899X/197/1/012004.
3. Study on cutting parameter on kerf width using wire electrical discharge machining of Inconel 718 / C.M.H. Che Nor, M. Kasim, E. Mohamad, T. Ito, M. Sulaiman // *24th Design Engineering Systems Division JSME Conference Japan Society of Mechanical Engineers*. – Tokushima, Japan, 2014. – Vol. 14–27. – DOI: 10.13140/2.1.1814.7844.
4. Improve wire EDM performance at different machining parameters – ANFIS modeling / I. Maher, L.H. Ling, A.D. Sarhan, M. Hamdi // *IFAC-PapersOnLine*. – 2015. – Vol. 48, iss. 1. – P. 105–110. – DOI: 10.1016/j.ifacol.2015.05.109.
5. *Rouniyar A.K., Shandilya P.* Study on powder mixed electrical discharge machining process: a review // *DAAAM International Scientific Book*. – Vienna, Austria, 2019. – Ch. 10. – P. 123–142. – DOI: 10.2507/daaam.scibook.2019.10.
6. Relationship between occurrence of material removal and bubble expansion in electrical discharge machining / S. Hayakawa, Y. Sasaki, F. Itoigawa, T. Nakamura // *Procedia CIRP*. – 2013. – Vol. 6. – P. 174–179. – DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.095.
7. *Chowdhury A.G.K., Ali M.Y., Banu A.* Analysis of corner radius in dry micro WEDM // *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*. – 2020. – Vol. 9, N 2. – DOI: 10.18178/ijmerr.9.1.158–162.
8. *Özerkan H.B.* Simultaneous machining and surface alloying of AISI 1040 steel by electrical discharge machining with boron oxide powders // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2018. – Vol. 32 (9). – P. 4357–4364. – DOI: 10.1007/s12206-018-0834-0.
9. *Kinoshita N., Fukui M., Kimura Y.* Study on wire-EDM: inprocess measurement of mechanical behaviour of electrode-wire // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 1984. – Vol. 33, N 1. – P. 89–92. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)61386-9.
10. Wire analysis and control for precision EDM cutting / Dauw D.F., Sthioul H., Delpretti R., Tricarico C. // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 1989. – Vol. 38, N 1. – P. 191–194. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62682-1.
11. *Dey S., Roy D.C.* Experimental study using different tools // *International Journal of Modern Engineering Research (IJMER)*. – 2013. – Vol. 3, iss. 3. – P. 1263–1267.
12. *Weingärtner E., Kuster F., Wegener K.* Modeling and simulation of electrical discharge machining // *Procedia CIRP*. – 2012. – Vol. 2. – P. 74–78. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.05.043.
13. *Abbas N.M., Solomon D.G., Bahari Md. F.* A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM) // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2007. – Vol. 47. – P. 1214–1228. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026.
14. *Yeo S.H., Kurnia W., Tan P.C.* Electro-thermal modelling of anode and cathode in micro-EDM // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2007. – Vol. 40 (8). – P. 2513–2521. – DOI: 10.1088/0022-3727/40/8/015.
15. Transient response of wire vibration system in wire electrical discharge machining / H. Yamada, N. Mohri, K. Furutani, N. Saito, T. Magara // *Journal of the Japan Society for Precision Engineering*. – 1997. – Vol. 63, iss. 11. – P. 1548–1552. – DOI: 10.2493/jj-spe.63.1548.
16. *Шлыков Е.С.* Повышение эффективности электроэрозионной обработки изделий из сталей с высокотемпературной износостойкостью: дис. ... канд. техн. наук. – Пермь, 2018. – 127 с.
17. *Enache S., Opran C.* Dynamic stability of the technological machining system in EDM // *CIRP Annals – Manufacturing Technology*. – 1993. – Vol. 42 (1). – P. 209–214. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62427-5.
18. *Yan M.-T., Lai Y.-P.* Surface quality improvement of wire-EDM using a fine-finish power supply // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2007. – Vol. 47. – P. 1686–1694. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.01.006.
19. *Balleys F., Piantchenko Ch.* Surface integrity of materials machined by wire EDM machines // *EDM Technology Transfer*. – 1996. – Vol. 4. – P. 3–6.
20. *Kobayashi K.* The present and future technological developments of EDM and ECM // *Proceedings of the 11th International Symposium for Electromachining (ISEM-11)*. – Lausanne, Switzerland, 1995. – P. 29–47.
21. *Szczesniak S.* Anti-electrolysis is pro EDM // *Modern Machine Shop*. – 1998. – Vol. 70 (9). – P. 70–74.

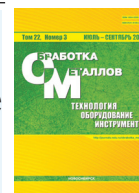
Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Ensuring the Accuracy of Wire-cutting EDM processing of Products made of Hard-to-Handle Materials

Evgenii Shlykov^{a,*}, Timur Ablyaz^b, Karim Muratov^c

Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-8076-0509>, Kruspert@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0001-6607-4692>, lowrider11-13-11@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7612-8025>, Karimur_80@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 April 2020

Revised: 13 May 2020

Accepted: 02 June 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Wire-cutting electrical discharge machining

Processing modes

Tool electrode

Processing accuracy

Funding

This work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation on state assignment FSNM-2020-0028.

ABSTRACT

Introduction. In order to improve operational properties of the manufactured product range in engineering, materials, which have enhanced physical and mechanical properties, are used. The application of such materials makes it possible to manufacture the items of small dimensions, but with high functionality. When processing such materials, significant wear of the cutting tool occurs, and when processing items of complex profile, it is necessary to use additional equipment. These factors increase the cost of manufacturing suitable products. For the processing of such products, it is advisable to use electrophysical processing methods, one of which is the technology of wire-cutting electrodischarge machining (EDM). The paper is devoted to theoretical and regression modeling of the width of the cut during EDM difficult to process materials. **Subjects of research** are: the magnitude of the interelectrode gap, the accuracy of EDM hard-to-handle materials. **The aim of the work** is to increase the accuracy of the process of EDM complex products, made of hard-to-handle materials. **Methods.** Experimental studies are carried out according to the method of the classical experiment. For the experiments, an Electronica EcoCut wire-cutting EDM machine is used. The experiments are carried out in the middle processing mode: pulse turn-on time $T_{on} = 10 \mu s$, pulse fill factor $T_{au} = 30 \%$, average voltage $U = 75 V$. The electrode tool is a brass wire having a diameter of 0.25 mm. The working fluid is distilled water. **Results and Discussion.** Theoretical and regression models are obtained for calculating the cutting width during EDM products made of hard-to-handle materials. The dependence of the parameter on the processing conditions and the physicomechanical properties of the material is shown. It is found that with varying fill factor T_{au} , the response function changes according to the quadratic dependence. The maximum value of the cutting width $B = 350 \mu m$ is achieved at $T_{au} = 40 \%$, $T_{on} = 15 \mu s$. A work program is written, which gives opportunity to calculate the value of the cut width, as well as the amount of correction introduced into the work program to complete a suitable size. The accuracy of manufacturing the "stator margin plate" part is ensured. This technology is introduced in the production of oil-producing equipment.

For citation: Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Muratov K.R. Ensuring the accuracy of wire-cutting EDM processing of products made of hard-to-handle materials. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 6–17. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-6-17. (In Russian).

References

1. Panner Selvam M., Ranjith Kumar P. Optimization kerf width and surface roughness in wirecut electrical discharge machining using brass wire. *Mechanics and Mechanical Engineering*, 2017, vol. 21, no. 1, pp. 37–55.
2. Anandakumar P.A., Molla B., Biruke F., Aravind S. Analysis of copper mixed kerosene servotherm in EDM of Monel 400. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 197, p. 012004. DOI: 10.1088/1757-899X/197/1/012004.
3. Che Nor C.M.H., Kasim M., Mohamad E., Ito T., Sulaiman M. Study on cutting parameter on kerf width using wire electrical discharge machining of Inconel 718. *24th Design Engineering Systems Division JSME Conference Japan Society of Mechanical Engineers*, Tokushima, Japan, 2014, vol. 14–27. DOI: 10.13140/2.1.1814.7844.

* Corresponding author

Shlykov Evgenii S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Perm National Research Polytechnic University,
 29 Komsomolsky prospekt,
 614990, Perm, Russian Federation
 Tel.: 8 (342) 2-198-324, e-mail: Kruspert@mail.ru

4. Maher I., Ling L.H., Sarhan A.D., Hamdi M. Improve wire EDM performance at different machining parameters – ANFIS modeling. *IFAC-PapersOnLine*, 2015, vol. 48, iss. 1, pp. 105–110. DOI: 10.1016/j.ifacol.2015.05.109.
5. Rouniyar A.K., Shandilya P. Study on powder mixed electrical discharge machining process: a review. *DAAAM International Scientific Book*, Vienna, Austria, 2019, ch. 10, pp. 123–142. DOI: 10.2507/daaam.scibook.2019.10.
6. Hayakawa S., Sasaki Y., Itoigawa F., Nakamura T. Relationship between occurrence of material removal and bubble expansion in electrical discharge machining. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 6, pp. 174–179. DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.095.
7. Chowdhury A.G.K., Ali M.Y., Banu A. Analysis of corner radius in dry micro WEDM. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 2020, vol. 9, no 2, DOI: 10.18178/ijmerr.9.1.158–162.
8. Özerkan H.B. Simultaneous machining and surface alloying of AISI 1040 steel by electrical discharge machining with boron oxide powders. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2018, vol. 32 (9), pp. 4357–4364. DOI: 10.1007/s12206-018-0834-0.
9. Kinoshita N., Fukui M., Kimura Y. Study on wire-EDM: inprocess measurement of mechanical behaviour of electrode-wire. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1984, vol. 33, no. 1, pp. 89–92. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)61386-9.
10. Dauw D.F., Sthioul H., Delpretti R., Tricarico C. Wire analysis and control for precision EDM cutting. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1989, vol. 38, no. 1, pp. 191–194. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62682-1.
11. Dey S., Roy D.C. Experimental study using different tools. *International Journal of Modern Engineering Research (IJMER)*, 2013, vol. 3, iss. 3, pp. 1263–1267.
12. Weingärtner E., Kuster F., Wegener K. Modeling and simulation of electrical discharge machining. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 2, pp. 74–78. DOI: 10.1016/j.procir.2012.05.043.
13. Abbas N.M., Solomon D.G., Bahari Md F. A review on current research trends in electrical discharge machining (EDM). *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, pp. 1214–1228. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.08.026.
14. Yeo S.H., Kurnia W., Tan P.C. Electro-thermal modelling of anode and cathode in micro-EDM. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2007, vol. 40 (8), pp. 2513–2521. DOI: 10.1088/0022-3727/40/8/015.
15. Yamada H., Mohri N., Furutani K., Saito N., Magara T. Transient response of wire vibration system in wire electrical discharge machining. *Journal of the Japan Society for Precision Engineering*, 1997, vol. 63, iss. 11, pp. 1548–1552. DOI: 10.2493/jjspe.63.1548.
16. Shlykov E.S. *Povyshenie effektivnosti elektroerozionnoi obrabotki izdelii iz stalei s vysokotemperaturnoi iznosostoikost'yu*. Diss. kand. tehn. nauk [Improving the efficiency of electrical discharge machining of steel products with high temperature wear resistance. PhD eng. sci. diss.]. Perm, 2018. 127 p.
17. Enache S., Opran C. Dynamic stability of the technological machining system in EDM. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 1993, vol. 42 (1), pp. 209–214. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)62427-5.
18. Yan M.-T., Lai Y.-P. Surface quality improvement of wire-EDM using a fine-finish power supply. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, pp. 1686–1694. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.01.006.
19. Balley F., Piantchenko Ch. Surface integrity of materials machined by wire EDM machines. *EDM Technology Transfer*, 1996, vol. 4, pp. 3–6.
20. Kobayashi K. The present and future technological developments of EDM and ECM. *Proceedings of the 11th International Symposium for Electromachining (ISEM-11)*, Lausanne, Switzerland, 1995, pp. 29–47.
21. Szczesniak S. Anti-electrolysis is pro EDM. *Modern Machine Shop*, 1998, vol. 70 (9), pp. 70–74.

Conflicts of Interest

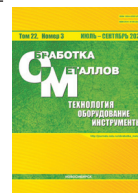
The authors declare no conflict of interest.

© 2020 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



Механические и трибологические свойства металлической стенки, выращенной электродуговым способом в среде защитных газов

Максим Кузнецов^{1, a, *}, Владимир Данилов^{2, b}, Максим Крампит^{3, c}, Дмитрий Чинахов^{1, 2, d},
 Михаил Слободян^{2, e}

¹ Юргинский технологический институт (филиал) Национального исследовательского Томского политехнического университета, ул. Ленинградская, 26, г. Юрга, 650059, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 635055, Россия

³ Школа инженерного творчества, ул. Ленинградская, 24, г. Юрга, 650059, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-3919-3009>,  kuznechik_85@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-5741-7574>,  dvi@ispms.tsc.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-3710-9598>,  savage_jawa@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>,  chinakhov@tpu.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0002-5718-7027>,  s.m.s@ngs.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.92-023.5

История статьи:

Поступила: 22 апреля 2020

Рецензирование: 19 мая 2020

Принята к печати: 24 июня 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Электродуговое аддитивное производство

Предел прочности

Относительное удлинение

Предел текучести

Трибологические свойства

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-00036 и Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (Проект №23.2.1).

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время одним из наиболее перспективных направлений реализации технологических процессов производства металлических изделий сложной конфигурации является аддитивное производство. В его основе лежит послойная наплавка металла в соответствии с трехмерной моделью, созданной посредством компьютерного проектирования. В качестве исходного материала используют металлические порошки или проволоку различных составов. Источником тепла служат электронный пучок, лазерный луч или электрическая дуга. Несмотря на существующее достаточно большое количество технологий выращивания металлических изделий сложной формы некоторые из них имеют очень высокую стоимость оборудования и соответственно высокую себестоимость. Поэтому разработка технологии и оборудования электродугового послойного выращивания металлических изделий является сложной актуальной задачей. **Цель работы:** исследование механических и трибологических свойств металлических изделий, выращенных электродуговым способом в среде защитных газов из углеродистой стали по разработанной технологии. **В работе исследованы** металлические вертикальные стенки, выращенные электродуговым послойным способом в среде защитных газов. **Методами исследования** являются механические испытания предела прочности, предела текучести и относительного удлинения выращенных образцов, а также трибологические свойства (площадь поверхности износа, коэффициент трения и амплитуда вибрационных ускорений). **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что образцы, выращенные с использованием технологии аддитивного производства на основе электродуговой наплавки плавящимся электродом в среде активных газов, имеют механические свойства, соизмеримые с литым металлом. Установлено, что произошло уменьшение погонной энергии при выращивании металлической стенки по разработанной технологии за счет предварительного подогрева электродной проволоки до 400...600 °С путем установки дополнительного токоподвода, расположенного на расстоянии 250...400 мм от торца проволоки для пропускания подогревающего тока. В результате повысились трибологические свойства выращенных образцов и их износ стал более равномерным.

Для цитирования: Механические и трибологические свойства металлической стенки, выращенной электродуговым способом в среде защитных газов / М.А. Кузнецов, В.И. Данилов, М.А. Крампит, Д.А. Чинахов, М.С. Слободян // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 18–32. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-18-32.

*Адрес для переписки

Кузнецов Максим Александрович, к.т.н.

Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,

ул. Ленинградская, 26,

652055, г. Юрга, Россия

Тел.: 8 (38451) 7-77-65, e-mail: kuznechik_85@mail.ru

Введение

В настоящее время одним из наиболее перспективных направлений реализации технологических процессов производства металлических изделий сложной конфигурации является аддитивное производство. В его основе лежит послойная наплавка металла в соответствии с

трехмерной моделью, созданной посредством компьютерного проектирования [1]. В качестве исходного материала используют металлические порошки [2–17, 49] или проволоку [11–70] различных составов. Источником тепла является электронный пучок [2, 3, 5–11, 17–19, 29–31, 54], лазерный луч [2–5, 7–19, 23–28, 54] или электрическая дуга [15–17, 32–69]. Кроме того, в работе [62] был использован гибридный источник тепла, совмещавший в себе электрическую дугу и лазерный луч.

Среди перечисленных методов аддитивного производства металлических изделий одним из наиболее хорошо изученных является послойная наплавка проволок. Это обусловлено несколькими причинами [15–17]. Во-первых, на рынке представлена широкая номенклатура выпускаемых качественных и относительно недорогих проволок, которые можно использовать в качестве материала для электродугового выращивания. Таким способом производили изделия из нелегированных тантала [45] и вольфрама [66, 67], титановых [32–45] и алюминиевых [55–62] сплавов, а также сплавов с эффектом памяти формы на основе Cu–Al [46] и Ni–Ti [69]. Помимо этого были исследованы нержавеющие [29, 45–54], инструментальные [65] и углеродистые конструкционные [30, 63] стали. Кроме того, были сделаны попытки создания композитных материалов путем сплавления одновременно двух проволок: алюминия и титана [64], а также никелевого сплава и нержавеющей стали [68]. Во-вторых, архитектура производственных комплексов для данного процесса является открытой. Это позволяет использовать как промышленные роботы, так и автоматизированные трехкоординатные столы совместно с распространенными источниками питания, горелками и вспомогательным оборудованием, предназначенным для дуговой сварки и наплавки. Например, плазменно-дуговую наплавку использовали в исследованиях [32–40, 49], наплавку неплавящимся электродом – в работах [40–44, 47, 57, 61, 62, 64, 66, 67, 69] и механизированную дуговую наплавку плавящимся электродом в среде защитных газов – в [45–56, 58–60, 63, 65, 68], включая технологию «cold metal transfer (CMT)» [45, 47, 49, 51, 52, 54, 56, 58–60, 63], наплавку короткой ду-

гой [48] и двумя проволоками [50, 55], а также с подачей в зону горения дуги дополнительной проволоки (технология «cold wire») [68].

Перечисленные факторы вместе с относительно высокой производительностью наплавки обуславливают перспективность данных технологий, несмотря на сравнительно низкое качество поверхности производимых изделий и необходимость их последующей механической обработки, а также высокую вероятность формирования дефектов в виде пор, несплавлений между соседними валиками и слоями, деградации структуры металла из-за воздействия многочисленных термических циклов, а также остаточные деформации и напряжения [15–17]. Каждый из упомянутых методов имеет свои достоинства и недостатки, поэтому выбор какого-либо из них в каждом конкретном случае необходимо осуществлять с точки зрения технологических возможностей и экономической целесообразности.

Несмотря на существующее достаточно большое количество технологий выращивания металлических изделий сложной формы, некоторые из них имеют очень высокую стоимость оборудования и соответственно высокую себестоимость. Поэтому разработка технологии и оборудования электродугового послойного выращивания металлических изделий является сложной актуальной задачей. **Цель работы:** исследование механических и трибологических свойств металлических изделий, выращенных электродуговым способом в среде защитных газов из углеродистой стали по разработанной технологии.

Технология аддитивного производства на основе электродуговой наплавки плавящимся электродом в среде активных газов – одна из наименее затратных с точки зрения первоначальных инвестиций и стоимости расходных материалов, а также обладающая высокой производительностью.

Однако данный процесс имеет недостатки, среди которых наиболее существенными являются большой размер зоны термического влияния (ЗТВ) и значительные остаточные напряжения вследствие перегрева. Они могут привести к снижению механических и эксплуатационных свойств построенных металлических изделий. Одним из путей минимизации данных проблем служит снижение температурного градиента в на-

плавляемых слоях за счет уменьшения вводимой энергии при плавлении проволоки и переносе металла в ванну расплава. В представленной работе была исследована возможность уменьшить погонную энергию за счет предварительного подогрева электродной проволоки до 400...600 °С путем установки дополнительного токоподвода, расположенного на расстоянии 250...400 мм от торца проволоки для пропускания подогревающего тока. Предлагаемое техническое решение позволило уменьшить величину и длительность действия максимального тока в период отрыва и перехода расплавленной капли в ванну при импульсной электродуговой наплавке плавящимся электродом в среде углекислого газа.

Методика исследований

Для выращивания образцов использовали специализированное оборудование на основе технологии автоматизированной импульсной электродуговой наплавки плавящимся электродом в среде углекислого газа [70, 71]. Исходным материалом служила сварочная проволока марки OK Autrodur 58 GM диаметром 1,2 мм. Ее химический состав представлен в табл. 1. В качестве подложки использовали пластину из стали 40X размером 150×100×10 мм.

Было выращено по пять образцов с использованием различных технологических параметров. Пять образцов (образец № 1) вырастили с использованием подогрева электродной проволоки. Скорость наплавки была 300 мм/мин, ток подогрева проволоки составлял 30 А (расчетная температура подогрева 400 °С [72]), ток паузы 85 А, ток импульса 180 А, длительность импульса 4 мс, напряжение для наложения импульса 18 В. Выбор параметров режима сварки с подогревом электродной проволоки был сделан на основе расчетной модели. Модель учитывает

ток паузы, скорость подачи проволоки, расстояние между контактными наконечниками и материал электродной проволоки. Расстояние между контактными наконечниками выбиралось на основании режима для обеспечения высокой температуры подогрева (для увеличения коэффициента расплавления) при недопущении перегрева электродной проволоки. По результатам расчета такое место токоподвода (250...400 мм) является наиболее рациональным.

Пять образцов (образец № 2) вырастили с использованием типового режима наплавки: сила тока 150 А, напряжение 22...24 В, скорость наплавки 300 мм/мин.

Из каждого выращенного образца вырезали по пять заготовок для механических испытаний перпендикулярно наплавленному слою (схема представлена на рис. 1) с помощью электроискровой резки на станке Делта-Тест Арта 151, которые затем подвергали механической шлифовке и последующей полировке с использованием алмазной пасты ACM 10/7 НВЛ. Исследование механических свойств (предел прочности, предел текучести, относительное удлинение) производилось методом растяжения образцов на испытательной машине Walter+Bai AG LFM-125.

Исследование износостойкости полученных образцов (по пять на каждый режим) осуществлялось методом сухого трения скольжения на трибометрической установке Tribotechnic (табл. 2).

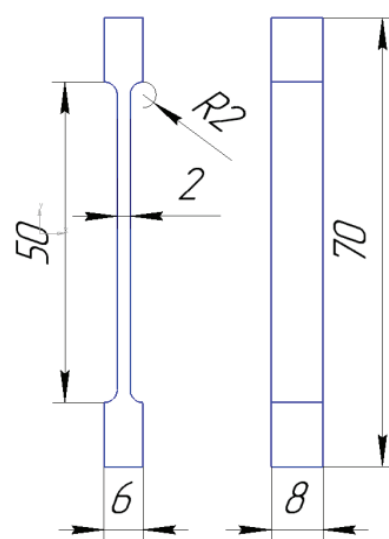


Рис. 1. Размеры образцов для испытаний на растяжение

Fig. 1. Dimensions of the tensile test specimens

Таблица 1
Table 1

Химический состав проволоки
OK Autrodur 58 GM
The chemical composition of the
'OK Autrodur 58 GM' wire

Химические элементы, %			
C	Mn	Si	Cr
1,04	1,87	0,48	1,82

Таблица 2

Table 2

Параметры тестов износостойкости
Parameters of the wear resistance tests

Номер теста	Скорость скольжения, м/с	Нагрузка, Н	Контртело
1	0,1	20	Шарик ШХ15
2	0,5		Шарик ШХ15
3	0,1		Шарик Al ₂ O ₃
4	0,5		Шарик Al ₂ O ₃

Результаты и их обсуждение

Образцы (рис. 2) были выращены путем наплавки десяти последовательных слоев высотой 2...4 мм и шириной 4...6 мм (в зависимости от режимов наплавки). Их размер составил примерно 100×8 мм.

Анализ результатов механических испытаний показал, что образцы имели в среднем предел прочности при растяжении 708...716 МПа, предел текучести 341...349 МПа и относительное удлинение 5,1...5,2 %. Данные значения сопоставимы с механическими свойствами сталей по ГОСТ 6713–91 (предел прочности 685...700 МПа, предел текучести 335...345 МПа) и по ГОСТ 1050–88 (предел прочности 660...680 МПа, предел текучести 350...370 МПа). В качестве примера на рис. 3 представлена диаграмма напряжений от деформаций образца № 1.

При исследовании образцов на износостойкость учитывали следующие параметры: площадь поверхности износа, коэффициент трения и амплитуду вибрационных ускорений. В первом тесте согласно табл. 2 износ поверхности образ-

ца № 1 превысил соответствующий параметр образца № 2 на 23 %, во втором – на 48 %, в третьем – на 7 %, и в четвертом – на 13 % (рис. 4).

Значения коэффициентов трения обоих образцов были схожими (рис. 5). Разброс их значений был в пределах погрешности измерений. Следует отметить, что в первом тесте коэффициент трения образца № 1 был меньше на 12 %, а во втором тесте – на 20 % больше.

Амплитуда виброускорений (рис. 6) образца № 1 в первом тесте была меньше на 51 %. Во втором и третьем тесте различия значений были в пределах погрешности измерений. В четвертом тесте амплитуда виброускорений образца № 1 больше на 14 %. Увеличение амплитуды виброускорений происходило в случаях увеличения скорости скольжения. При низкой скорости скольжения (0,1 м/с) амплитуда вибраций была выше при трении в паре с керамическим шариком, чем в паре со стальным. При более высокой скорости скольжения (0,5 м/с) амплитуда вибраций при трении в паре со стальным шариком значительно превышает вибрации в паре с керамическим шариком. Это связано с интенсивным



Рис. 2. Внешний вид выращенного образца

Fig. 2. The as-built sample

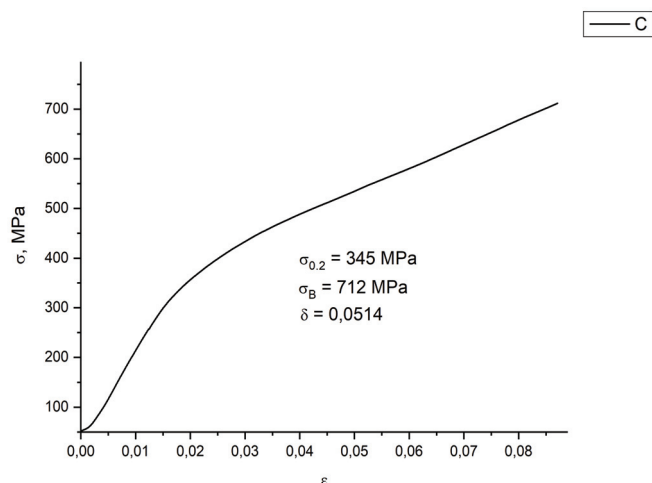


Рис. 3. Диаграмма напряжений от деформаций

Fig. 3. The stress–strain curve

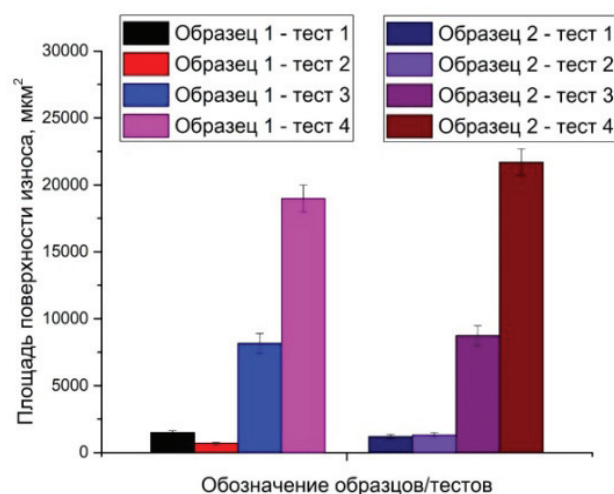
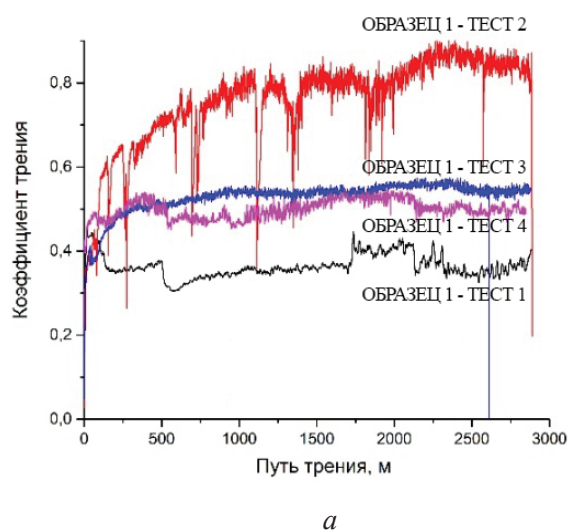
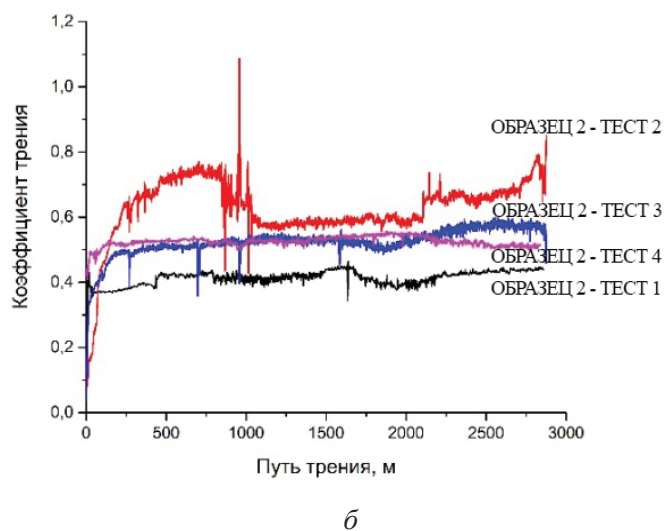


Рис. 4. Площади поверхности износа

Fig. 4. Wear surface areas



а



б

Рис. 5. Зависимость коэффициента трения от пройденного пути образца № 1 (а) и образца № 2 (б)

Fig. 5. The friction coefficient vs sliding distance: sample No. 1 (а) and sample No. 2 (б)

износом шарика и незначительным износом образцов, в результате чего процесс трения был крайне нестабильным.

Анализ представленных результатов трибологических испытаний позволяет сделать вывод о более равномерной динамике износа образца № 1. Изменение значений коэффициента трения и виброускорений происходило более монотонно.

Результаты проведенных исследований позволили сделать вывод, что образцы, построенные с использованием технологии аддитивного

производства на основе электродуговой наплавки плавящимся электродом в среде активных газов, имеют механические свойства, соизмеримые с литым металлом. Установлено уменьшение погонной энергии за счет предварительного подогрева электродной проволоки до 400...600 °С путем установки дополнительного токоподвода, расположенного на расстоянии 250...400 мм от торца проволоки для пропускания подогревающего тока. В результате повысились трибологические свойства построенного образца и его износ был более равномерным.

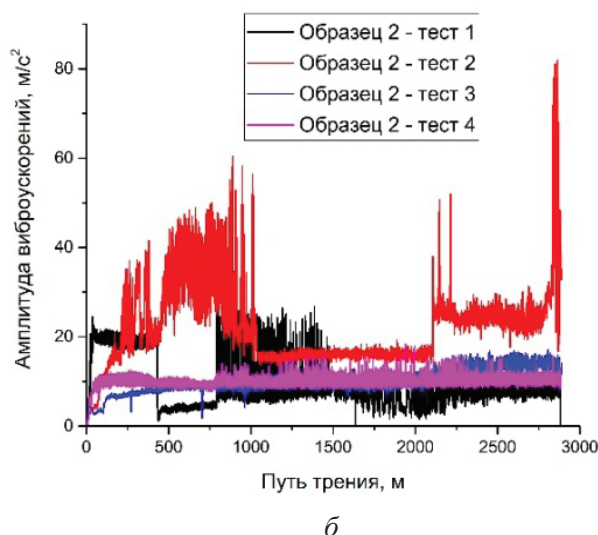
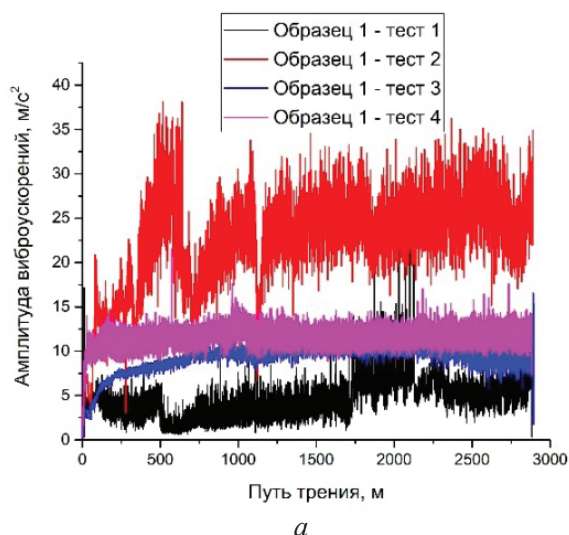


Рис. 6. Зависимость амплитуды виброускорений от пройденного пути образца № 1 (а) и образца № 2 (б)

Fig. 6. Acceleration amplitude vs sliding distance: sample No. 1 (a) and sample No. 2 (b)

Выводы

1. Установлено, что выращенная электродуговым способом в среде защитных газов с подогревом электродной проволоки металлическая стенка имеет следующие механические свойства: предел прочности при растяжении 708...716 МПа, предел текучести 341...349 МПа и относительное удлинение 5,1...5,2 %.

2. Показано, что разработанная технология электродугового послойного выращивания в среде защитных газов с подогревом электродной проволоки позволяет получать металлические изделия с трибологическими свойствами, сопоставимыми с традиционными способами наплавки.

Список литературы

- ГОСТ Р 57558–2017. Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Ч. 1. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2017. – 12 с.
- Fabrication of metal and alloy components by additive manufacturing: examples of 3D materials science / L.E. Murr, E. Martinez, K.N. Amato, S.M. Gaytan, J. Hernandez, D.A. Ramirez, P.W. Shindo, F. Medina, R.B. Wicker // Journal of Materials Research and Technology. – 2012. – Vol. 1 (28). – P. 42–54. – DOI: 10.1016/S2238-7854(12)70009-1.
- Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies / L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F. Medina,

R.B. Wicker // Journal of Materials Science and Technology. – 2012. – Vol. 28, iss. 1. – P. 1–14. – DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60016-4.

- Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms / D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe // International Materials Reviews. – 2012. – Vol. 57, iss. 3. – P. 133–164. – DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.

- Laser and electron-beam powder-bed additive manufacturing of metallic implants: a review on processes, materials and designs / S.L. Sing, J. An, W.Y. Yeong, F.E. Wiria // Journal of Orthopaedic Research. – 2016. – Vol. 34, iss. 3. – P. 369–385. – DOI: 10.1002/jor.23075.

- Körner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting – a review // International Materials Reviews. – 2016. – Vol. 61, iss. 5. – P. 361–377. – DOI: 10.1080/09506608.2016.1176289.

- Additive manufacturing of metals / D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 117. – P. 371–392. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.

- A review of powdered additive manufacturing techniques for Ti-6Al-4V biomedical applications / W.S.W. Harun, N.S. Manam, M.S.I.N. Kamariah, S. Sharif, A.H. Zulkifly, I. Ahmad, H. Miura // Powder Technology. – 2018. – Vol. 331. – P. 74–97. – DOI: 10.1016/j.powtec.2018.03.010.

- Chen S., Tong Y., Liaw P.K. Additive manufacturing of high-entropy alloys: a review // Entropy. – 2018. – Vol. 20, iss. 12. – P. 937. – DOI: 10.3390/e20120937.

- Ahmed N. Direct metal fabrication in rapid prototyping: a review // Journal of Manufacturing

Processes. – 2019. – Vol. 42. – P. 167–191. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.001.

11. *Frazier W.E.* Metal additive manufacturing: a review // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23 (6). – P. 1917–1928. – DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z.

12. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing / W.J. Sames, F.A. List, S. Pannala, R.R. Dehoff, S.S. Babu // *International Materials Reviews*. – 2016. – Vol. 61, iss. 5. – P. 315–360. – DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649.

13. *Murr L.E.* A Metallographic review of 3D printing/additive manufacturing of metal and alloy products and components // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2018. – Vol. 7, iss. 2. – P. 103–132. – DOI: 10.1007/s13632-018-0433-6.

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

15. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

16. Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: a review / A. Gisario, M. Kazarian, F. Martina, M. Mehrpouya // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2019. – Vol. 53. – P. 124–149. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2019.08.005.

17. Progress in additive manufacturing on new materials: a review / N. Li, S. Huang, G. Zhang, R. Qin, W. Liu, H. Xiong, G. Shi, J. Blackburn // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2019. – Vol. 35, iss. 2. – P. 242–269. – DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.002.

18. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding, X. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 81. – P. 465–481. – DOI: 10.1007/s00170-015-7077-3.

19. *Oliveira J.P., Santos T.G., Miranda R.M.* Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: from theory to practice // *Progress in Materials Science*. – 2020. – Vol. 107. – P. 100590. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100590.

20. Wire+arc additive manufacturing / S.W. Williams, F. Martina, A.C. Addison, J. Ding, G. Pardal, P. Colegrove // *Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 32, iss. 7. – P. 641–647. – DOI: 10.1179/1743284715Y.00000000073.

21. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement B. Wu, Z. Pan, D. Ding, D. Cuiuri, H. Li, J. Xu, J. Norrish // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2018. – Vol. 35. – P. 127–139. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.

22. Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing / C.R. Cunningham, J.M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S.T. Newman // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 22. – P. 672–686. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.

23. Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire. Part I: Microstructural properties of single beads / E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, C. Leyens // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 206. – P. 1120–1129. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.07.095.

24. Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire. Part II: Hardness and dimensions of single beads / E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, C. Leyens // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 206. – P. 1130–1141. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.07.094.

25. Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire / E. Brandl, F. Palm, V. Michailov, B. Viehweger, C. Leyens // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 4665–4675. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.06.062.

26. *Ding Y., Akbari M., Kovacevic R.* Process planning for laser wire-feed metal additive manufacturing system // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 95, iss. 1–4. – P. 355–365. – DOI: 10.1007/s00170-017-1179-z.

27. Laser wire deposition of a large Ti-6Al-4V space component / N. Chekir, J.J. Sixsmith, R. Tollett, M. Brochu // *Welding Journal*. – 2019. – Vol. 28, iss. 6. – P. 172-s–180-s. – DOI: 10.29391/2019.98.014.

28. Melt pool size control through multiple closed-loop modalities in laser-wire directed energy deposition of Ti-6Al-4V / B.T. Gibson, Y.K. Bandari, B.S. Richardson, W.C. Henry, E.J. Vetland, T.W. Sundermann, L.J. Love // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 32. – P. 100993. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100993.

29. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S. Tarasov, A. Filippov, N. Savchenko, S. Fortuna, V. Rubtsov, E. Kolubaev, S. Psakhie // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99, iss. 9–12. – P. 2353–2363. – DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.

30. *Fuchs J., Schneider C., Enzinger N.* Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62, iss. 2. – P. 267–275. – DOI: 10.1007/s40194-017-0537-7.



31. Titanium alloy repair with wire-feed electron beam additive manufacturing technology / P. Wanjara, K. Watanabe, C. de Formanoir, Q. Yang, C. Bescond, S. Godet, M. Brochu, K. Nezaki, J. Gholipour, P. Patnaik // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 2019. – P. 3979471. – DOI: 10.1155/2019/3979471.
32. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V / F. Martina, J. Mehnen, S.W. Williams, P. Colegrove, F. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2012. – Vol. 212. – P. 1377–1386. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002.
33. Fatigue crack propagation behaviour in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V: Effects of microstructure and residual stress / J. Zhang, X. Wang, S. Paddea, X. Zhang // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 90. – P. 551–561. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.141.
34. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment / J. Lin, Y. Lv, Y. Liu, Z. Sun, K. Wang, Z. Li, Y. Wu, B. Xu // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2017. – Vol. 69. – P. 19–29. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.12.015.
35. Hönnige J.R., Colegrove P., Williams S. Improvement of microstructure and mechanical properties in wire + arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening // *Procedia Engineering*. – 2017. – Vol. 216. – P. 8–17. – DOI: 10.1016/j.proeng.2018.02.083.
36. Enhanced strength and ductility in thin Ti-6Al-4V alloy components by alternating the thermal cycle strategy during plasma arc additive manufacturing / J. Lin, Y. Lv, D. Guo, X. Wu, Z. Li, C. Liu, B. Guo, G. Xu, B. Xu // *Materials Science and Engineering A*. – 2019. – Vol. 759. – P. 288–297. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.025.
37. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment / J. Lin, Y. Lv, Y. Liu, Z. Sun, K. Wang, Z. Li, Y. Wu, B. Xu // *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*. – 2017. – Vol. 69. – P. 19–29. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.12.015.
38. Ríos S., Colegrove P.A., Williams S.W. Metal transfer modes in plasma wire+arc additive manufacture // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2019. – Vol. 264. – P. 45–54. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.08.043.
39. Interrupted fatigue testing with periodic tomography to monitor porosity defects in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V / R. Biswal, X. Zhang, M. Shamir, A.A. Mamun, M. Awd, F. Walther, A.K. Syed // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 28. – P. 517–527. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.04.026.
40. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured features for microstructural refinement / A.R. McAndrew, M.A. Rosales, P.A. Colegrove, J.R. Hönnige, A. Ho, R. Fayolle, K. Eyitayo, I. Stan, P. Sukrongpang, A. Crochemore, Z. Pinter // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 21. – P. 340–349. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.03.006.
41. Residual stress of as-deposited and rolled wire + arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components / F. Martina, M.J. Roy, B.A. Szost, S. Terzi, P.A. Colegrove, S.W. Williams, P.J. Withers, J. Meyer, M. Hofmann // *Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 32, iss. 1. – P. 1439–1448. – DOI: 10.1080/02670836.2016.1142704.
42. The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc additive manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V / J. Donoghue, A.A. Antonysamy, F. Martina, P.A. Colegrove, S.W. Williams, P.B. Prangnell // *Materials Characterization*. – 2016. – Vol. 114. – P. 103–114. – DOI: 10.1016/j.matchar.2016.02.001.
43. Mitigation of thermal distortion in wire arc additively manufactured Ti6Al4V part using active interpass cooling / B. Wu, Z. Pan, G. Chen, D. Ding, L. Yuan, D. Cuiuri, H. Li // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 24, iss. 5. – P. 484–494. – DOI: 10.1080/13621718.2019.1580439.
44. Hot-wire arc additive manufacturing Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V titanium alloy: pore characterization, microstructural evolution, and mechanical properties / T. Lu, C. Liu, Z. Li, Q. Wu, J. Wang, T. Xu, J. Liu, H. Wang, S. Ma // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 817. – P. 153334. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.153334.
45. Elmer J.W., Gibbs G. The effect of atmosphere on the composition of wire arc additive manufactured metal components // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 24, iss. 5. – P. 367–374. – DOI: 10.1080/13621718.2019.1605473.
46. Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications / A. Queguineur, G. Rückert, F. Cortial, J.Y. Hascoët // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62, iss. 2. – P. 259–266. – DOI: 10.1007/s40194-017-0536-8.
47. Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel / N. Rodriguez, L. Vázquez, I. Huarte, E. Arruti, I. Tabernero, P. Alvarez // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62, iss. 5. – P. 1083–1096. – DOI: 10.1007/s40194-018-0606-6.
48. Bekker A.C.M., Verlinden J.C. Life cycle assessment of wire + arc additive manufacturing

compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel // *Journal of Cleaner Production*. – 2018. – Vol. 177. – P. 438–447. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2017.12.148.

49. *Hoefler K., Haelsig A., Mayr P.* Arc-based additive manufacturing of steel components – comparison of wire- and powder-based variants // *Welding in the World*. – 2018. – Vol. 62, iss. 2. – P. 243–247. – DOI: 10.1007/s40194-017-0527-9.

50. Tandem metal inert gas process for high productivity wire arc additive manufacturing in stainless steel / F. Martina, J. Ding, S. Williams, A. Caballero, G. Pardal, L. Quintino // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 25. – P. 545–550. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.022.

51. Wire-arc additive manufacturing of a duplex stainless steel: thermal cycle analysis and microstructure characterization / V. A. Hosseini, M. Höglström, K. Hurtig, M. A. Valiente Bermejo, L.-E. Stridh, L. Karlsson // *Welding in the World*. – 2019. – Vol. 63. – P. 975–987. – DOI: 10.1007/s40194-019-00735-y.

52. Heat-treatment effects on a bimetallic additive-manufactured structure (BAMS) of the low-carbon steel and austenitic-stainless steel / Md.R.U. Ahsan, A.N.M. Tanvir, G.-J. Seo, B. Bates, W. Hawkins, C. Lee, P.K. Liaw, M. Noakes, A. Nycz, D.B. Kim // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 32. – P. 101036. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101036.

53. Experimental results for structural design of wire-and-arc additive manufactured stainless steel members / V. Laghi, M. Palermo, G. Gasparini, V.A. Girelli, T. Trombetti // *Journal of Constructional Steel Research*. – 2020. – P. 105858. – DOI: 10.1016/j.jcsr.2019.105858.

54. Wire-based additive manufacturing of stainless steel components / J.W. Elmer, J. Vaja, J.S. Carpenter, D.R. Coughlin, M.J. Dvornak, P. Hochanadel, P. Gurung, A. Johnson, G. Gibbs // *Welding Journal*. – 2020. – Vol. 99, iss. 1. – P. 8s–24s. – DOI: 10.29391/2020.99.002.

55. In-process control of distortion in wire and arc additive manufacturing based on a flexible multipoint support fixture / F. Li, S. Chen, J. Shi, Y. Zhao // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 24, iss. 1. – P. 36–42. – DOI: 10.1080/13621718.2018.1476083.

56. Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al₅Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process / A.G. Ortega, L.C. Galvan, F. Deschaux-Beaume, B. Mezrag, S. Rouquette // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2018. – Vol. 23, iss. 4. – P. 316–332. – DOI: 10.1080/13621718.2017.1388995.

57. Optimisation of interpass temperature and heat input for wire and arc additive manufacturing 5A06 aluminium alloy / H. Geng, J. Li, J. Xiong, X. Lin // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2017. – Vol. 22, iss. 6. – P. 472–483. – DOI: 10.1080/13621718.2016.1259031.

58. Characterisation of 4043 aluminium alloy deposits obtained by wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process / A.G. Ortega, L.C. Galvan, M. Salem, K. Moussaoui, S. Segonds, S. Rouquette, F. Deschaux-Beaume // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 24, iss. 6. – P. 538–547. – DOI: 10.1080/13621718.2018.1564986.

59. Effects of milling thickness on wire deposition accuracy of hybrid additive/subtractive manufacturing / S. Zhang, Y. Zhang, M. Gao, F. Wang, Q. Li, X. Zeng // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2019. – Vol. 24, iss. 5. – P. 375–381. – DOI: 10.1080/13621718.2019.1595925.

60. Micropore evolution in additively manufactured aluminum alloys under heat treatment and inter-layer rolling / J. Gu, S. Yang, M. Gao, J. Bai, Y. Zhai, J. Ding // *Materials and Design*. – 2020. – Vol. 186. – P. 108288. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108288.

61. Real-time seam defect identification for Al alloys in robotic arc welding using optical spectroscopy and integrating learning / Z. Zhang, W. Ren, Z. Yang, G. Wen // *Measurement*. – 2020. – Vol. 156. – P. 107546. – DOI: 10.1016/j.measurement.2020.107546.

62. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing / Q. Miao, D. Wu, D. Chai, Y. Zhan, G. Bi, F. Niu, G. Ma // *Materials and Design*. – 2020. – Vol. 186. – P. 108205. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108205.

63. Ultrasonic phased array inspection of a wire + arc additive manufactured (WAAM) sample with intentionally embedded defects / Y. Javadi, C.N. MacLeod, S.G. Pierce, A. Gachagan, D. Lines, C. Mineo, J. Ding, S. Williams, M. Vasilev, E. Mohseni, R. Su // *Additive Manufacturing*. – 2019. – Vol. 29. – P. 100806. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100806.

64. *Horii T., Kirihaara S., Miyamoto Y.* Freeform fabrication of Ti–Al alloys by 3D micro-welding // *Intermetallics*. – 2008. – Vol. 16. – P. 1245–1249. – DOI: 10.1016/j.intermet.2008.07.009.

65. Fusion zone geometries, cooling rates and solidification parameters during wire arc additive manufacturing / W. Ou, T. Mukherjee, G.L. Knapp, Y. Wei, T. DebRoy // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2018. – Vol. 127. – P. 1084–1094. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.08.111.

66. Development of wire + arc additive manufacturing for the production of large-scale unalloyed tungsten components / G. Marinelli, F. Martina, S. Ganguly, S. Williams // *International Journal of Refractory Metals*

and Hard Materials. – 2019. – Vol. 82. – P. 329–335. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.05.009.

67. Microstructure and thermal properties of unalloyed tungsten deposited by wire + arc additive manufacture / G. Marinelli, F. Martina, H. Lewtas, D. Hancock, S. Mehraban, N. Lavery, S. Ganguly, S. Williams // Journal of Nuclear Materials. – 2019. – Vol. 522. – P. 45–53. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.04.049.

68. Control of the chemical composition distribution in deposited metal by wire and arc-based additive manufacturing / T. Abe, D. Mori, K. Sonoya, M. Nakamura, H. Sasahara // Precision Engineering. – 2019. – Vol. 55. – P. 231–239. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2018.09.010.

69. Wire and arc additive manufacturing of a Ni-rich NiTi shape memory alloy: Microstructure and mechanical properties / Z. Zeng, B.Q. Cong, J.P. Oliveira, W.C. Ke, N. Schell, B. Peng, Z.W. Qi, F.G. Ge, W. Zhang, S.S. Ao // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 32. – P. 101051. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101051.

70. Кузнецов М.А., Крампит М.А. Проектирование 3D-принтера для электродугового послойного выращивания металлических изделий // Инновации в информационных технологиях, машиностроении и автотранспорте: сборник материалов II Международной научно-практической конференции / ФГБУ ВО КузГТУ. – Кемерово: Изд-во КузГТУ, 2018. – С. 151–153.

71. Structural and chemical analysis of 3D printed metal products / M.A. Kuznetsov, E.A. Zernin, M.A. Krampit, V.I. Danilov, G.V. Shlyakhova // International Journal of Advanced Science and Technology. – 2019. – Vol. 28, iss.15. – P. 699–709.

72. Krampit A.G., Krampit M.A. Determination of a wire heat temperature under a pulse-arc welding condition by means of a calculation and graphic method // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 392–396. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.682.392.

Конфликт интересов

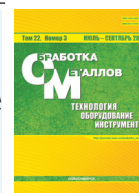
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 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



Mechanical and Tribological Properties of a Metal Wall Grown by an Electric Arc Method in an Atmosphere of Shielding Gas

Maxim Kuznetsov^{1, a, *}, Vladimir Danilov^{2, b}, Maxim Krampit^{3, c}, Dmitry Chinakhov^{1, 2, d},
Mikhail Slobodyan^{2, e}

¹ Yurga Institute of Technology, TPU Affiliate, 26 Leningradskaya st., Yurga, 652055, Russian Federation

² Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, 2/4, Academic Avenue, Tomsk, 635055, Russian Federation

³ School of Engineering, 24, Leningrad Street, Yurga, 650059, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-3919-3009>, kyznechik_85@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-5741-7574>, dvi@ispms.tsc.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0003-3710-9598>, savage_jawa@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>, chinakhov@tpu.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-5718-7027>, s.m.s@ngs.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 22 April 2020

Revised: 19 May 2020

Accepted: 24 June 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

MAG additive manufacturing

Tensile strength

Yield strength

Elongation

Tribological properties

Funding

The study was financially supported by the Russian Foundation for Basic Research in the framework of the scientific project No. 18-38-00036 and the Basic Research Program of the State Academies of Sciences for 2013–2020 (Project No. 23.2.1).

ABSTRACT

Introduction. At present, additive manufacturing is one of the most promising methods to optimize the production processes of complex metal products. It is based on the layer-by-layer metal deposition in accordance with a three-dimensional model created using computer aided design software. Various metal powders and wires are applied as a feedstock, and a laser or electron beam, as well as an arc can be employed as a heat source. Despite the existing rather large number of developed methods for the complex metal product additive manufacturing, some of them are very expensive that results in a high production cost. Due to this fact, developing equipment and procedures for the layer-by-layer gas metal arc deposition using carbon dioxide as a shielding gas is an urgent task. **The aim of the paper** is to investigate the mechanical and tribological properties of carbon steel samples built by the layer-by-layer gas metal arc deposition according to the developed procedure. The carbon steel samples, built by layer-by-layer gas metal arc deposition using carbon dioxide as a shielding gas, are studied. **The research methods** are mechanical tests of tensile strength, yield strength and elongation of grown samples, as well as tribological properties (wear surface area, friction coefficient and amplitude of vibrational accelerations). **Results and Discussion.** It is found that the samples built by the developed additive manufacturing procedure possessed the mechanical properties commensurate with hot-rolled steel. It is established that there is a decrease in linear energy when growing a metal wall according to the developed technology due to preheating of the electrode wire to 400...600 °C by installing an additional current supply located at a distance of 250...400 mm from the end of the wire to pass the heating current. As a result, the tribological properties of the grown samples are increased and its wear became more uniform.

For citation: Kuznetsov M.A., Danilov V.I., Krampit M.A., Chinakhov D.A., Slobodyan M.S. Mechanical and tribological properties of a metal wall grown by an electric arc method in an atmosphere of shielding gas. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 18–32. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-18-32. (In Russian).

References

1. GOST R 57558–2017. *Additivnye tekhnologicheskie protsessy. Bazovye printsipy*. Ch. 1. *Terminy i opredeleniya* [State standard R 57558–2017. Additive manufacturing. General principles. Pt. 1. Terms and definitions]. Moscow, Standartinform Publ., 2017. 12 p.

* Corresponding author

Kuznetsov Maxim A., Ph.D. (Engineering)

Yurga Institute of Technology, TPU Affiliate

26 Leningradskaya st., Yurga, 652055, Russian Federation

Tel.: 8 (38451) 7-77-65, e-mail: kyznechik_85@mail.ru



2. Murr L.E., Martinez E., Amato K.N., Gaytan S.M., Hernandez J., Ramirez D.A., Shindo P.W., Medina F., Wicker R.B. Fabrication of metal and alloy components by additive manufacturing: examples of 3D materials science. *Journal of Materials Research and Technology*, 2012, vol. 1, pp. 42–54. DOI: 10.1016/S2238-7854(12)70009-1.
3. Murr L.E., Gaytan S.M., Ramirez D.A., Martine E., Hernandez J., Amato K.N., Shindo P.W., Medina F.R., Wicker R.B. Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies. *Journal of Materials Science and Technology*, 2012, vol. 28, iss. 1, pp. 1–14. DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60016-4.
4. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57, iss. 3, pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
5. Sing S.L., An J., Yeong W.Y., Wiria F.E. Laser and electron-beam powder-bed additive manufacturing of metallic implants: a review on processes, materials and designs. *Journal of Orthopaedic Research*, 2016, vol. 34, iss. 3, pp. 369–385. DOI: 10.1002/jor.23075.
6. Körner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting – a review. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61, iss. 5, pp. 361–377. DOI: 10.1080/09506608.2016.1176289.
7. Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 371–392. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
8. Harun W.S.W., Manam N.S., Kamariah M.S.I.N., Sharif S., Zulkifly A.H., Ahmad I., Miura H. A review of powdered additive manufacturing techniques for Ti-6Al-4V biomedical applications. *Powder Technology*, 2018, vol. 331, pp. 74–97. DOI: 10.1016/j.powtec.2018.03.010.
9. Chen S., Tong Y., Liaw P.K. Additive manufacturing of high-entropy alloys: a review. *Entropy*, 2018, vol. 20, iss. 12, p. 937. DOI: 10.3390/e20120937.
10. Ahmed N. Direct metal fabrication in rapid prototyping: a review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 42, pp. 167–191. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.001.
11. Frazier W.E. Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23 (6), pp. 1917–1928. DOI: 10.1007/s11665-014-0958-z.
12. Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61, iss. 5, pp. 315–360. DOI: 10.1080/09506608.2015.1116649.
13. Murr L.E. A metallographic review of 3D printing/additive manufacturing of metal and alloy products and components. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2018, vol. 7, iss. 2, pp. 103–132. DOI: 10.1007/s13632-018-0433-6.
14. Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: a critical review. *Materials and Design*, 2018, vol. 139, pp. 565–586. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.
15. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
16. Gisario A., Kazarian M., Martina F., Mehrpouya M. Metal additive manufacturing in the commercial aviation industry: a review. *Journal of Manufacturing Systems*, 2019, vol. 53, pp. 124–149. DOI: 10.1016/j.jmsy.2019.08.005.
17. Li N., Huang S., Zhang G., Qin R., Liu W., Xiong H., Shi G., Blackburn J. Progress in additive manufacturing on new materials: a review. *Journal of Materials Science and Technology*, 2019, vol. 35, iss. 2, pp. 242–269. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.002.
18. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 81, pp. 465–481. DOI: 10.1007/s00170-015-7077-3.
19. Oliveira J.P., Santos T.G., Miranda R.M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: from theory to practice. *Progress in Materials Science*, 2020, vol. 107, p. 100590. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100590.
20. Williams S. W., Martina F., Addison A. C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + arc additive manufacturing. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32, iss. 7, pp. 641–647. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.
21. Wu B., Pan Z., Ding D., Cuiuri D., Li H., Xu J., Norrish J. A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, vol. 35, pp. 127–139. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.

22. Cunningham C.R., Flynn J.M., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 22, pp. 672–686. DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
23. Brandl E., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire. Part I: Microstructural properties of single beads. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 206, pp. 1120–1129. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.07.095.
24. Brandl E., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Deposition of Ti-6Al-4V using laser and wire. Part II: Hardness and dimensions of single beads. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 206, pp. 1130–1141. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.07.094.
25. Brandl E., Palm F., Michailov V., Viehweger B., Leyens C. Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, pp. 4665–4675. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.06.062.
26. Ding Y., Akbari M., Kovacevic R. Process planning for laser wire-feed metal additive manufacturing system. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, iss. 1–4, pp. 355–365. DOI: 10.1007/s00170-017-1179-z.
27. Chekir N., Sixsmith J.J., Tollett R., Brochu M. Laser wire deposition of a large Ti-6Al-4V space component. *Welding Journal*, 2019, vol. 98, iss. 6, pp. 172-s–180-s. DOI: 10.29391/2019.98.014.
28. Gibson B.T., Bandari Y.K., Richardson B.S., Henry W.C., Vetland E.J., Sundermann T.W., Love L.J. Melt pool size control through multiple closed-loop modalities in laser-wire directed energy deposition of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 100993. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100993.
29. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, iss. 9–12, pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
30. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, iss. 2, pp. 267–275. DOI: 10.1007/s40194-017-0537-7.
31. Wanjara P., Watanabe K., Formanoir C. de, Yang Q., Bescond C., Godet S., Brochu M., Nezaki K., Gholipour J., Patnaik P. Titanium alloy repair with wire-feed electron beam additive manufacturing technology. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 2019, p. 3979471. DOI: 10.1155/2019/3979471.
32. Martina F., Mehnen J., Williams S.W., Colegrove P., Wang F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, vol. 212, pp. 1377–1386. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002.
33. Zhang J., Wang X., Paddea S., Zhang X. Fatigue crack propagation behaviour in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V: effects of microstructure and residual stress. *Materials and Design*, 2016, vol. 90, pp. 551–561. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.141.
34. Lin J., Lv Y., Liu Y., Sun Z., Wang K., Li Z., Wu Y., Xu B. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, vol. 69, pp. 19–29. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.12.015.
35. Hönnige J.R., Colegrove P., Williams S. Improvement of microstructure and mechanical properties in wire + arc additively manufactured Ti-6Al-4V with machine hammer peening. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 216, pp. 8–17. DOI: 10.1016/j.proeng.2018.02.083.
36. Lin J., Lv Y., Guo D., Wu X., Li Z., Liu C., Guo B., Xu G., Xu B. Enhanced strength and ductility in thin Ti-6Al-4V alloy components by alternating the thermal cycle strategy during plasma arc additive manufacturing. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 759, pp. 288–297. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.025.
37. Lin J., Lv Y., Liu Y., Sun Z., Wang K., Li Z., Wu Y., Xu B. Microstructural evolution and mechanical property of Ti-6Al-4V wall deposited by continuous plasma arc additive manufacturing without post heat treatment. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, 2017, vol. 69, pp. 19–29. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2016.12.015.
38. Ríos S., Colegrove P.A., Williams S.W. Metal transfer modes in plasma wire+arc additive manufacture. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 264, pp. 45–54. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.08.043.
39. Biswal R., Zhang X., Shamir M., Mamun A.A., Awd M., Walther F., Syed A.K. Interrupted fatigue testing with periodic tomography to monitor porosity defects in wire + arc additive manufactured Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 28, pp. 517–527. DOI: 10.1016/j.addma.2019.04.026.
40. McAndrew A.R., Rosales M.A., Colegrove P.A., Hönnige J.R., Ho A., Fayolle R., Eyitayo K., Stan I., Sukrongpang P., Crochemore A., Pinter Z. Interpass rolling of Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured

features for microstructural refinement. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 21, pp. 340–349. DOI: 10.1016/j.addma.2018.03.006.

41. Martina F., Roy M.J., Szost B.A., Terzi S., Colegrove P.A., Williams S.W., Withers P.J., Meyer J., Hofmann M. Residual stress of as-deposited and rolled wire + arc additive manufacturing Ti-6Al-4V components. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32, iss. 1, pp. 1439–1448. DOI: 10.1080/02670836.2016.1142704.

42. Donoghue J., Antony A.A., Martina F., Colegrove P.A., Williams S.W., Prangnell P.B. The effectiveness of combining rolling deformation with wire-arc additive manufacture on β -grain refinement and texture modification in Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, 2016, vol. 114, pp. 103–114. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.02.001.

43. Wu B., Pan Z., Chen G., Ding D., Yuan L., Cuiuri D., Li H. Mitigation of thermal distortion in wire arc additively manufactured Ti6Al4V part using active interpass cooling. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24, iss. 5, pp. 484–494. DOI: 10.1080/13621718.2019.1580439.

44. Lu T., Liu C., Li Z., Wu Q., Wang J., Xu T., Liu J., Wang H., Ma S. Hot-wire arc additive manufacturing Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V titanium alloy: pore characterization, microstructural evolution, and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 817, p. 153334. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.153334.

45. Elmer J.W., Gibbs G. The effect of atmosphere on the composition of wire arc additive manufactured metal components. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24, iss. 5, pp. 367–374. DOI: 10.1080/13621718.2019.1605473.

46. Queguineur A., Rückert G., Cortial F., Hascoët J.Y. Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, iss. 2, pp. 259–266. DOI: 10.1007/s40194-017-0536-8.

47. Rodriguez N., Vázquez L., Huarte I., Arruti E., Tabernero I., Alvarez P. Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, iss. 5, pp. 1083–1096. DOI: 10.1007/s40194-018-0606-6.

48. Bekker A.C.M., Verlinden J.C. Life cycle assessment of wire + arc additive manufacturing compared to green sand casting and CNC milling in stainless steel. *Journal of Cleaner Production*, 2018, vol. 177, pp. 438–447. DOI: 10.1016/j.jclepro.2017.12.148.

49. Hofer K., Haelsig A., Mayr P. Arc-based additive manufacturing of steel components – comparison of wire- and powder-based variants. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, iss. 2, pp. 243–247. DOI: 10.1007/s40194-017-0527-9.

50. Martina F., Ding J., Williams S., Caballero A., Pardal G., Quintino L. Tandem metal inert gas process for high productivity wire arc additive manufacturing in stainless steel. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 25, pp. 545–550. DOI: 10.1016/j.addma.2018.11.022.

51. Hosseini V., Höglström M., Hurtig K., Valiente Bermejo M.A., Stridh L.-E., Karlsson L. Wire-arc additive manufacturing of a duplex stainless steel: thermal cycle analysis and microstructure characterization. *Welding in the World*, 2019, vol. 63, pp. 975–987. DOI: 10.1007/s40194-019-00735-y.

52. Ahsan M.R.U., Tanvir A.N.M., Seo G.-J., Bates B., Hawkins W., Lee C., Liaw P.K., Noakes M., Nycz A., Kim D.B. Heat-treatment effects on a bimetallic additively-manufactured structure (BAMS) of the low-carbon steel and austenitic-stainless steel. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101036. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101036.

53. Laghi V., Palermo M., Gasparini G., Girelli V.A., Trombetti T. Experimental results for structural design of wire-and-arc additive manufactured stainless steel members. *Journal of Constructional Steel Research*, 2020, p. 105858. DOI: 10.1016/j.jcsr.2019.105858.

54. Elmer J.W., Vaja J., Carpenter J.S., Coughlin D.R., Dvornak M.J., Hochanadel P., Gurung P., Johnson A., Gibbs G. Wire-based additive manufacturing of stainless steel components laser, arc, and electron beam sources were compared for free form fabrication of metal parts at high deposition rates. *Welding Journal*, 2020, vol. 99, iss. 1, pp. 8-s–24-s. DOI: 10.29391/2020.99.002.

55. Li F., Chen S., Shi J., Zhao Y. In-process control of distortion in wire and arc additive manufacturing based on a flexible multipoint support fixture. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24, iss. 1, pp. 36–42. DOI: 10.1080/13621718.2018.1476083.

56. Ortega A.G., Galvan L.C., Deschaux-Beaume F., Mezrag B., Rouquette S. Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al₅Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, vol. 23, iss. 4, pp. 316–332. DOI: 10.1080/13621718.2017.1388995.

57. Geng H., Li J., Xiong J., Lin X. Optimisation of interpass temperature and heat input for wire and arc additive manufacturing 5A06 aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2017, vol. 22, iss. 6, pp. 472–483. DOI: 10.1080/13621718.2016.1259031.

58. Ortega A.G., Galvan L.C., Salem M., Moussaoui K., Segonds S., Rouquette S., Deschaux-Beaume F. Characterisation of 4043 aluminium alloy deposits obtained by wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24, iss. 6, pp. 538–547. DOI: 10.1080/13621718.2018.1564986.
59. Zhang S., Zhang Y., Gao M., Wang F., Li Q., Zeng X. Effects of milling thickness on wire deposition accuracy of hybrid additive/subtractive manufacturing. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2019, vol. 24, iss. 5, pp. 375–381. DOI: 10.1080/13621718.2019.1595925.
60. Gu J., Yang S., Gao M., Bai J., Zhai Y., Ding J. Micropore evolution in additively manufactured aluminum alloys under heat treatment and inter-layer rolling. *Materials and Design*, 2020, vol. 186, p. 108288. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108288.
61. Zhang Z., Ren W., Yang Z., Wen G. Real-time seam defect identification for Al alloys in robotic arc welding using optical spectroscopy and integrating learning. *Measurement*, 2020, vol. 156, p. 107546. DOI: 10.1016/j.measurement.2020.107546.
62. Miao Q., Wu D., Chai D., Zhan Y., Bi G., Niu F., Ma G. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing. *Materials and Design*, 2020, vol. 186, p. 108205. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108205.
63. Javadi Y., MacLeod C.N., Pierce S.G., Gachagan A., Lines D., Mineo C., Ding J., Williams S., Vasilev M., Mohseni E., Su R. Ultrasonic phased array inspection of a wire + arc additive manufactured (WAAM) sample with intentionally embedded defects. *Additive Manufacturing*, 2019, vol. 29, p. 100806. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100806.
64. Horii T., Kirihaara S., Miyamoto Y. Freeform fabrication of Ti–Al alloys by 3D micro-welding. *Intermetallics*, 2008, vol. 16, pp. 1245–1249. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.07.009.
65. Ou W., Mukherjee T., Knapp G.L., Wei Y., DebRoy T. Fusion zone geometries, cooling rates and solidification parameters during wire arc additive manufacturing. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 127, pp. 1084–1094. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.08.111.
66. Marinelli G., Martina F., Ganguly S., Williams S. Development of wire + arc additive manufacture for the production of large-scale unalloyed tungsten components. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, vol. 82, pp. 329–335. DOI: 10.1016/j.jrmhm.2019.05.009.
67. Marinelli G., Martina F., Lewtas H., Hancock D., Mehraban S., Lavery N., Ganguly S., Williams S. Microstructure and thermal properties of unalloyed tungsten deposited by wire + arc additive manufacture. *Journal of Nuclear Materials*, 2019, vol. 522, pp. 45–53. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.04.049.
68. Abe T., Mori D., Sonoya K., Nakamura M., Sasahara H. Control of the chemical composition distribution in deposited metal by wire and arc-based additive manufacturing. *Precision Engineering*, 2019, vol. 55, pp. 231–239. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2018.09.010.
69. Zeng Z., Cong B.Q., Oliveira J.P., Ke W.C., Schell N., Peng B., Qi Z.W., Ge F.G., Zhang W., Ao S.S. Wire and arc additive manufacturing of a Ni-rich NiTi shape memory alloy: Microstructure and mechanical properties. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101051. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101051.
70. Kuznetsov M.A., Krampit M.A. [The design of the 3d printer for electric-arc layered growth of metal products]. *Innovatsii v informatsionnykh tekhnologiyakh, mashinostroenii i avtotransporte: sbornik materialov II Mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii* [Proceedings 2nd International conference “Innovations in information technology, engineering and motor vehicles”]. Kemerovo, 2018, pp. 151–153. (In Russian).
71. Kuznetsov M., Zernin E., Krampit M., Danilov V., Shlyakhova G. Structural and chemical analysis of 3d printed metal products. *International Journal of Advanced Science and Technology*, 2019, vol. 28, iss. 15, pp. 699–709.
72. Krampit A.G., Krampit M.A. Determination of a wire heat temperature under a pulse-arc welding condition y means of a calculation and graphic method. *Applied Mechanics and Materials*, 2014, vol. 682, pp. 392–396. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.682.392.

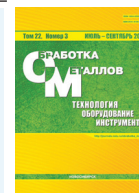
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Исследование возможности чистовой лазерной обработки заготовок из алюминиевого сплава Д16

Антон Кисель^{1, а, *}, Дмитрий Белан^{2, б}, Георгий Тодер^{2, в}

¹ Омский государственный технический университет, пр. Мира, 11, г. Омск, 644050, Россия

² Омский государственный университет путей сообщения, пр. К. Маркса, 35, г. Омск, 644046, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>,  kisel1988@mail.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0002-7168-103X>,  Baltazar.13@mail.ru,

^в  <https://orcid.org/0000-0001-5000-7137>,  georgyt@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.01:621.373.826

История статьи:

Поступила: 12 июня 2020

Рецензирование: 22 июня 2020

Принята к печати: 30 июля 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Лазерная обработка

Шероховатость поверхности

Чистовая обработка

Алюминиевый сплав

Плотность линий

Мощность лазера

АННОТАЦИЯ

Введение: Одна из важнейших задач при производстве металлических деталей – обеспечение необходимого качества обработанной поверхности. Существует множество способов достижения требуемого качества, но наименее исследованным является лазерная микрообработка. **Цель работы** – экспериментальное определение возможности снижения шероховатости поверхности заготовки с помощью лазерной обработки. **Методы.** Лазерная обработка в данных исследованиях выполнялась с помощью системы лазерной маркировки (СЛМ) «ТурбоМаркер-В20». Идея исследований состоит в том, что с помощью лазерной обработки с рациональными режимами возможно уменьшить шероховатость поверхности заготовки за счет удаления вершин микронеровностей. При проведении исследований в качестве режимов лазерной обработки выбраны плотность линий ρ , описываемых лазером при обработке, линий/мм, и мощность лазера N , %. **Результаты и их обсуждение.** В результате проведенных экспериментов и выполненных расчетов была построена поверхность отклика и установлена формула зависимости $Ra_{cp} = f(\rho; N)$. Оценка установленной зависимости показала, что снижения шероховатости можно достичь при следующих режимах: $\rho = 120$ линий/мм; $N = 1 \dots 5$ %. Затем выполнена лазерная обработка предварительно фрезерованных и шлифованных заготовок с полученными режимами. Основываясь на результатах экспериментальных исследований, представленных в данной статье, можно сделать следующие выводы: 1) лазерная обработка может быть применена с целью окончательной (финишной) обработки, так как позволяет снизить шероховатость поверхности фрезерованной заготовки из сплава Д16 на 23,8 %, а шлифованной – на 6,6 %; 2) несмотря на то что снижение шероховатости после обработки шлифованной заготовки незначительно, возможным является то, что применяемые режимы не были оптимальными для данных условий. Поэтому дальнейшие исследования следует направить на определение таких режимов, а также на установление физических процессов в зоне обработки и их влияния на заготовку.

Для цитирования: Кисель А.Г., Белан Д.Ю., Тодер Г.Б. Исследование возможности чистовой лазерной обработки заготовок из алюминиевого сплава Д16 // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 33–43. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-33-43.

Введение

Одной из важнейших задач при производстве металлических деталей всегда было и остается обеспечение необходимого качества обработанной поверхности. Требуемое качество достигается следующими способами:

1) за счет применения рациональных режимов резания и режущих инструментов, а также

современного станочного оборудования (станки повышенной жесткости обеспечивают уменьшение вибраций технологической системы, а рациональные режимы и режущий инструмент – снижение возникающих сил и получаемой формы детали и шероховатости поверхности) [1–4];

2) за счет рационального выбора смазочно-охлаждающих жидкостей (это обеспечивает снижение температуры в зоне обработки, снижение силы трения и силы резания, в результате чего уменьшаются температурные и механические деформации заготовки и увеличивается точность получаемых размеров) [5–8];

*Адрес для переписки

Кисель Антон Геннадьевич, к.т.н., доцент
Омский государственный технический университет
пр. Мира, 11,
644050, г. Омск, Россия
Тел.: +7 (999) 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

3) доводочных операций (это дополнительные операции, при которых с заготовки снимается припуск малого размера – сотые доли миллиметра – до достижения требуемого размера детали и шероховатости поверхности – обработка свободным и закрепленным абразивом) [9–12];

4) комбинированных методов обработки (к ним относятся традиционные методы механической обработки, но с применением дополнительных физических воздействий, таких как электрический ток, магнитное поле, вибрации, пластическая деформация, ультразвук и другое, что нацелено на снижение шероховатости и волнистости поверхности, а также на увеличение ресурса получаемой детали) [13–16].

В настоящее время в машиностроении находят все большее применение лазерные технологии, используемые при следующих операциях обработки металлических заготовок:

- 1) сверление и перфорирование [17];
- 2) термическая обработка [18];
- 3) лазерная резка [19, 20];
- 4) гравировка и маркировка [21];
- 5) микрообработка [22];
- 6) спекание [23, 24];
- 7) модификация поверхности [25, 26];
- 8) селективная лазерная абляция [27, 28];
- 9) лазерная сварка [29, 30].

Из перечисленных способов микрообработка предполагает обработку деталей малых размеров (применяемых, например, в электронике) и отличается величиной снимаемого припуска за один проход от 10 мкм и более. Наличие большого числа публикаций по лазерной обработке за последние годы говорит об актуальности данной тематики. Однако несмотря на это, в литературе практически не освещен вопрос о зависимости качества получаемой поверхности от параметров лазерной обработки. Поскольку речь идет о микрообработке, принятым параметром качества должна быть шероховатость. Предполагается, что другие параметры качества обеспечиваются при обработке, предшествующей лазерной. Следует отметить, что необходимо выбирать так называемые «щадящие» режимы лазерной обработки, в результате чего на поверхности заготовки не возникает высокая температура, а значит, не происходят изменения структуры и свойств материала заготовки. Таким образом, **целью**

данной работы является экспериментальное определение возможности снижения шероховатости поверхности заготовки с помощью лазерной обработки. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**: 1) экспериментально установить шероховатость поверхности после лазерной обработки с различными режимами; 2) установить зависимость шероховатости поверхности от режимов лазерной обработки; 3) расчетным путем определить режимы, при которых возможно уменьшение шероховатости поверхности; 4) экспериментально установить шероховатость поверхности при рассчитанных режимах и сделать вывод об эффективности лазерной обработки.

Методика исследований

Лазерная обработка в данных исследованиях выполнялась с помощью системы лазерной маркировки (СЛМ) «ТурбоМаркер-B20» производства ООО «Лазерный Центр» (рис. 1). Основные технические характеристики применяемой системы следующие:

- тип лазера – иттербиевый импульсный волоконный;
- длина волны основного излучения – 1055...1075 нм;
- длительность импульса – 100...110 нс;
- максимальная выходная мощность излучения – 20 Вт;
- диапазон регулирования частоты модуляции – 20...100 кГц.

Идея исследований состоит в том, что с помощью лазерной обработки с рациональными режимами возможно уменьшение шероховатости поверхности заготовки за счет удаления вершин микронеровностей. Применяемая СЛМ предназначена для нагрева, плавления и испарения части металла из зоны воздействия, что может негативно сказываться на качестве поверхности. Следовательно, для чистовой обработки необходимы такие режимы, при которых не будет возникать высоких температур на поверхности заготовки, а значит, не будет и изменений свойств материала. На начальном этапе требуется установить эмпирическую зависимость шероховатости как основного параметра качества от режимов лазерной обработки. Это позволит с определенной погрешностью прогнозировать

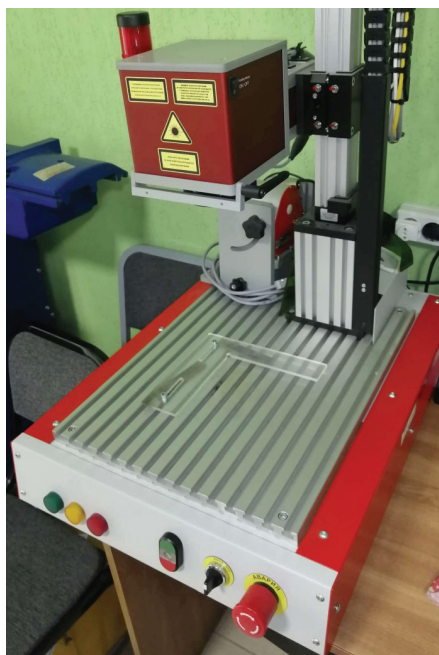


Рис. 1. Общий вид СЛМ
«ТурбоМаркер-V20»

Fig. 1. General view of the LMS
“TurboMarker-V20”



Рис. 2. Внешний вид
обработанной заготовки

Fig. 2. Appearance of the
processed billet

качество обработанной поверхности, а значит, сузить зону поиска рациональных режимов.

При проведении исследований в качестве режимов лазерной обработки выбраны следующие два наиболее значимых (эксперимент двухфакторный):

- плотность линий, описываемых лазером при обработке, линий/мм;
- мощность лазера, % (от максимальной мощности, которая для данной модели СЛМ составляет 20 Вт).

При этом неизменными были частота модуляции (40 кГц) и скорость маркировки (800 мм/с).

В качестве материала обрабатываемой заготовки принят алюминиевый сплав Д16, так как алюминиевые сплавы являются одними из наиболее распространенных в машиностроении и, в частности, в авиа- и ракетостроении. Поэтому к обработке таких сплавов предъявляют высокие требования по качеству получаемой поверхности и точности размеров.

Эксперименты проводились на шлифованных заготовках (рис. 2) со средней шероховатостью Ra 0,076 мкм при следующих режимах:

- плотность линий лазера ρ , линий/мм: 20, 60, 100;
- мощность лазера N , %: 10, 15, 20.

Плотность линий выбрана в достаточно широком диапазоне с целью увеличения вероятности нахождения оптимальной величины. Значения мощности приняты на основе предварительных экспериментов такие, при которых не происходит видимых изменений поверхности заготовки. Обработанная при каждом режиме область заготовки пронумеровывалась и обводилась с помощью СЛМ, для того чтобы в дальнейшем производить измерения шероховатости. Размеры обработанных областей составляли 15×15 мм. На каждом режиме лазерной обработки производился один проход.

Результаты и их обсуждение

Результаты лазерной обработки оценивались с помощью профилометра PS1 Mahr (рис. 3). Измерения шероховатости производились под углом 90° к линиям, описываемым лазером. На каждой обработанной области (т. е. для каждого из режимов обработки) шероховатость определялась 5...7 раз и рассчитывалось ее среднее арифметическое значение (Ra_{cp} , мкм). Полученные данные представлены в табл. 1.

Обработка результатов исследований выполнялась методом полного факторного экспери-



Рис. 3. Измерение шероховатости обработанной заготовки

Fig. 3. Measurement of the processed workpiece roughness

Таблица 1

Table 1

Результаты измерений шероховатости заготовок после лазерной обработки

The results of measuring the workpieces roughness after laser processing

Номер опыта	ρ , линий/мм	N , %	Ra_{cp} , мкм
1	20	10	0,122
2	20	15	0,151
3	20	20	0,226
4	60	10	0,156
5	60	15	0,233
6	60	20	0,376
7	100	10	0,188
8	100	15	0,305
9	100	20	0,450

мента и также с помощью программы STATISTICA v12.0. В результате было установлено, что погрешность относительно экспериментальных данных при расчетах по формуле, полученной методом полного факторного эксперимента, превышала 17 %. Погрешность при расчетах по формуле, полученной с помощью программы STATISTICA v12.0, не превысила 6,7 %. Поэтому дальнейшие расчеты выполнялись по формуле, полученной в данной программе:

$$Ra_{cp} = 0,1885 + 5,9028 \cdot 10^{-6} \rho - 0,0201N - 9,2187 \cdot 10^{-6} \rho^2 + 0,0002\rho N + 0,0009N^2.$$

Установленная таким образом поверхность отклика представлена на рис. 4.

Несмотря на то что при испытаниях установлено увеличение шероховатости поверхности после лазерной обработки, полученное выражение дает возможность прогнозировать тенденцию изменения шероховатости поверхности.

Оценка поверхности отклика (рис. 4) показала, что для уменьшения шероховатости обрабатываемой поверхности необходимо устанавливать мощность лазера менее 10 %. Если рассматривать зависимость шероховатости от плотности линий при постоянной мощности, равной 10 %, то расчет показал, что на выбранном ранее диапазоне есть точка экстремума, соответствующая плотности 108,80 линий/мм, т. е. для уменьшения шероховатости необходимо устанавливать плотность либо менее 20 линий/мм, либо более 108,80 линий/мм. Однако очевидным является то, что при снижении плотности линий снижа-

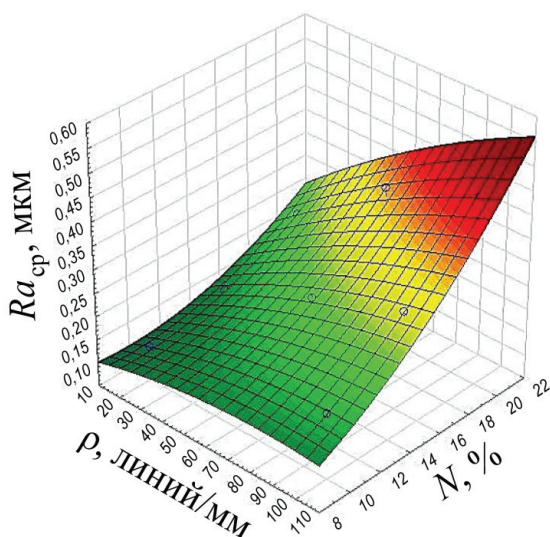


Рис. 4. Поверхность отклика зависимости

$$Ra_{cp} = f(\rho; N)$$

Fig. 4. The response surface of the dependency

$$Ra_{av} = f(\rho; N)$$

ется также и площадь фактически обработанной поверхности заготовки. Поэтому для расчетного определения режима лазерной обработки, при котором возможно снижение шероховатости, было принято решение снижать мощность лазера менее 10 % и увеличивать плотность линий более 108,80 линий/мм. Путем подбора варьируемых факторов расчетным путем по формуле (1) было установлено, что снижения шероховатости поверхности заготовки можно достигнуть при следующих режимах лазерной обработки:

- $\rho = 120$ линий/мм;
- $N = 1 \dots 5$ %.

Установленные таким образом режимы нуждаются в экспериментальной проверке. С этой целью была выполнена обработка заготовки из сплава Д16 методом торцового фрезерования. Установленная описанным выше методом средняя шероховатость поверхности Ra_{cp} составила 1,348 мкм. Затем производилась лазерная обработка полученной поверхности с режимами, при которых было ранее спрогнозировано снижение шероховатости. На фрагменте заготовки (рис. 5) представлены обработанные области: первая слева область соответствует мощности 1 %, вторая – 3 %, третья – 5 %.

При визуальной оценке заготовки (см. рис. 4) видимых изменений после лазерной обработки не было установлено, что говорит об отсутствии возникновения высоких температур и сохра-



Рис. 5. Фрагмент фрезерованной заготовки с областями, подвергшимися лазерной обработке

Fig. 5. A fragment of a milled billet with laser-treated areas

нения свойств материала. Однако в результате измерений шероховатости было зафиксировано изменение по сравнению с поверхностью, не подвергавшейся лазерной обработке. Полученные результаты представлены в табл. 2.

Оценка табл. 2 показала, что лазерная обработка при $\rho = 120$ линий/мм и $N = 1$ % позволяет снизить шероховатость поверхности фрезерованной заготовки из сплава Д16 на 23,8 %. Полученные результаты подтверждают высказанную ранее гипотезу о возможности снижения шероховатости заготовки методом лазерной обработки. Однако исходная шероховатость заготовки была достаточно высокой и соответствовала седьмому классу чистоты поверхности.

Интересной является возможность снижения шероховатости поверхности более высокого класса чистоты, например, после шлифования. Поэтому далее была выполнена лазерная обработка шлифованной заготовки, образец которой представлен на рис. 2, с установленными режи-

Таблица 2

Table 2

Результаты измерений шероховатости фрезерованных заготовок после лазерной обработки с установленными режимами
The results of measurements of the milled workpieces roughness after laser processing with the established modes

ρ , линий/мм	N , %	Ra_{cp} , мкм
0 (до лазерной обработки)	0 (до лазерной обработки)	1,348
120	5	1,302
120	3	1,204
120	1	1,027

мами. Исходная средняя шероховатость заготовки Ra_{cp} , как было сказано ранее, составляла 0,076 мкм. Результаты измерений шероховатости заготовок приведены в табл. 3.

Таблица 3

Table 3

Результаты измерений шероховатости шлифованной заготовки после лазерной обработки с установленными режимами

The results of measurements of the grounded workpiece roughness after laser processing with established modes

ρ , линий/мм	N , %	Ra_{cp} , мкм
120	5	0,077
120	3	0,071
120	1	0,093

Оценка табл. 3 показала, что лазерная обработка при $\rho = 120$ линий/мм и $N = 3$ % позволяет снизить шероховатость поверхности шлифованной заготовки из сплава Д16 на 6,6 %. Полученные результаты еще раз подтверждают высказанную ранее гипотезу о возможности снижения шероховатости методом лазерной обработки, и данное явление справедливо для шлифованных заготовок.

Выводы

В результате проведенных исследований доказана гипотеза о возможности снижения шероховатости заготовки методом лазерной обработки за счет удаления вершин микронеровностей и решены все поставленные задачи: 1) экспериментально установлена шероховатость поверхности после лазерной обработки с различными режимами; 2) с помощью программы STATISTICA v12.0 установлена эмпирическая зависимость шероховатости поверхности от режимов лазерной обработки; 3) расчетным путем определены режимы, при которых возможно уменьшение шероховатости поверхности; 4) экспериментально установлена шероховатость поверхности при рассчитанных режимах и сделан вывод об эффективности лазерной обработки.

Так как лазерная обработка позволяет снизить шероховатость поверхности фрезерованной

заготовки из сплава Д16 на 23,8 %, а шлифованной – на 6,6 %, она может быть применена с целью окончательной (финишной) обработки. Несмотря на то что снижение шероховатости после обработки шлифованной заготовки незначительно, возможным является то, что применяемые режимы не являлись оптимальными для данных условий. Поэтому дальнейшие исследования следует направить на определение таких режимов, а также на установление физических процессов в зоне обработки и их влияния на заготовку.

Список литературы

1. Machining of directed energy deposited Ti6Al4V using adaptive control / O. Oyelola, A. Jackson-Crisp, P. Crawforth, D.M. Pieris, R.J. Smith, R. M'Saoubi, A.T. Clare // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 54. – P. 240–250. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.03.004.
2. A closed-loop error compensation method for robotic flank milling / G. Xiong, Z.L. Li, Y. Ding, L.M. Zhu // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2020. – Vol. 63. – P. 101928. – DOI: 10.1016/j.reim.2019.101928.
3. Friction improvement via grinding wheel texturing by dressing / M.G. Moreno, J.A. Ruiz, D.B. Azpeitia, J.I.M. Gonzalez, L.G. Fernandez // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 107, iss. 11–12. – P. 4939–4954. – DOI: 10.1007/s00170-020-05350-6.
4. Surface integrity and corrosion performances of hardened bearing steel after hard turning / R. Bertolini, V. Bedekar, A. Ghiotti, E. Savio, R. Shivpuri, S. Bruschì // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 108. – P. 1983–1995. – DOI: 10.1007/s00170-020-05352-4.
5. Liao Y.S., Li T.H., Liu Y.C. An approach to improve cutting performance in micromilling of titanium alloy // *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*. – 2020. – Vol. 8, iss. 2. – P. 024503. – DOI: 10.1115/1.4046560.
6. Jebaraj M., Kumar M.P., Anburaj R. Effect of LN2 and CO(2) coolants in milling of 55NiCrMoV7 steel // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 53. – P. 318–327. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.02.040.
7. A comprehensive review on minimum quantity lubrication (MQL) in machining processes using nano-cutting fluids / Z. Said, M. Gupta, H. Hegab, N. Arora, A.M. Khan, M. Jamil, E. Bellos // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 105, iss. 5–6. – P. 2057–2086. – DOI: 10.1007/s00170-019-04382-x.



8. Application of a wheel cleaning system during grinding of alumina with minimum quantity lubrication / J.C. Lopes, C.E.H. Ventura, L.D. Fernandes, A.B. Tavares, L.E.A. Sanchez, H.J. de Mello, P.R. de Aguiar, E.C. Bianchi // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 102, iss. 1–4. – P. 333–341. – DOI: 10.1007/s00170-018-3174-4.

9. Реченко Д.С. Исследование процесса резания труднообрабатываемых материалов на микроуровне // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 18–25. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-18-25.

10. Ковалевская Ж.Г., Уваркин П.В., Толмачев А.И. Исследование влияния дефектов точения на формирование микрорельефа поверхности стали при ультразвуковой финишной обработке // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2012. – № 1 (54). – С. 14–18.

11. Chen S.T., Chen Y.Y. Microgroove grinding of monocrystalline diamond using medium-frequency vibration-assisted grinding with self-sensing grinding force technique // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 282. – P. 116686. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116686.

12. Grinding assessment of workpieces with different interrupted geometries using aluminum oxide wheel with vitrified bond / F.S.F. Ribeiro, J.C. Lopes, M.V. Garcia, L.E.D. Sanchez, H.J. de Mello, P.R. de Aguiar, E.C. Bianchi // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 108. – P. 931–941. – DOI: 10.1007/s00170-020-05500-w.

13. Hybrid manufacturing of components from Ti-6Al-4V by metal forming and wire-arc additive manufacturing / M. Bambach, I. Sizova, B. Sydow, S. Hemes, F. Meiners // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 282. – P. 116689. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116689.

14. On the turning of electron beam melted gamma-TiAl with coated and uncoated tools: a machinability analysis / S. Anwar, N. Ahmed, S. Pervaiz, S. Ahmad, A. Mohammad, M. Saleh // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 282. – P. 116664. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116664.

15. Study on subsurface damage and surface quality of silicon carbide ceramic induced by a novel non-resonant vibration-assisted roll-type polishing / X.Y. Chen, Y. Gu, J.Q. Lin, A. Yi, M.S. Kang, X.Y. Cang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 282. – P. 116667. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116667.

16. Improving the effectiveness of combined grinding processes for processing superhard materials / J. Kundrak, V. Fedorovich, I. Pyzhov, A.P. Markopoulos // *Journal of Manufacturing Processes*. –

2019. – Vol. 43 (A). – P. 270–275. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.004.

17. Surface morphology and wall angle comparison of microchannels fabricated in titanium alloy using laser-based processes / S. Bhandari, N. Martinez-Prieto, J. Cao, K. Ehmann // *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*. – 2020. – Vol. 8, iss. 2. – P. 021001. – DOI: 10.1115/1.4046283.

18. Microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel processed by different SLM devices / A. Rottger, J. Boes, W. Theisen, M. Thiele, C. Esen, A. Edelmann, R. Hellmann // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 108. – P. 769–783. – DOI: 10.1007/s00170-020-05371-1.

19. Laser cutting optimization model with constraints: maximization of material removal rate in CO2 laser cutting of mild steel / M. Madic, S. Mladenovic, M. Gostimirovic, M. Radovanovic, P. Jankovic // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2020. – Vol. 234 (10). – P. 1323–1332. – DOI: 10.1177/0954405420911529.

20. Голышев А.А., Оришич А.М., Шулятьев В.Б. Оптимальный выбор технологии лазерной резки толстых стальных листов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2016. – № 3 (72). – С. 15–22. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-15-22.

21. Microstructure and hydrothermal ageing of alumina-zirconia composites modified by laser engraving / L. Gremillard, L. Cardenas, H. Reveron, T. Douillard, A. Vogl, K. Hans, T. Oberbach // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2020. – Vol. 40, iss. 54. – P. 2077–2089. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.01.027.

22. Surface analysis and electrochemical characterization on micro-patterns of biomedical Nitinol after nanosecond laser irradiating / Z.Q. Cui, S. Li, J. Zhou, Z.H. Ma, W. Zhang, Y.C. Li, P. Dong // *Surface & Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 391. – P. 125730. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125730.

23. Ha S., Park E., Kim N. Analysis of shape deformation from densification of additive manufacturing parts in selective laser sintering // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. – 2020. – Vol. 21. – P. 1571–1580. – DOI: 10.1007/s12541-020-00359-z.

24. Сапрыкина Н.А. Исследование влияния режимов лазерного спекания на толщину спеченного слоя порошка DSK-F75 // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2015. – № 1 (66). – С. 27–32. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-1-27-32.

25. Modification of surface characteristics and electrochemical corrosion behavior of laser powder bed fused stainless-steel 316L after laser polishing / L. Chen, B. Richter, X.Z. Zhang, X.D. Ren, F.E. Pfefferkorn // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 32. – P. 101013. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.101013.

26. Получение упрочняющих покрытий из аморфизируемых сплавов Fe-Cr-Si-B-C лазерно-плазменными методами / М.Н. Хомяков, П.А. Пинаев, П.А. Стаценко, И.Б. Мирошниченко, Г.Н. Грачев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2018. – Т. 20, № 4. – С. 21–34. – DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34.

27. Pabst L., Ebert R., Exner H. Selective ablation of thin nickel-chromium-alloy films using ultrashort pulsed laser // *Physics Procedia*. – 2016. – Vol. 83. – P. 104–113. – DOI: 10.1016/j.phpro.2016.08.019.

28. Сапрыкина Н.А. Анализ, моделирование и прогнозирование шероховатости поверхности меди, полученной методом селективного лазерного плавления // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2017. – № 3 (76). – С. 6–16. – DOI: 10.17212/1994-6309-2017-3-6-16.

29. Microstructure and mechanical properties of CLF-1/316 L steel dissimilar joints welded with fiber laser welding / Y.L. Shi, S.K. Wu, H.B. Liao, X.Y. Wang // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 54. – P. 318–327. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.03.022.

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

Конфликт интересов

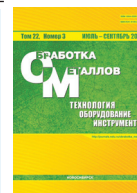
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Investigation of the Possibility of Finishing Laser processing of Aluminum Alloy D16 Workpieces

Anton Kisel'^{1, a, *}, Dmitriy Belan^{2, b}, Georgij Toder^{2, c}

¹ Omsk State Technical University, 11 Prospekt Mira, Omsk, 644050, Russian Federation

² Omsk State Transport University, 35 Prospekt K. Marksa, Omsk, 644046, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>, kisel1988@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-7168-103X>, Baltazar.13@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-5000-7137>, georgyt@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 12 June 2020

Revised: 22 June 2020

Accepted: 30 July 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Laser processing
Surface roughness
Finishing
Aluminum alloy
Density of lines
Laser power

ABSTRACT

Introduction: One of the most important tasks in the production of metal parts is to ensure the necessary quality of the processed surface. There are many ways to achieve the required quality, but one of the least studied is laser micro-processing. **The purpose of the work** is to experimentally determine the possibility of reducing the roughness of the workpiece surface using laser processing. **Methods:** Laser treatment in these studies is performed using a laser marking system (LMS) "Turbomaster-B20". The idea of the research is that using laser processing with rational modes it is possible to reduce the roughness of the workpiece surface by removing the vertices of micro-irregularities. The density of lines (ρ , lines/mm), described by the laser during processing, and the laser power (N , %) are selected as the laser processing modes. **Results and Discussion:** As a result of the experiments and calculations, the response surface is constructed and the formula for the dependence of $Ra_{av} = f(\rho; N)$ is established. Evaluation of the established dependence showed that the reduction of roughness can be achieved by the following this modes: $\rho = 120$ lines/mm; $N = 1...5$ %. Then, laser processing of pre-milled and grounded workpieces with the obtained modes is performed. Based on the results of experimental studies presented in this paper, the following conclusions can be made: 1) laser processing can be applied for the purpose of final (finishing) processing, because it reduces the surface roughness of the milled billet made of D16 alloy by 23.8 %, and the ground one – by 6.6 %; 2) despite the fact that the decrease in roughness after processing the grounded workpiece is insignificant, it is possible that the applied modes were not optimal for these conditions. Therefore, further research should be directed to the definition of such modes, as well as to the establishment of physical processes in the processing zone and its impact on the workpiece.

For citation: Kisel' A.G., Belan D.Yu., Toder G.B. Investigation of the possibility of finishing laser processing of aluminum alloy D16 workpieces. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 33–43. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-33-43. (In Russian).

References

1. Oyelola O., Jackson-Crisp A., Crawforth P., Pieris D.M., Smith R.J., M'Saoubi R., Clare A.T. Machining of directed energy deposited Ti6Al4V using adaptive control. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 54, pp. 240–250. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.03.004.
2. Xiong G., Li Z.L., Ding Y., Zhu L.M. A closed-loop error compensation method for robotic flank milling. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2020, vol. 63, p. 101928. DOI: 10.1016/j.rcim.2019.101928.
3. Moreno M.G., Ruiz J.A., Azpeitia D.B., Gonzalez J.I.M., Fernandez L.G. Friction improvement via grinding wheel texturing by dressing. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 107, iss. 11–12, pp. 4939–4954. DOI: 10.1007/s00170-020-05350-6.

* Corresponding author

Kisel' Anton G., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Omsk State Technical University
 11 Prospekt Mira,
 644050, Omsk, Russian Federation
 Tel.: +7 (999) 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

4. Bertolini R., Bedekar V., Ghiotti A., Savio E., Shivpuri R., Bruschi S. Surface integrity and corrosion performances of hardened bearing steel after hard turning. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 108, pp. 1983–1995. DOI: 10.1007/s00170-020-05352-4.
5. Liao Y.S., Li T.H., Liu Y.C. An approach to improve cutting performance in micromilling of titanium alloy. *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*, 2020, vol. 8, iss. 2, p. 024503. DOI: 10.1115/1.4046560.
6. Jebaraj M., Kumar M.P., Anburaj R. Effect of LN₂ and CO₂ coolants in milling of 55NiCrMoV7 steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 53, pp. 318–327. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.02.040.
7. Said Z., Gupta M., Hegab H., Arora N., Khan A.M., Jamil M., Bellos E. A comprehensive review on minimum quantity lubrication (MQL) in machining processes using nano-cutting fluids. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 105, iss. 5–6, pp. 2057–2086. DOI: 10.1007/s00170-019-04382-x.
8. Lopes J.C., Ventura C.E.H., Fernandes L.D., Tavares A.B., Sanchez L.E.A., Mello H.J. de, Aguiar P.R. de, Bianchi E.C. Application of a wheel cleaning system during grinding of alumina with minimum quantity lubrication. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 102, iss. 1–4, pp. 333–341. DOI: 10.1007/s00170-018-3174-4.
9. Rechenko D.S. Issledovanie protsessa rezaniya trudnoobrabatyvaemykh materialov na mikrourovne [The study of the process of difficult-to-machine materials cutting at the micro-level]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 18–25. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-18-25.
10. Kovalevskaya Zh.G., Uvarin P.V., Tolmachev A.I. Issledovanie vliyaniya defektov tocheniya na formirovanie mikrorel'efa poverkhnosti stali pri ul'trazvukovoi finishnoi obrabotke [Investigation of the influence of turning defects on the formation of the surface micro relief of steel at ultrasonic finishing treatment]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2012, no. 1 (54), pp. 14–18.
11. Chen S.T., Chen Y.Y. Microgroove grinding of monocrystalline diamond using medium-frequency vibration-assisted grinding with self-sensing grinding force technique. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 282, p. 116686. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116686.
12. Ribeiro F.S.F., Lopes J.C., Garcia M.V., Sanchez L.E.D., Mello H.J. de, Aguiar P.R. de, Bianchi E.C. Grinding assessment of workpieces with different interrupted geometries using aluminum oxide wheel with vitrified bond. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 108, pp. 931–941. DOI: 10.1007/s00170-020-05500-w.
13. Bambach M., Sizova I., Sydow B., Hemes S., Meiners F. Hybrid manufacturing of components from Ti-6Al-4V by metal forming and wire-arc additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 282, p. 116689. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116689.
14. Anwar S., Ahmed N., Pervaiz S., Ahmad S., Mohammad A., Saleh M. On the turning of electron beam melted gamma-TiAl with coated and uncoated tools: a machinability analysis. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 282, p. 116664. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116664.
15. Chen X.Y., Gu Y., Lin J.Q., Yi A., Kang M.S., Cang X.Y. Study on subsurface damage and surface quality of silicon carbide ceramic induced by a novel non-resonant vibration-assisted roll-type polishing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 282, p. 116667. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116667.
16. Kundrak J., Fedorovich V., Pyzhov I., Markopoulos A.P. Improving the effectiveness of combined grinding processes for processing superhard materials. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 43 (A), pp. 270–275. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.004.
17. Bhandari S., Martinez-Prieto N., Cao J., Ehmann K. Surface morphology and wall angle comparison of microchannels fabricated in titanium alloy using laser-based processes. *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*, 2020, vol. 8, iss. 2, p. 021001. DOI: 10.1115/1.4046283.
18. Rottger A., Boes J., Theisen W., Thiele M., Esen C., Edelmann A., Hellmann R. Microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel processed by different SLM devices. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 108, pp. 769–783. DOI: 10.1007/s00170-020-05371-1.
19. Madic M., Mladenovic S., Gostimirovic M., Radovanovic M., Jankovic P. Laser cutting optimization model with constraints: maximization of material removal rate in CO₂ laser cutting of mild steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2020, vol. 234 (10), pp. 1323–1332. DOI: 10.1177/0954405420911529.
20. Golyshev A.A., Orishich A.M., Shulyat'ev V.B. Optimal'nyi vybor tekhnologii lazernoi rezki tolstykh stal'nykh listov [Optimal choice of the technology of thick steel sheets laser cutting]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2016, no. 3 (72), pp. 15–22. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-3-15-22.

21. Gremillard L., Cardenas L., Reveron H., Douillard T., Vogl A., Hans K., Oberbach T. Microstructure and hydrothermal ageing of alumina-zirconia composites modified by laser engraving. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, vol. 40, iss. 54, pp. 2077–2089. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.01.027.
22. Cui Z.Q., Li S., Zhou J., Ma Z.H., Zhang W., Li Y.C., Dong P. Surface analysis and electrochemical characterization on micro-patterns of biomedical Nitinol after nanosecond laser irradiating. *Surface & Coatings Technology*, 2020, vol. 391, p. 125730. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125730.
23. Ha S., Park E., Kim N. Analysis of shape deformation from densification of additive manufacturing parts in selective laser sintering. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2020, vol. 21, pp. 1571–1580. DOI: 10.1007/s12541-020-00359-z.
24. Saprykina N.A. Issledovanie vliyaniya rezhimov lazernogo spekaniya na tolshchinu spechennogo sloya poroshka DSK-F75 [The research of the effect of laser sintering modes on the thickness of the sintered cobalt-chromium-molybdenum powder layer]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 1 (66), pp. 27–32. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-1-27-32.
25. Chen L., Richter B., Zhang X.Z., Ren X.D., Pfefferkorn F.E. Modification of surface characteristics and electrochemical corrosion behavior of laser powder bed fused stainless-steel 316L after laser polishing. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101013. DOI: 10.1016/j.addma.2019.101013.
26. Khomyakov M.N., Pinaev P.A., Statsenko P.A., Miroshnichenko I.B., Grachev G.N. Poluchenie uprochnyayushchikh pokrytii iz amorfiziruemykh splavov Fe-Cr-Si-B-C lazerno-plazmennymi metodami [Formation of hardening coatings based on Fe-Cr-Si-B-C alloys with high glass-forming ability by laser-plasma methods]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 4, pp. 21–34. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-21-34.
27. Pabst L., Ebert R., Exner H. Selective ablation of thin nickel-chromium-alloy films using ultrashort pulsed laser. *Physics Procedia*, 2016, vol. 83, pp. 104–113. DOI: 10.1016/j.phpro.2016.08.019.
28. Saprykina N.A. Analiz, modelirovanie i prognozirovanie sherokhovatosti poverkhnosti medi, poluchennoi metodom selektivnogo lazernogo plavleniya [Analysis, modeling and prediction of surface roughness of copper, obtained by selective laser melting]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2017, no. 3 (76), pp. 6–16. DOI: 10.17212/1994-6309-2017-3-6-16.
29. Shi Y.L., Wu S.K., Liao H.B., Wang X.Y. Microstructure and mechanical properties of CLF-1/316 L steel dissimilar joints welded with fiber laser welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 54, pp. 318–327. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.03.022.
30. Golyshev A.A., Malikov A.G., Orishich A.M. Issledovanie mikrostruktury vysokoprochnykh lazernykh svarnykh soedinenii alyuminievo-litievnykh splavov aviatsionnogo naznacheniya [Investigation of the microstructure of high-strength laser welded joints of aluminum-lithium aeronautical alloys]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 50–62. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.2-50-62.

Conflicts of Interest

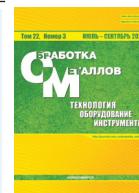
The authors declare no conflict of interest.

© 2020 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



Взаимосвязь температуры и силы резания с износом и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов

Виктор Лапшин^{а, *}, Вероника Христофорова^б, Сергей Носачев^с

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

^а <https://orcid.org/0000-0002-5114-0316>, lapshin1917@yandex.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-8611-1152>, nikaapp@rambler.ru,

^с <https://orcid.org/0000-0003-0302-2937>, nosachev-s@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 531.39

История статьи:

Поступила: 29 апреля 2020
 Рецензирование: 12 мая 2020
 Принята к печати: 07 июня 2020
 Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Нелинейная динамика
 Вибрации
 Процесс резания
 Температура резания

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-08-00022.

АННОТАЦИЯ

Введение. Процессы, протекающие в станке при резании металлов, взаимосвязаны друг с другом. В процессе резания сложная динамика обработки включает в себя как быстроизменяющиеся факторы, так и факторы, носящие более эволюционный (медленный) характер. Под такими факторами подразумеваем: изменения стационарных составляющих сил резания, температуры в зоне обработки и износ инструмента. На сегодня единой и непротиворечивой математической модели, описывающей такую взаимосвязь, не существует. Поэтому в статье предложен подход, основанный на обработке экспериментальных данных, полученных в серии экспериментов, позволяющий выявить структуру обратных связей, формируемых при резании и связывающих между собой подсистемы, описывающие силовую, тепловую и вибрационную реакцию со стороны процесса резания на формообразующие движения инструмента. **Цель работы.** За счет формирования непротиворечивой модели связи между подсистемами, описывающими силовую, тепловую и вибрационную реакцию со стороны процесса резания на формообразующие движения инструмента, получить описание механизма самоорганизации процесса резания в процессе эволюционных изменений инструмента. Такой механизм нужен для поиска некоторого режима функционирования системы резания, при котором может стабилизироваться дальнейший износ режущего клина, сила резания, температура в зоне резания и вибрации инструмента. **В работе исследован** процесс обработки металлов резанием на токарном станке для случая продольного точения изделия. **Методы исследования.** Исследования состоят из серии натурных экспериментов на реальном оборудовании с использованием современного измерительного стенда STD.201-1, позволяющего одновременно измерять силовую, температурную и вибрационную составляющие реакции со стороны процесса резания на формообразующие движения инструмента. Для обработки и анализа полученных экспериментальных данных использовался пакет математических программ Matlab, в котором была разработана подпрограмма, позволяющая провести спектральный анализ вибрационных сигналов, а также графическую интерпретацию измеренных величин. **Результаты и обсуждение.** Приведены результаты обработки экспериментальных данных, в частности спектры вибрационных сигналов, получены зависимости сил и температуры от износа инструмента, а также выявлено влияние износа на вибрационную динамику процесса резания. Проведена оценка влияния энергии вибраций инструмента на температурное поле в зоне резания. Основным выводом по работе является выдвинутое нами положение о самоорганизации системы резания через процесс эволюции инструмента, выражающийся в износе режущего клина, целью которого служит формирование некоторого квазистационарного режима резания.

Для цитирования: Лапшин В.П., Христофорова В.В., Носачев С.В. Взаимосвязь температуры и силы резания с износом и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 44–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58.

Введение

Современные технологии обработки металлов на металлорежущих станках на сегодняшний день являются одной из самых развивающихся отраслей науки и техники. Например, металлорежущие станки, производимые такими крупными компаниями, как Siemens и Fanuc Co., Ltd., содержат в себе самые передовые подходы к разработке и построению автоматических и

*Адрес для переписки

Лапшин Виктор Петрович, к.т.н., доцент
 Донской государственный технический университет,
 пл. Гагарина, 1
 344000, г. Ростов-на-Дону, Россия
 Тел.: 8 (900) 122-75-14, e-mail: lapshin1917@yandex.ru

автоматизированных систем. Во многом современная база металлорежущих станков по своей научной и инженерной сложности не уступает такой отрасли, как космонавтика. В металлообработке в настоящее время наиболее полно реализуется цифровой подход к управлению и контролю процессов обработки, что объясняется широким внедрением систем цифрового контроля (датчики) и систем обработки получаемых от них данных. Благодаря этому подходу становится возможным использование при анализе процесса резания на конкретном станке более сложных моделей, чем те, что использовались ранее. Здесь перспективным направлением контроля качества процесса обработки являются бурно развивающиеся системы вибромониторинга и вибродиагностики [1–5]. В связи с этим возникает задача описания связи вибраций, измеряемых в процессе резания с неизмеряемыми, но представляющими инженерный интерес характеристиками, такими, как силовая реакция и температура в зоне контакта инструмента и обрабатываемого изделия.

В современном представлении вибраций, возникающих при резании, принято их разделять на три составляющие: свободные, вынужденные и самовозбуждающиеся колебания [6]. Свободные колебания связаны с добротностью системы резания и являются реакцией на изменения в процессе обработки; вынужденные колебания обусловлены внешними воздействиями, такими, к примеру, как биения в подшипниках шпиндельного узла, вибрациями корпуса станка или биениями в ШВП. Для борьбы со свободными и вынужденными вибрациями сегодня разработано много инженерных методов, а вот с самовозбуждающимися колебаниями, которые могут извлекать энергию из взаимодействия, возникающего в зоне резания, однозначных инженерных решений на настоящий момент нет. Это делает тематику самовозбуждающихся колебаний при резании очень популярной в современных научных исследованиях [7–11]. Однако в указанных работах главный упор делается на оценку влияния на колебания инструмента, т. е. так называемый регенеративный эффект. Впервые регенерацию колебаний при обработке металлов на металлорежущих станках исследовали *Hahn R.S.*, *Tobias S.A.* и *Merritt H.E.* [12–14]. Работы этих авторов являются фундаментальным базисом,

лежащим в основе анализа динамики регенеративных вибраций инструмента при резании. Во многих работах отмечается возможность установления хаотического характера вибраций инструмента при регенерации колебаний [15–18]. В этих работах указывается, что главным фактором, влияющим на регенеративный эффект, является так называемая временная задержка “time delay”, именно она определяет динамику процесса регенерации колебаний инструмента.

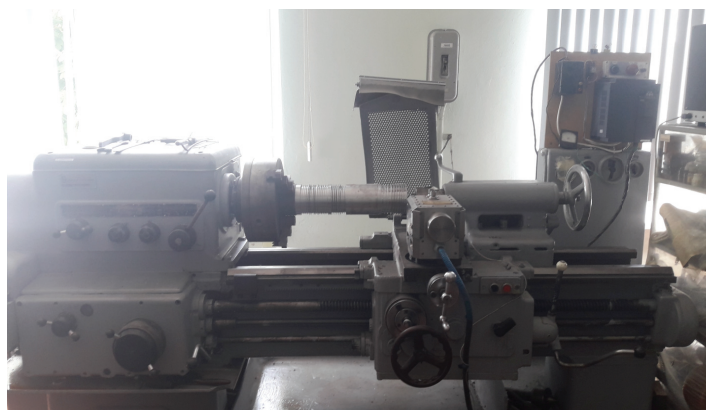
В российской научной публицистике, посвященной самовозбуждающимся колебаниям (вибрациям) инструмента при обработке металлов резанием, вопросы оценки влияния резания по «следу» на динамику вибраций инструмента рассматриваются косвенно. Больше внимания уделяется построению и анализу моделей, описывающих взаимосвязанную динамику процесса обработки [19–21]. К примеру, в ранее опубликованных нами работах [22–25], анализ динамики деформационных вибраций инструмента производится на основе связанности через силовую реакцию этого деформационного движения с элементами резания системы ЧПУ станка. В этом случае динамические эффекты, возникающие при моделировании, по нашему мнению, более точно отражают природу взаимодействия подсистем системы управления резанием в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали. В фундаментальных работах ведущих советских и российских ученых, изучающих вибрационную динамику процесса резания [26–30], отмечается тот факт, что в процессе резания помимо обратной связи по силе резания, в которой и учитывается регенерация колебаний при резании по «следу», формируется термодинамическая обратная связь, которая также зависит от вибрационной активности инструмента и износа режущего клина [26–30]. Таким образом, речь идет о том, что в реальном процессе обработки наблюдается достаточно сложное взаимодействие, включающее в себя формирование множества зависящих друг от друга обратных связей. Приведем такой пример рассуждений о возможности самовозбуждения системы резания: изменение силы резания приводит к изменению температуры в зоне резания и изменению вибрационной активности инструмента [26, 28]. Одновременно вибрационная активность связана с температурой в

зоне контакта [2, 27] и износом инструмента [24, 30], износ инструмента при этом влияет на динамическую и статическую составляющие силы резания [4, 28], и здесь же надо учитывать влияние температуры на процесс формирования износа [30]. Такое взаимодействие в процессе обработки говорит о сложной нелинейной динамике вибраций инструмента [30], позволяющей связать через адекватное математическое представление измеряемые в процессе обработки характеристики с интересующими нас, но не измеряемыми характеристиками. В своей работе [31] мы привели пример моделирования влияния температуры в зоне резания на силу резания с учетом нелинейного влияния температуры на предел прочности на разрыв металла обрабатываемой детали. В настоящей работе мы поставили более амбициозную цель: разработать и представить математический аппарат, позволяющий адекватно (экспериментальным данным) описывать влияние силовой, вибрационной и эволюционной (износ режущего клина) составляющей процесса обработки на температурное поле, формируемое в контакте инструмента и обрабатываемой детали. При этом математическая модель, описывающая это температурное поле, должна учитывать сложную взаимосвязанность процесса резания, воспринимаемого как единая система, включающая в себя силовую, температурную, вибрационную подсистему.

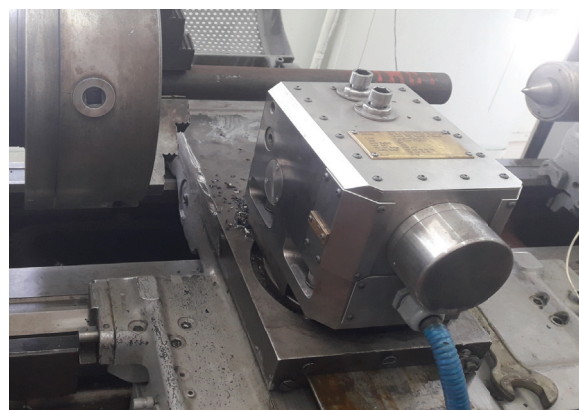
Методика исследований

С целью определения взаимосвязи между износом, измеряемым температурным полем в зоне обработки, силовой реакцией и вибрациями инструмента при токарной обработке металлов, нами была проведена серия натурных экспериментов на токарном станке 1K625 (рис. 1, а) с установленным на нем стендом для исследования режимов резания при токарной обработке STD.201-1 (рис. 1, б).

Отметим, что представленный на рис. 1 станок ранее был модернизирован, управление двигателем, обеспечивающим режимы работы на станке, переведено на частотное регулирование, частотный регулятор представлен в правом верхнем углу рис. 1, а. Благодаря этому появилась возможность плавной подстройки скорости резания внутри выбранного режима работы станка, элементы этого режима в эксперименте были следующими: скорость резания $V = 124$ м/мин, подача $S = 0.11$ мм/об, глубина резания $t_p = 1$ мм, которые на весь период эксперимента резания оставались неизменными. В качестве инструмента была использована державка MP TNR 2020 K11 и резцом на ней была пятигранная пластина 10113-110408 T15K6, обработке подвергался вал из стали марки 45. Более подробно сам эксперимент и его результаты описаны в наших более ранних работах [32, 33].



а



б

Рис. 1. Экспериментальное оборудование:

а – станок 1K625; б – измерительный стенд STD.201-1

Fig. 1. Experimental equipment:

а – machine 1K625; б – measuring stand STD. 201-1

Износ инструмента в эксперименте оценивался по задней грани, для этого после каждого шага обработки делалась фотография режущего клина, примеры таких фотографий показаны на рис. 2.

На рис. 2, *а* и *б* представлены увеличенные фотографии режущей пластины, прошедшей предварительную приработку, при этом на рис. 2, *а* акцент в фотографии сделан на задней грани пластины, а на рис. 2, *б* – на передней грани (режущая кромка). Как видно из этих фотографий, износ инструмента по задней грани только формируется, однако наблюдается как термический ожог, так и некоторая приработка контактирующей поверхности. Что касается режущего клина, то здесь изменений нет вообще, т. е. условия резания не меняются. На рис. 2, *в* и *г* показаны задняя поверхность критически изношенной пластины и состояние режущего клина. На этих фотографиях видно, что износ по задней грани существенно изменился по сравнению с предыдущим случаем, здесь он

около 0.45 мм, а также видно, что существенно изменился режущий клин, часть которого буквально вырезана, что позволяет говорить о новых условиях резания.

Часть результатов эксперимента представлена на рис. 3, где в качестве примера приведены измеренная сила в направлении оси подачи (осевая составляющая), а также измеренная в этом же эксперименте температура в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали, к сожалению, привести все полученные результаты нам не позволяет объем статьи.

Как видно из рис. 3, *а*, стабилизация силы резания происходит за время, близкое к одной секунде, время стабилизации температуры в зоне контакта немного больше и оно ближе уже к двум секундам.

Результаты обработки данных о силовой реакции и температуре в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали за все время эксперимента, а также развитие износа режущего клина представлены на рис. 4.

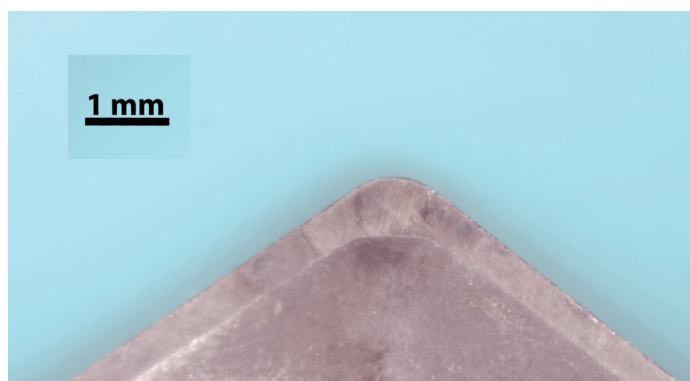
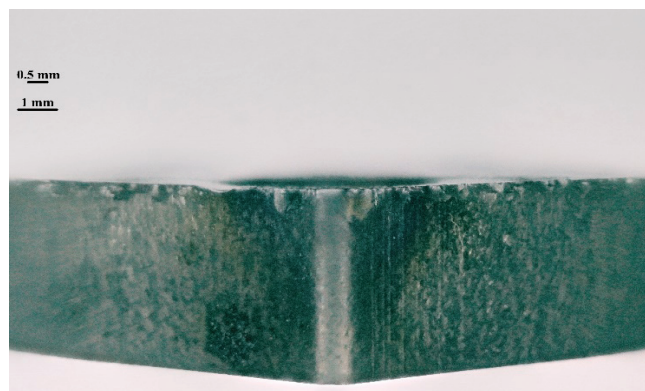
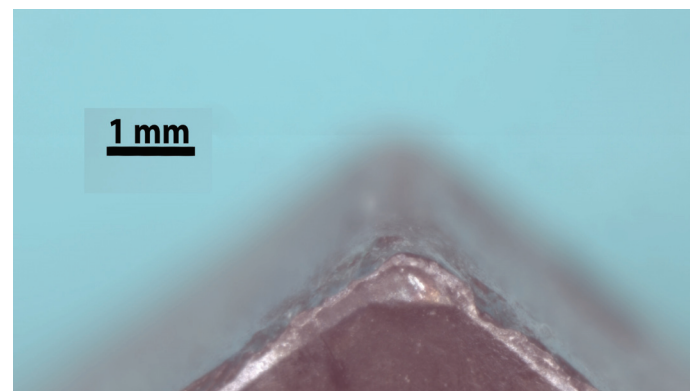
*а**б**в**г*

Рис. 2. Фотографии режущей пластины 10113-110408 T15K6

Fig. 2. Photos of the cutting plate 10113-110408 T15K6

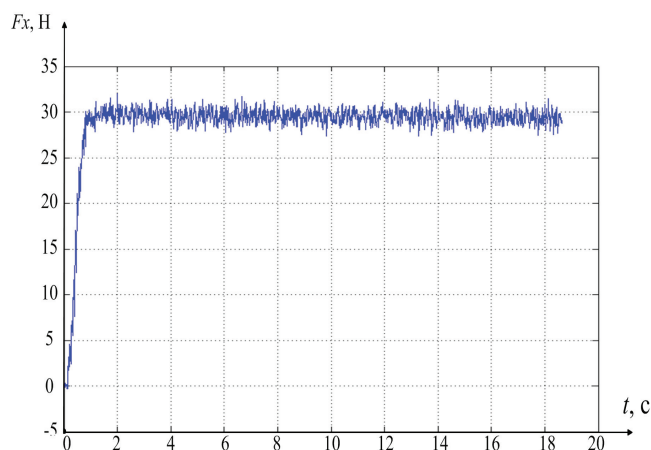
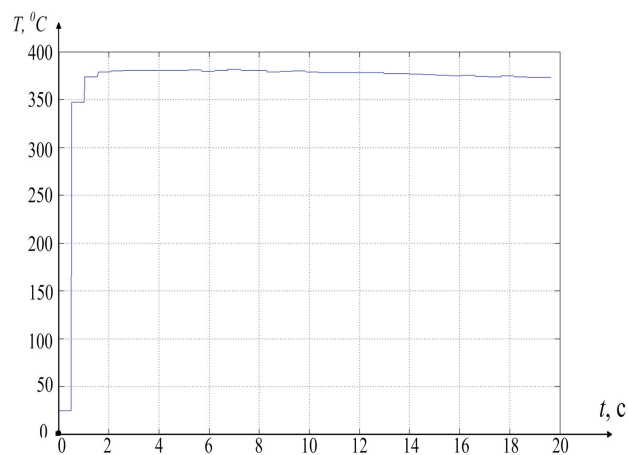

a

б

Рис. 3. Измеренные:

a – силовые; *б* – температурные характеристики процесса резания

Fig. 3. Measured:

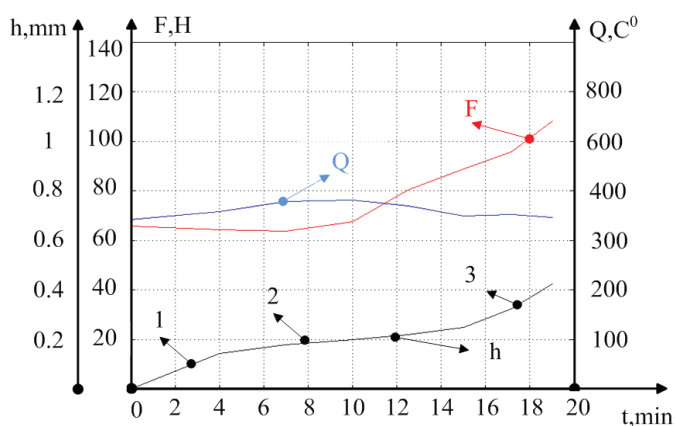
a – power; *б* – temperature characteristics of the cutting process


Рис. 4. Результаты обработки данных за все время эксперимента

Fig. 4. Results of data processing for the entire time of the experiment

На рис. 4 изображены три графика: график износа инструмента, график изменения среднего значения температуры и график изменения среднего значения суммарной силы резания. Как видно из этого рисунка, на этапе приработки инструмента, характеризующегося стабилизацией скорости износа (участок 2 кривой *h*), наблюдается прирост температуры в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали, а также некоторая стабилизация и даже небольшое падение силы резания. Для анализа влияния износа инструмента и изменений температуры на силовую реакцию со стороны процесса резания

на формообразующие движения инструмента рассмотрим графики изменения сил резания как функции от величины износа (рис. 5).

Из рис. 5, где представлены составляющие силы резания, видно, что наибольшему влиянию на этапе приработки инструмента (рис. 4, участок 2 кривой *h*) подвергается именно сила резания. В связи с этим справедливо следующее наблюдение: формирование первичной площадки контакта задней грани инструмента и обрабатываемой детали в процессе приработки приводит к росту температуры как в зоне этого контакта, так и в зоне первичной пластической деформации, в результате чего наблюдается стабилизация составляющих силы резания F_y и F_x и даже некоторое падение главной составляющей силы

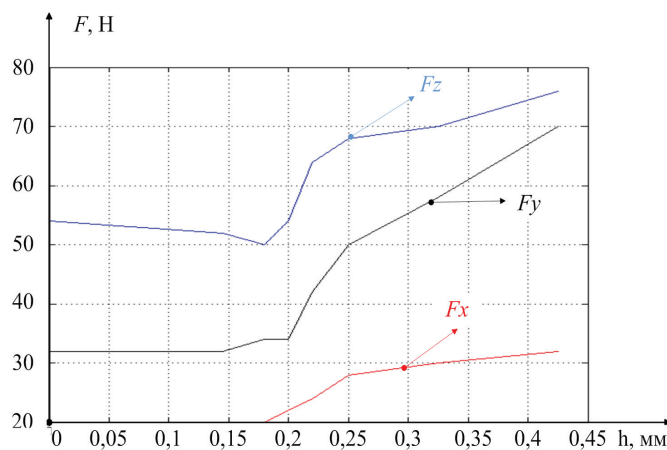


Рис. 5. Составляющие силы резания

Fig. 5. Components of the cutting force

резания F_z . Переход силы резания к росту после достижения величины износа режущего клина значения больше чем 0.25 мм связан с изменением условий резания. Следовательно, здесь при износе задней грани выше некоторого значения, которое обозначают как критическое, начинается резкий рост силовой реакции. По нашему мнению, это связано с тем, что при этой величине износа начинает срезаться передняя режущая кромка инструмента (см. рис. 2, *з*), что существенно влияет на условия формирования силовой реакции со стороны процесса обработки на формообразующие движения инструмента.

Проведенный выше анализ не дает ответа на важный вопрос: за счет чего на этапе приработки инструмента (участок 2 кривой износа, рис. 4) происходит рост температуры в зоне контакта инструмента и обрабатываемой дета-

ли, так как силы резания не растут, а также не растет скорость обработки, т. е. не наблюдается роста выделяемой здесь мощности. Очевидный ответ на этот вопрос дает именно сформированная в результате приработки инструмента площадка контакта по задней грани. Однако с увеличением износа инструмента (рис. 4, участок 3 кривой h) температура в зоне контакта даже несколько падает, а сила резания начинает увеличиваться. Вместе с силой должна расти мощность необратимых преобразований в зоне резания и, как следствие, температура. Для объяснения этого феномена рассмотрим измеренные нами в этом эксперименте вибрации инструмента в направлении подачи, отметим при этом, что в остальных направлениях вибрационная активность инструмента не отличается от показанной на рис. 6.

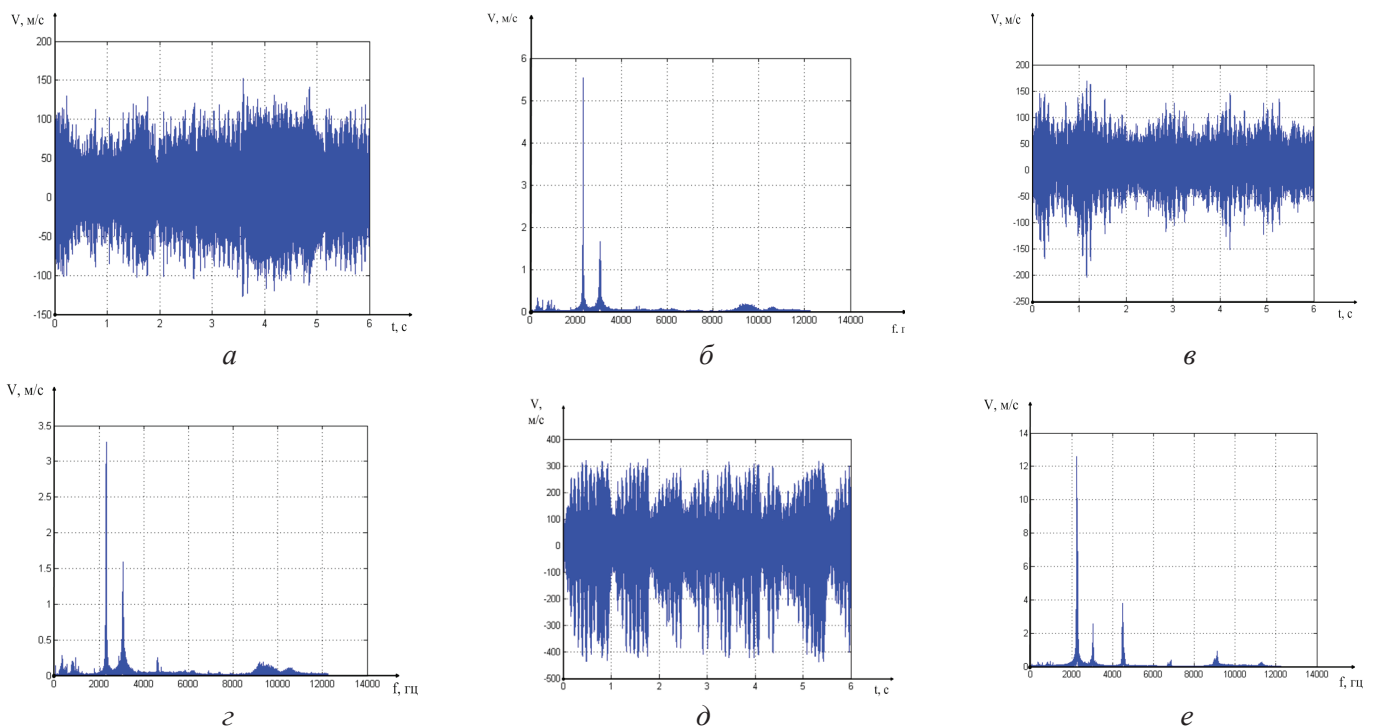


Рис. 6. Вибрации инструмента в направлении оси x :

а – виброскорость при резании неизношенным инструментом (участок 1 на графике $h(t)$, рисунок 5); *б* – амплитудный спектр виброскорости для случая резания неизношенным инструментом (участок 1 на графике $h(t)$, рис. 5); *в* – виброскорость при резании для случая инструмента, получившего некоторую приработку (участок 2 на графике $h(t)$, рис. 5); *г* – амплитудный спектр виброскорости для случая резания приработанного инструмента (участок 2 на графике $h(t)$, рис. 5); *д* – виброскорость при резании для случая инструмента, имеющего критический износ (участок 3 на графике $h(t)$, рис. 5); *е* – амплитудный спектр виброскорости для случая резания инструментом с износом близким к критическому (участок 3 на графике $h(t)$, рис. 5)

Fig. 6. Vibration of the tool in the direction of x -axis:

a – the velocity when the cutting tool is not worn (plot 1 on the graph $h(t)$, fig. 5); *б* – amplitude spectrum of vibration velocity for the case of unworn cutting tool (area 1 on the graph $h(t)$, fig. 5); *в* – the velocity when cutting for tool case that got some alignment (section 2 on the graph of $h(t)$, fig. 5); *г* – amplitude spectrum of vibration velocity for the case of cutting the run-in tool (section 2 on the graph of $h(t)$, fig. 5); *д* – the velocity when cutting for tool case, having critical wear (section 3 on the graph $h(t)$, fig. 5); *е* – the amplitude spectrum of vibration velocity for the case of cutting with a tool with wear close to the critical (section 3 on the graph $h(t)$, fig. 5)

Как видно из рис. 6, в начале обработки инструмент не приработан и амплитуда колебаний на рис. 6, а достигает на максимуме 150 м/с, а спектральный анализ этого сигнала (рис. 6, в) показывает мощность вибраций на основной частоте колебаний почти в 6 м/с. После приработки максимальная амплитуда вибраций превышает 150 м/с, но мощность сигнала вибраций на основной частоте в спектре сигнала не превышает 3.5 м/с, а в случае вибрации при резании сильно изношенным инструментом (рис. 6, е и д) мощность спектра вибраций на основной частоте превышает 12 м/с, а амплитуда (рис. 6, е) достигает 300 м/с.

Для численной оценки энергии вибрационного сигнала вибраций инструмента введем следующий интегральный показатель:

$$VA = \sqrt{\frac{1}{T_v} \left(\int_0^{T_v} \frac{dy^2}{dt} dt \right)}, \quad (1),$$

где VA – можно интерпретировать, как фоновый шум сигнала, или энергию вибрационного сигнала за период наблюдения (эксперимента) – T_v , при этом для случая, представленного на рис. 6, а, $VA = 30.29$ м/с, для случая, показанного на рис. 6, в, $VA = 21$ м/с, а для случая, представленного на рис. 6, д, $VA = 107$ м/с. Как видно из расчетных значений энергии вибрационного сигнала, при приработке энергия вибрационного сигнала падает почти в полтора раза, а при из-

носе инструмента выше критического энергия вибрационного сигнала вырастает почти в пять раз относительно приработанного значения.

Результаты и их обсуждение

Результаты проведенного эксперимента позволяют нам связать между собой температуру в зоне резания, вибрационную активность инструмента и износ по задней грани режущего клина. Для этого предварительно рассмотрим механизм передачи температуры через заднюю грань инструмента при точении металлов в металлорежущих станках (рис. 7). Надо отметить, что более подробно математику формирования движущегося вместе с инструментом температурного поля мы описали в серии своих статей, опубликованных ранее [34, 35].

Как видно из рис. 7, сформированная в процессе обработки задняя грань контактирует при резании с той частью обрабатываемого изделия, которая будет подвергаться точению через период вращения шпинделя. Из рис. 3, б мы видим, что температура в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали стабилизируется примерно через 1-2 с резания, за это время прогревается инструмент, температурное поле в нем достигает максимума, который (максимум) здесь и остается в процессе всего резания. Именно сформированный и поддерживаемый при резании в инструменте максимум

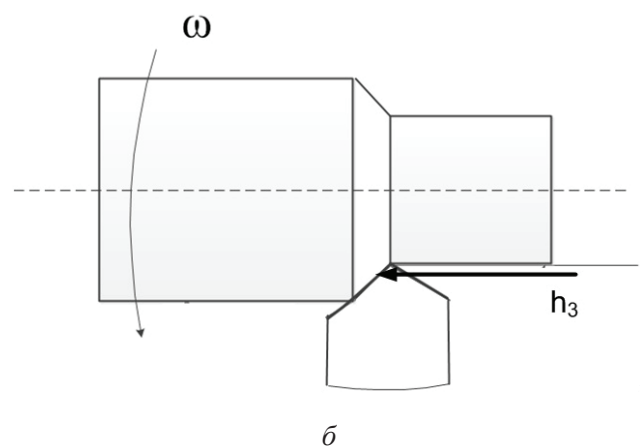
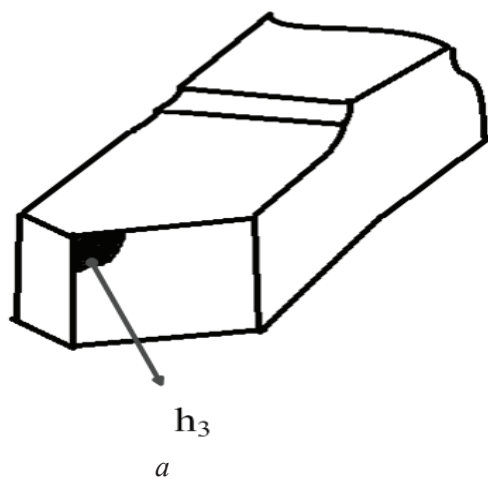


Рис. 7. Механизм передачи температуры при резании через заднюю грань инструмента:

а – сформированная задняя грань; б – контакт задней грани при резании

Fig. 7. Mechanism of temperature transfer during cutting through the back face of the tool:

а – formed back face; б – contact of the back face during cutting

температурного поля обеспечивает в процессе дальнейшей обработки направленность температурного градиента в сторону инструмента. Отметим, что он достаточно велик по модулю, а тепловой поток направлен в ту часть обрабатываемой детали, которая будет подвергаться точению через период вращения шпинделя. Благодаря этому происходит предварительный прогрев зоны резания за счет выделенной ранее при резании температуры. Таким образом, вся ранее выделенная при обработке температура через сформированную площадкой контакта по задней грани влияет на текущую температуру в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали. Этот процесс можно описать при помощи математического аппарата, основанного на операторе Вольтерра второго рода. Однако напрямую использовать оператор Вольтерра не представляется возможным в связи со сложностью описания распространения температуры в металлах, поэтому примем в качестве базовой модели мультипликативный критерий оценки влияния предыдущего прироста температуры на текущее ее значение в виде следующего двойного интеграла:

$$Q_z = Q_s + k_Q \int_0^{L(t)} e^{\frac{\alpha_1}{\lambda}(\gamma-L)} \times \times d\gamma \int_0^t e^{\frac{\alpha_2}{T_h}(\eta-t)} N(\eta) d\eta. \quad (2)$$

где α_1, α_2 – безразмерные масштабирующие параметры интегрального оператора, подлежащие идентификации; λ – коэффициент температуропроводности; Q_z – значение температуры в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали; Q_s – температура окружающей среды; k_Q – коэффициент, характеризующий преобразование выделенной в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали мощности необратимых преобразований в температуру; $L(t)$ – путь, пройденный инструментом при резании; $N(\eta)$ – мощность, выделенная в контакте инструмента и обрабатываемой детали при резании. Что касается T_h , то это некоторая постоянная, которая имеет размерность времени, в нашем случае – времени взаимо-

действия задней грани инструмента и обрабатываемой детали. Эта постоянная, исходя из обработанных данных и высказанного ранее наблюдения, будет прямо пропорциональна величине износа по задней грани и обратно пропорциональна энергии вибраций инструмента в направлении резания. Она будет иметь следующий вид:

$$T_h = \frac{h_3}{VA}, \quad (3)$$

где VA – энергия вибрационного сигнала, рассчитанная по формуле (1); h_3 – величина износа инструмента по задней грани. Фактически эта постоянная тем больше, чем больше износ и меньше вибрационная активность инструмента. Отметим, что интегральный оператор имеет решение для случая, когда мощность необратимых преобразований является величиной постоянной, $N_0 = N(t)$:

$$Q_z = Q_s + \frac{k_Q N_0 \lambda T_h}{\alpha_1 \alpha_2} \times \times \left(1 - e^{-\frac{\alpha_1}{\lambda} L}\right) \left(1 - e^{-\frac{\alpha_2}{T_h} t}\right). \quad (4)$$

В целом влияние введенной постоянной на температуру в зоне обработки можно описать следующим образом: чем больше значение T_h , тем сильнее влияние на текущую температуру в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали, ранее выделенной при резании температуры, и чем меньше T_h , тем меньше такое влияние. Иными словами, чем больше T_h , тем выше температура в зоне обработки. Аналогичные рассуждения справедливы и для λ -коэффициента температуропроводности, здесь дополнительного пояснения не требуется, поскольку этот коэффициент напрямую входит в уравнение Фурье, и чем больше этот коэффициент, тем сильнее влияние градиента температуры на величину теплового потока, направленного в обрабатываемую деталь.

Опираясь на полученный математический аппарат (см. выражение (2)), мы промоделировали интегральный оператор на данных, полученных экспериментально, однако для этого был переделан, интегральный оператор в дискретный вид так, как это представлено в выражении

$$Q_z^n = \frac{k_Q e^{-\frac{\alpha_1}{\lambda} L(t_n)} e^{-\frac{\alpha_2}{T_h} t_n}}{\alpha_1 \alpha_2} \times \left[N_2 \left(e^{\frac{\alpha_1}{\lambda} L(t_2)} - e^{\frac{\alpha_1}{\lambda} L(t_1)} \right) \times \left(e^{\frac{\alpha_2}{T_h} t_2} - e^{\frac{\alpha_2}{T_h} t_1} \right) + \dots \right], \quad (5)$$

где N_2 , N_3 – расчетные значения мощности, полученные умножением измеренного значения силы на скорость обработки; t_n – последняя из выборки дискрета времени обработки; $L(t_n)$ – последнее из выборки значение пройденного инструментом пути.

Результаты моделирования дискретной суммы (5) на полученных в эксперименте данных в сравнении с экспериментальной характеристикой, измеренной в зоне резания температуры, представлены на рис. 8.

Как видно из рис. 8, предлагаемый подход к моделированию температуры в зоне обработки металлов на металлорежущих станках адекватно отражает реальное температурное поле в зоне резания, измеряемое экспериментально.

На основании проведенного нами анализа экспериментальных данных, а также результатов моделирования полученной математической

модели температурного поля в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали можно приступить к формулированию нового положения, которое показывает механизм взаимовлияния силы, температуры в зоне резания, износа и вибраций инструмента при резании.

Перед формулировкой положения для увеличения наглядности объяснений выстраивания обратных связей внутри процесса резания как системы разобьем процесс обработки на следующие подсистемы:

- механическую подсистему, здесь мы имеем в виду подсистему, формирующую силовую реакцию на формообразующие движения инструмента;
- термодинамическую подсистему, отвечающую за формирование температуры в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали;
- деформационную подсистему, описывающую динамику деформационных движений инструмента;
- эволюцию (износ) инструмента – подсистема, описывающая процесс износа инструмента при резании.

Учитывая выявленные ранее особенности протекания процессов, выстроим следующую структурно-логическую схему взаимосвязанности введенных нами подсистем (рис. 9). Здесь отметим, что представленные в этой схеме свя-

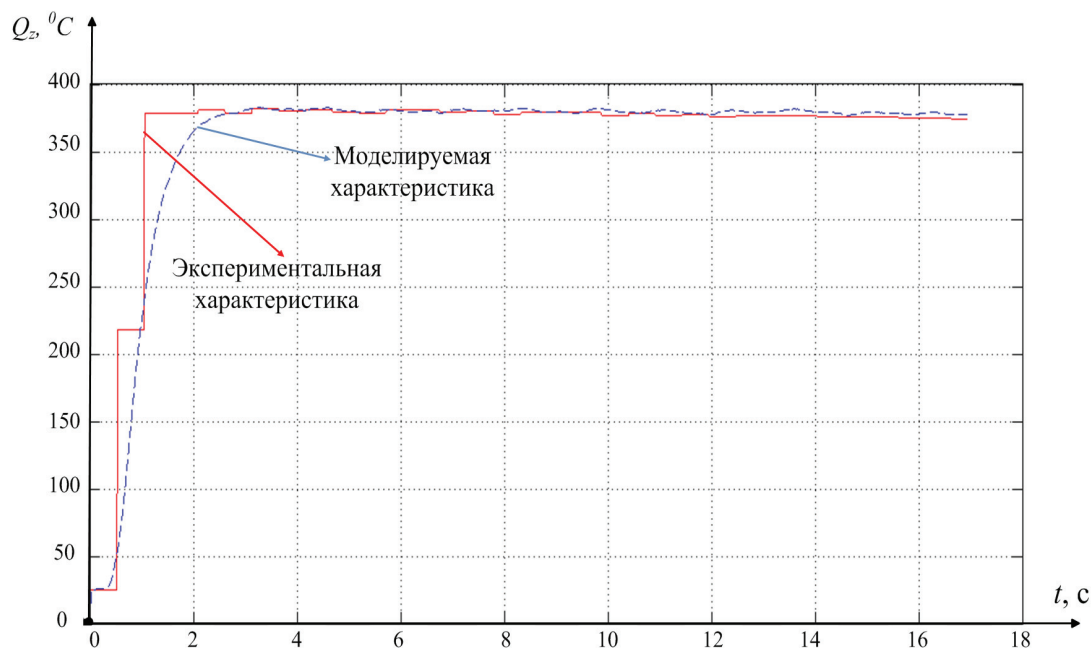


Рис. 8. Сравнение экспериментальной и моделируемой температуры в зоне обработки

Fig. 8. Comparison of experimental and simulated temperature in the processing zone



Рис. 9. Структура процесса обработки как системы

Fig. 9. Structure of the processing process as a system

зи не носят постоянного характера, т. е. они не являются жестко заданными, а изменяются, усиливаясь или ослабляясь по мере развития или деградации образующих их подсистем процесса обработки.

Для обобщения представленной на рис. 9 схемы структуры процесса обработки с учетом при этом выявленных ранее всех особенностей процесса сформулируем следующее положение.

В процессе эволюции инструмента при резании формирование площадки контакта инструмента с обрабатываемой деталью служит целью самоорганизации системы резания через формирование дополнительной термодинамической обратной связи, стабилизация которой обеспечивается определенным сочетанием износа инструмента и ограниченным вибрационным режимом резания. После этого взаимосвязанность термодинамической, силовой и вибрационной подсистемы уже обеспечивает стабилизацию интенсивности изнашивания приработанного инструмента. Иными словами, в процессе резания система резания стремится так приработать

режущий клин инструмента, чтобы выйти на некоторый уровень износа, снижающий уровень вибрационной активности инструмента и обеспечивающий функционирование термодинамической обратной связи, позволяющей через стабилизацию силовой реакции добиться максимально возможного уменьшения дальнейшей интенсивности изнашивания режущего клина.

Справедливость выдвинутого нами положения (помимо результатов моделирования полученного интегрального оператора) подтверждается широко известным из работ А.Д. Макарова положением о существовании оптимального с точки зрения обеспечения максимальной стойкости инструмента режима резания [28]. В своих рассуждениях А.Д. Макаров опирается на принцип В. Рейхеля, который можно свести к утверждению, что определенному периоду стойкости для заданной пары инструмент – деталь соответствует одна и та же температура в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали. Опираясь на этот принцип, А.Д. Макаров и вводит понятие оптимальной температуры резания,

которая обеспечивает оптимальную стойкость инструмента. Однако температура в зоне контакта инструмента и обрабатываемой детали не может быть стационарной, так как сам процесс обработки существенно не стационарен. Следовательно, для обеспечения постоянства оптимальной температуры на длительном интервале процесса резания требуется обеспечить если не стационарность всего процесса обработки, то хотя бы некоторую квазистационарность этого процесса. Именно эта квазистационарность и формируется при приработке инструмента и формировании первичного износа режущего клина. Стабилизация этого квазистационарного состояния процесса резания происходит за счет стабилизации силы резания, которая, в свою очередь, стабилизируется температурой, зависящей от вибрационной активности инструмента, а также от силы резания.

Заключение

В представленной работе раскрыт механизм самоорганизации процесса резания в процессе эволюции инструмента, целью которого является поиск некоторого режима функционирования системы резания, названного нами квазистационарным, при котором стабилизируется как дальнейший износ режущего клина, так и сила резания, температура в зоне резания и вибрации инструмента. В поддержку правильности выдвинутого нами положения выступает разработанная математическая модель температурного поля, распространяющегося в обрабатываемой детали по мере резания через сформированную износом площадку контакта инструмента и обрабатываемой детали. С точки зрения практического применения рассмотренного в работе механизма самоорганизации процесса резания в процессе эволюции инструмента и основанного на нем положения – это возможность прогнозирования остаточной стойкости инструмента по совокупности наблюдаемых данных о силе резания, температуре в зоне контакта и скоростях вибрационных движений инструмента.

Список литературы

1. Tool wear detection and fault diagnosis based on cutting force monitoring / S.N. Huang, K.K. Tan, Y.S. Wong, C.W. De Silva, H.L. Goh, W.W. Tan // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2007. – Vol. 47, iss. 3–4. – P. 444–451. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.06.011.
2. Tool condition monitoring in turning using statistical parameters of vibration signal / H. Arslan, A.O. Er, S. Orhan, E. Aslan // International journal of acoustics and vibration. – 2016. – Vol. 21, N 4. – P. 371–378. – DOI: 10.20855/ijav.2016.21.4432.
3. Alonso F.J., Salgado D.R. Application of singular spectrum analysis to tool wear detection using sound signals // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2005. – Vol. 219, iss. 9. – P. 703–710. – DOI: 10.1243/095440505X32634.
4. Dimla Sr D.E., Lister P.M. On-line metal cutting tool condition monitoring. I: Force and vibration analyses // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2000. – Vol. 40, iss. 5. – P. 739–768. – DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00084-X.
5. Tool wear evaluation by vibration analysis during end milling of AISI D3 cold work tool steel with 35 HRC hardness / S. Orhan, A.O. Er, N. Camuşcu, E. Aslan // NDT & E International. – 2007. – Vol. 40, iss. 2. – P. 121–126. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2006.09.006.
6. Tobias S.A. Vibraciones en máquinas-herramientas. – Bilbao: Ediciones Urmo, 1961.
7. Namachchivaya S., Beddini. Spindle speed variation for the suppression of regenerative chatter // Journal of Nonlinear Science. – 2003. – Vol. 13. – P. 265–288. – DOI: 10.1007/s00332-003-0518-4.
8. Wahi P., Chatterjee A. Regenerative tool chatter near a codimension 2 Hopf point using multiple scales // Nonlinear Dynamics. – 2005. – Vol. 40, iss. 4. – P. 323–338.
9. Stépán G., Insperger T., Szalai R. Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes // International Journal of Bifurcation and Chaos. – 2005. – Vol. 15, N 09. – P. 2783–2798. – DOI: 10.1142/S0218127405013642.
10. Nonlinear behaviour of the regenerative chatter in turning process with a worn tool: forced oscillation and stability analysis / H. Moradi, F. Bakhtiari-Nejad, M.R. Movahhedy, M.T. Ahmadian // Mechanism and Machine Theory. – 2010. – Vol. 45, iss. 8. – P. 1050–1066. – DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2010.03.014.
11. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays / A.M. Gouskov, S.A. Voronov, H. Paris, S.A. Batzer // Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation. – 2002. – Vol. 7, N 4. – P. 207–221. – DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.
12. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation // Transactions of American Society of Mechanical Engineers. – 1954. – Vol. 76. – P. 356–260.

13. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter // The Engineer. – 1958. – Vol. 205, N 7. – P. 199–203.

14. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research – 1 // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 1965. – Vol. 87, iss. 4. – P. 447–454. – DOI: 10.1115/1.3670861.

15. Grabec I. Chaos generated by the cutting process // Physics Letter A. – 1986. – Vol. 117, iss. 8. – P. 384–386. – DOI: 10.1016/0375-9601(86)90003-4.

16. Balachandran B. Nonlinear dynamics of milling process // Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 793–819. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0755.

17. Stepan G. Modelling nonlinear regenerative effects in metal cutting // Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences. – 2001. – Vol. 359 (1781). – P. 739–757. – DOI: 10.1098/rsta.2000.0753.

18. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process // Chaos Solitons & Fractals. – 2002. – Vol. 13, iss. 7. – P. 1531–1535. – DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.

19. Гуськов А.М., Воронов С.А., Квашин А.С. Влияние крутильных колебаний на процесс вибросверления // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. – 2007. – № 1 (66). – С. 3–19.

20. Васин С.А., Васин Л.А. Синергетический подход к описанию природы возникновения и развития автоколебаний при точении // Научные технологии в машиностроении. – 2012. – № 1. – С. 11–16.

21. Воронин А.А. Влияние ультразвуковых колебаний на процесс резания жаропрочных сплавов // Станки и инструмент. – 1960. – № 11. – С. 15–18.

22. Zakovorotny V.L., Lapshin V.P., Babenko T.S. Assessing the regenerative effect impact on the dynamics of deformation movements of the tool during turning // Procedia Engineering. – 2017. – Vol. 206. – P. 68–73. – DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.439.

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

24. Zakovorotny V., Lapshin V., Gvindjiliya V. Tool wear due to deformation displacements during metal turning // AIP Conference Proceedings. – 2019. – Vol. 2188, N 1. – P. 030002. – DOI: 10.1063/1.5138395.

25. Zakovorotny V.L., Lapshin V.P., Babenko T.S. Modeling of tool wear: irreversible energy transformations // Russian Engineering Research. – 2018. – Vol. 38, N 9. – P. 707–708. – DOI: 10.3103/S1068798X18090290.

26. Жарков И.Г. Вибрации при обработке лезвийным инструментом. – Л.: Машиностроение, 1986. – 184 с.

27. Марков А.И. Ультразвуковое резание труднообрабатываемых материалов. – М.: Машиностроение, 1968. – 367 с.

28. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.

29. Заковоротный В.Л., Флек М.Б. Динамика процесса резания. Синергетический подход. – Ростов н/Д.: Терра, 2006. – 880 с. – ISBN 5-98254-055-2.

30. Рыжский А.А. Синергетика изнашивания инструментальных режущих материалов (трибоэлектрический аспект). – Ростов н/Д.: Изд. центр ДГТУ, 2004. – 323 с. – ISBN 5-7890-0307-9.

31. Influence of the temperature in the tool-workpiece contact zone on the deformational dynamics in turning / V.P. Lapshin, I.A. Turkin, V.V. Khristoforova, T.S. Babenko // Russian Engineering Research. – 2020. – Vol. 40, iss. 3. – P. 259–265. – DOI: 10.3103/S1068798X20030156.

32. Lapshin V.P., Babenko T.S., Moiseev D.V. Experimental evaluation of influence of tool wear on quality of turning // Proceedings of the 4th International Conference on Industrial Engineering ICIE 2018. – Cham: Springer, 2018. – P. 853–859. – DOI: 10.1007/978-3-319-95630-5_89.

33. Lapshin V., Moiseev D., Minakov V. Diagnosing cutting tool wear after change of cutting forces during turning // AIP Conference Proceedings. – 2019. – Vol. 2188, iss. 1. – P. 030001. – DOI: 10.1063/1.5138394.

34. Лапшин В.П. Модифицированный оператор Вольтерры как способ моделирования температуры при металлообработке // Тепловые процессы в технике. – 2019. – Т. 11, № 11. – С. 505–513.

35. Бордачев Е.В., Лапшин В.П. Математическое моделирование температуры в зоне контакта инструмента и изделия при токарной обработке металлов // Вестник Донского государственного технического университета. – 2019. – Т. 19, № 2. – С. 130–137. – DOI: 10.23047/1992-5980-2019-19-2-130-137.

Конфликт интересов

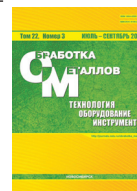
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 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



Relationship of Temperature and Cutting Force with Tool Wear and Vibration in Metal Turning

Victor Lapshin^a*, Veronika Khristoforova^b, Sergey Nosachev^c

Don State Technical University, 1 Gagarin square, Rostov-on-Don, 344000, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-5114-0316>, lapshin1917@yandex.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-8611-1152>, nikaapp@rambler.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0003-0302-2937>, nosachev-s@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 April 2020

Revised: 12 May 2020

Accepted: 07 June 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Nonlinear dynamics

Vibrations

Cutting process

Cutting temperature

Funding

This study was performed with financial support of RFBR grant № 19-08-00022.

ABSTRACT

Introduction. The processes that occur in the machine when cutting metals are interconnected with each other. In the process of cutting, the complex dynamics of processing includes both rapidly changing factors and factors that are more evolutionary (slow) in nature. By such factors the following is meant: changes in stationary components of cutting forces, temperature in the processing zone and tool wear. There is no single and consistent mathematical model describing this connectivity today. Therefore, the paper proposes an approach based on the processing of experimental data obtained in a series of experiments, which allows to identify the structure of feedbacks formed during cutting and linking subsystems that describe the force, heat and vibration responses from the cutting process to the shaping movements of the tool. **Purpose of work:** Due to the formation of a consistent model of communication between subsystems that describe the force, heat and vibration responses from the cutting process to the shaping movements of the tool, to obtain a description of the mechanism of self-organization of the cutting process in the process of evolutionary changes of the tool. The resulting mechanism is needed to find a certain mode of operation of the cutting system, in which further wear of the wedge, cutting force, temperature in the cutting zone and tool vibration can be stabilized. The paper examines: the process of metal processing by cutting on a lathe for the case of longitudinal turning of the product. **Research methods:** the Research consists of a series of field experiments on real equipment using a modern measuring stand STD.201-1, which allows simultaneously measuring the force, temperature and vibration components of the reaction from the cutting process to the shaping movements of the tool. For processing and analysis of the experimental data obtained, a package of mathematical programs Matlab is used, in which a subroutine is developed that allows spectral analysis of vibration signals, as well as graphical interpretation of the measured values. **Results and discussion.** The results of processing experimental data, in particular, the spectra of vibration signals, obtained the dependence of forces and temperature on tool wear, and also revealed the effect of wear on the vibration dynamics of the cutting process. The influence of vibration energy of the tool on the temperature field in the cutting zone is estimated. The main conclusion of the work is the position put forward by us about the self-organization of the cutting system, through the process of tool evolution, which is expressed in the wear of the wedge, the purpose of which is the formation of a certain quasi-stationary cutting mode.

For citation: Lapshin V.P., Khristoforova V.V., Nosachev S.V. Relationship of temperature and cutting force with tool wear and vibration in metal turning. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 44–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-44-58. (In Russian).

References

1. Huang S.N., Tan K.K., Wong Y.S., Silva C.W. De, Goh H.L., Tan W.W. Tool wear detection and fault diagnosis based on cutting force monitoring. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, iss. 3–4, pp. 444–451. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2006.06.011.

* Corresponding author

Lapshin Viktor P., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Don State Technical University,
 1 Gagarin square
 344000, Rostov-on-don, Russian Federation
 Tel.: 8 (900) 122-75-14, e-mail: lapshin1917@yandex.ru



2. Arslan H., Er A.O., Orhan S., Aslan E. Tool condition monitoring in turning using statistical parameters of vibration signal. *International journal of acoustics and vibration*, 2016, vol. 21, no. 4, pp. 371–378. DOI: 10.20855/ijav.2016.21.4432.
3. Alonso F.J., Salgado D.R. Application of singular spectrum analysis to tool wear detection using sound signals. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2005, vol. 219, iss. 9, pp. 703–710. DOI: 10.1243/095440505X32634.
4. Dimla Sr D.E., Lister P.M. On-line metal cutting tool condition monitoring. I: Force and vibration analyses. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40, iss. 5, pp. 739–768. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00084-X.
5. Orhan S., Er A.O., Camuşcu N., Aslan E. Tool wear evaluation by vibration analysis during end milling of AISI D3 cold work tool steel with 35 HRC hardness. *NDT & E International*, 2007, vol. 40, iss. 2, pp. 121–126. DOI: 10.1016/j.ndteint.2006.09.006.
6. Tobias S.A. *Vibraciones en máquinas-herramientas* [Machine tools vibrations]. Bilbao, Ediciones Urmo, 1961. (In Spanish).
7. Namachchivaya S., Beddini. Spindle speed variation for the suppression of regenerative chatter. *Journal of Nonlinear Science*, 2003, vol. 13, pp. 265–288. DOI: 10.1007/s00332-003-0518-4.
8. Wahi P., Chatterjee A. Regenerative tool chatter near a codimension 2 Hopf point using multiple scales. *Nonlinear Dynamics*, 2005, vol. 40, iss. 4, pp. 323–338.
9. Stépán G., Insperger T., Szalai R. Delay, parametric excitation, and the nonlinear dynamics of cutting processes. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2005, vol. 15, no. 09, pp. 2783–2798. DOI: 10.1142/S0218127405013642.
10. Moradi H., Bakhtiari-Nejad F., Movahhedy M.R., Ahmadian M.T. Nonlinear behaviour of the regenerative chatter in turning process with a worn tool: forced oscillation and stability analysis. *Mechanism and Machine Theory*, 2010, vol. 45, iss. 8, pp. 1050–1066. DOI: 10.1016/j.mechmachtheory.2010.03.014.
11. Gousskov A.M., Voronov S.A., Paris H., Batzer S.A. Nonlinear dynamics of a machining system with two interdependent delays. *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, 2002, vol. 7, no. 4, pp. 207–221. DOI: 10.1016/S1007-5704(02)00014-X.
12. Hahn R.S. On the theory of regenerative chatter in precision grinding operation. *Transactions of American Society of Mechanical Engineers*, 1954, vol. 76, pp. 356–260.
13. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter. *The Engineer*, 1958, vol. 205, no. 7, pp. 199–203.
14. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research – 1. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 1965, vol. 87, iss. 4, pp. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.
15. Grabec I. Chaos generated by the cutting process. *Physics Letter A*, 1986, vol. 117, iss. 8, pp. 384–386. DOI: 10.1016/0375-9601(86)90003-4.
16. Balachandran B. Nonlinear dynamics of milling process. *Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 793–819. DOI: 10.1098/rsta.2000.0755.
17. Stepan G. Modelling nonlinear regenerative effects in metal cutting. *Philosophical Transactions of The Royal Society A: Mathematical Physical and Engineering Sciences*, 2001, vol. 359 (1781), pp. 739–757. DOI: 10.1098/rsta.2000.0753.
18. Litak G. Chaotic vibrations in a regenerative cutting process. *Chaos Solitons & Fractals*, 2002, vol. 13, iss. 7, pp. 1531–1535. DOI: 10.1016/S0960-0779(01)00176-X.
19. Gousskov A.M., Voronov S.A., Kvashnin A.S. Vliyanie krutil'nykh kolebaniy na protsess vibrosverleniya [Influence of torsion vibrations on process of vibration-drilling]. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Seriya: Mashinostroenie = Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series: Mechanical Engineering*, 2007, no. 1 (66), pp. 3–19.
20. Vasin S.A., Vasin L.A. Sinergeticheskii podkhod k opisaniyu prirody vozniknoveniya i razvitiya avtokolebaniy pri tochenii [Synergetic approach to description of occurrence and development nature of self-oscillations in turning]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2012, no. 1, pp. 11–16.
21. Voronin A.A. Vliyanie ul'trazvukovykh kolebaniy na protsess rezaniya zharoprochnykh splavov [Influence of the ultrasound oscillations on the cutting process of the high-temperature alloy]. *Stanki i instrument = Machines and Tooling*, 1960, no. 11, pp. 15–18. (In Russian).

22. Zakovorotny V.L., Lapshin V.P., Babenko T.S. Assessing the regenerative effect impact on the dynamics of deformation movements of the tool during turning. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 206, pp. 68–73. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.439.
23. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D., Gubanova A.A., Khristoforova V.V. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting. *Journal of Sound and Vibration*, 2016, vol. 368, pp. 174–190. DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
24. Zakovorotny V., Lapshin V., Gvindjiliya V. Tool wear due to deformation displacements during metal turning. *AIP Conference Proceedings*, 2019, vol. 2188, no. 1, p. 030002. DOI: 10.1063/1.5138395.
25. Zakovorotny V.L., Lapshin V.P., Babenko T.S. Modeling of tool wear: irreversible energy transformations. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, no. 9, pp. 707–708. DOI: 10.3103/S1068798X18090290.
26. Zharkov I.G. *Vibratsii pri obrabotke lezviinym instrumentom* [Vibrations when processing with a blade tool]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1986. 184 p.
27. Markov A.I. *Ul'trazvukovoe rezanie trudnoobrabatyvaemykh materialov* [Ultrasonic cutting of hard-to-process materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1968. 367 p.
28. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
29. Zakovorotnyi V.L., Flek M.B. *Dinamika protsessa rezaniya. Sinergeticheskii podkhod* [Dynamics of the cutting process. Synergetic approach]. Rostov-on-Don, Terra Publ., 2006. 880 p. ISBN 5-98254-055-2.
30. Ryzhkin A.A. *Sinergetika iznashivaniya instrumental'nykh rezhushchikh materialov (triboelektricheskii aspekt)* [Synergetics of wear of tool cutting materials (triboelectric aspect)]. Rostov-on-Don, DSTU Publ., 2004. 323 p. ISBN 5-7890-0307-9.
31. Lapshin V.P., Turkin I.A., Khristoforova V.V., Babenko T.S. Influence of the temperature in the tool-workpiece contact zone on the deformational dynamics in turning. *Russian Engineering Research*, 2020, vol. 40, iss. 3, pp. 259–265. DOI: 10.3103/S1068798X20030156.
32. Lapshin V.P., Babenko T.S., Moiseev D.V. Experimental evaluation of influence of tool wear on quality of turning. *Proceedings of the 4th International Conference on Industrial Engineering ICIE 2018*. Springer, Cham, 2018, pp. 853–859. DOI: 10.1007/978-3-319-95630-5_89.
33. Lapshin V., Moiseev D., Minakov V. Diagnosing cutting tool wear after change of cutting forces during turning. *AIP Conference Proceedings*, 2019, vol. 2188, iss. 1, p. 030001. DOI: 10.1063/1.5138394.
34. Lapshin V.P. Modifitsirovannyi operator Vol'terra kak sposob modelirovaniya temperatury pri metalloobrabotke [Modified Volterra operator as a temperature modelling technique while metalworking]. *Teplovye protsessy v tekhnike = Thermal Processes in Engineering*, 2019, vol. 11, no. 11, pp. 505–513. DOI: 10.34759/TPT-2019-11-11-505-513.
35. Bordachev E.V., Lapshin V.P. Matematicheskoe modelirovanie temperatury v zone kontakta instrumenta i izdeliya pri tokarnoi obrabotke metallov [Mathematical temperature simulation in tool-to-work contact zone during metal turning]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2019, vol. 19, no. 2, pp. 130–137. DOI: 10.23047/1992-5980-2019-19-2-130-137.

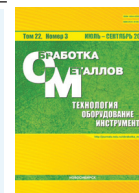
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 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

Минералокерамический композиционный материал: синтез и фрикционные свойства

Александр Болотов^а, Владислав Новиков^{б, *}, Ольга Новикова^с

Тверской государственный технический университет, наб. Афанасия Никитина, 22, г. Тверь, 170026, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0003-4054-5550>,  alniblvtov@rambler.ru, ^б  <https://orcid.org/0000-0001-5670-1250>,  vnnkv@yandex.ru,^с  <https://orcid.org/0000-0003-4133-3541>,  onvk@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.893

История статьи:

Поступила: 08 апреля 2020

Рецензирование: 16 апреля 2020

Принята к печати: 02 июня 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Минералокерамический
композиционный материал
Микродуговое окисление
Антифрикционные свойства
Абразивные свойства
Трение
Износ

АННОТАЦИЯ

Введение. Состав и строение минералокерамических композиционных материалов оказывают большое влияние на их физико-механические и триботехнические свойства. Несмотря на большое их разнообразие, некоторые из них не имеют высоких триботехнических характеристик. Поэтому разработка технологии получения новых минералокерамических композиционных материалов является актуальной задачей. Предложено разработать основы технологии получения нового минералокерамического материала методом микродугового окисления спеченной алмазно-алюминиевой заготовки. Материал представляет собой матрицу из оксида алюминия и дисперсных включений металлизированного медью алмаза. Технологические особенности его получения и триботехнические характеристики еще недостаточно изучены. **Цель работы:** отработать этапы синтеза нового минералокерамического композиционного материала, исследовать его фрикционные свойства и установить область рационального применения. **В работе исследованы** режимы прессования, спекания заготовки и дальнейшего микроплазменного синтеза минералокерамического материала с различной относительной плотностью образцов, концентрацией и дисперсностью алмазов, степенью их металлизации медью. Исследованы триботехнические свойства полученных материалов. **Методами исследования** являются компрессионные испытания, исследования поверхности материала, сравнительные фрикционные испытания. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что основными факторами, определяющими работоспособность изделия, являются: относительная плотность образцов, степень металлизации алмазов медью и концентрации щелочи в электролите. Зернистость алмазов оказывает определяющее влияние на триботехнические характеристики и область практического применения минералокерамики. Материалы с зернистостью алмазов более 28/20 показали высокие режущие характеристики и хорошее алмазоудержание. Объемная режущая способность – выше традиционных аналогов и не снижается с течением времени. Триботехнические испытания керамических материалов с зернистостью алмазов менее 20/14 показали наличие у них хороших антифрикционных свойств даже в отсутствие смазочных сред. Интенсивность изнашивания антифрикционной минералокерамики сравнима, а коэффициент трения существенно ниже, чем у оксидированного сплава Д16. Предложен критерий в виде критического номинального давления, определяющего переход от преимущественно упругого контакта к хрупкому разрушению антифрикционного минералокерамического материала. Созданные минералокерамические материалы с высокой зернистостью алмазов перспективно использовать в качестве инструментальных для прецизионной абразивной микрообработки твердых материалов. Из керамических материалов с малой зернистостью алмазов целесообразно изготавливать детали узлов трения, работающих в условиях дефицита смазочного материала.

Для цитирования: Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Минералокерамический композиционный материал: синтез и фрикционные свойства // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 59–68. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-59-68.

*Адрес для переписки

Новиков Владислав Викторович, к.т.н., доцент
Тверской государственный технический университет,
наб. А. Никитина, 22,
170026, г. Тверь, Россия
Тел.: 8 (482) 278-88-80, e-mail: vnnkv@yandex.ru

Введение

Интенсификация машиностроительного производства диктует необходимость создания и внедрения новых современных материалов и технологических процессов для их обработки. Минералокерамические композиционные материалы, основу которых составляют оксиды

алюминия Al_2O_3 , являются одними из наиболее перспективных для изготовления высокопроизводительного режущего инструмента [1–3]. Однако высокая твердость, тепло- и износостойкость в данных материалах сочетаются с низкой прочностью на изгиб и хрупкостью. Для улучшения триботехнических свойств минералокерамики в нее вводят металлические добавки в виде карбидов вольфрама, молибдена и другие, что снижает теплостойкость материала. [4].

Алмазы, обладающие уникальным комплексом триботехнических свойств, успешно применяются в качестве наполнителя режущих абразивных инструментов. Кроме того, дисперсный порошок алмаза детонационного синтеза нашел применение в качестве компонента антифрикционных композиций [5–7]. Совместить в одном композиционном материале матрицу из твердого и износостойкого оксидного материала и алмазные зерна не представлялось возможным из-за отсутствия методов инкорпорирования алмазов. В частности, это объясняется тем, что температура спекания алмазонасных композиций лимитирована температурой графитизации алмазов.

Нами проведены исследования, направленные на получение нового минералокерамического материала с широким спектром фрикционных свойств. Использование микродугового оксидирования (МДО) [8, 9] поверхности спеченных деталей из композита, содержащего алюминиевую матрицу и мелкодисперсный алмаз в качестве наполнителя, получен композиционный материал, представляющий собой тугоплавкую керамическую связку из оксида алюминия, в которую внедрены частицы алмаза. Многовариантность физико-механических свойств композита, определяемая совокупностью характеристик матрицы и наполнителя, позволит получать уникальные материалы, которые могут быть использованы как в узлах трения различного назначения, так и в качестве режущего инструмента [10–12]. Технологические особенности получения спеченной алюминиевой заготовки и процесса формирования оксидного слоя, а также триботехнические характеристики новых минералокерамических материалов еще недостаточно изучены.

Известные керамические материалы, сформированные методом МДО в виде покрытия

на поверхности вентильных металлов, характеризуются высокой износостойкостью и низким значением коэффициента трения в присутствии смазочных сред [13, 14]. Однако небольшая толщина материала накладывает ограничения на срок службы трибоузлов, в которых они применяются. Кроме того, процесс образования покрытия весьма энергоемок и длителен.

Цель исследования. Отработать этапы синтеза нового минералокерамического композиционного материала, исследовать его фрикционные свойства и установить область его рационального применения.

Методика исследований

Для изготовления композиционного минералокерамического материала использовалась алюминиевая пудра ПАП-1 (ГОСТ 5494–95), синтетические алмазы марки АС6 (ГОСТ 9206–80), медь, сформированная методом химического осаждения на поверхности алмазов.

Оксидирование спеченного образца проводили на оборудовании, включающем в себя: источник питания; гальваническую ванну с рубашкой охлаждения; компрессор для сжатого воздуха; вытяжную вентиляцию; дистиллятор. Формирование материала проводилось в электролите – едкий натрий $NaOH$ (0,5...3 г/л), жидкое стекло Na_2SiO_3 (6 г/л) при плотности тока 10 А/дм².

Фрикционные характеристики получаемых образцов исследовались на машине трения МТ-2 [11], реализующей схему палец–кольцо. Относительный расход алмазов J_a композиционного минералокерамического материала, характеризующий износостойкость материала, при испытаниях в режиме абразивного инструмента определялся как отношение массы алмазов, находившихся в изношенном алмазонасном слое, к массе изношенного материала контртела (ГОСТ 14706–78) [15]. В качестве сопоставляемых материалов были выбраны алмазосодержащие абразивные материалы, традиционно выпускаемые промышленностью: с металлической матрицей – М1 (смазочная жидкость – электрол) и органической бакелитовой матрицей – Б1. Для образцов с керамической и органической матрицей смазкой была техническая вода. Материал контробразца – керамика состава $BaO-SiO_2-Al_2O_3$ твердостью 16 ГПа.

Сравнительные испытания композиционных материалов, обладающих антифрикционными свойствами, проводились в сопоставлении с образцами из сплава Д16, модифицированными МДО. Контробразцы также изготовлены из Д16 и упрочнены МДО. Оценивались: коэффициент трения и интенсивность линейного износа при различном номинальном давлении в контакте в присутствии технической воды и без смазочного материала.

Результаты и их обсуждение

Технология получения образцов из композиционного минералокерамического материала

В процессе формирования заготовки минералокерамического материала методом порошковой металлургии исходные компоненты смешивали между собой, загружали в пресс-форму, подвергали холодному брикетированию и спеканию в муфельной печи в условиях вакуума при температуре 570...575 °С в течение 30...40 мин.

С целью предотвращения каталитического фазового превращения алмаза в графит под действием кислорода в процессе спекания композиции и синтеза покрытия в плазме электрического разряда применялась химическая металлизация алмаза медью [16]. Кроме того, медь в небольших количествах в алюминиевых сплавах при микродуговом окислении выступает в качестве катализатора, способствующего образованию наиболее износостойкой и твердой фазы α -оксида алюминия микротвердостью около 24 ГПа.

Одной из основных характеристик, определяющих физико-механические и триботехнические свойства минералокерамического материала и определяющей его пористость, является относительная плотность Q [17]. Установлено, что при увеличении давления прессования в рассматриваемом диапазоне от 50 до 300 МПа относительная плотность образцов возрастает в 1,2...1,4 раза в зависимости от зернистости алмазов. Спекание заготовки позволяет повысить их прочность и относительную плотность дополнительно на 5...7 %. С увеличением степени металлизации алмазов M относительная плотность заготовки может снижаться до 10...15 %. При снижении зернистости алмазов d после прессования и спекания получается композиционный

материал с большей относительной плотностью. Например, для зернистости алмазов 20/14 достигается относительная плотность 97 % при давлении прессования 250 МПа, температуре 650 °С. Возможность регулировать пористость заготовки позволяет влиять на характер протекания процесса микродугового окисления.

Спеченный образец из композиционной смеси модифицировался методом МДО, при этом на его поверхности формировался упрочненный слой из керамической матрицы и равномерно заключенного в ней дисперсного алмаза. Технологический процесс микродугового окисления детали из спеченной алмазно-алюминиевой смеси имеет ряд особенностей по сравнению с алюминиевыми сплавами, обусловленных повышенной пористостью исходного материала (до 10...15 об.%), наличием в составе смеси диэлектрических составляющих: оксида алюминия (до 10 % от массы алюминиевой составляющей) и дисперсных частиц алмаза (до 35 об.%), на поверхности которых находится медь.

Наиболее существенное влияние на ход процесса МДО минералокерамической композиции оказывает степень металлизации алмазных зерен M (рис. 1). Время выхода на режим

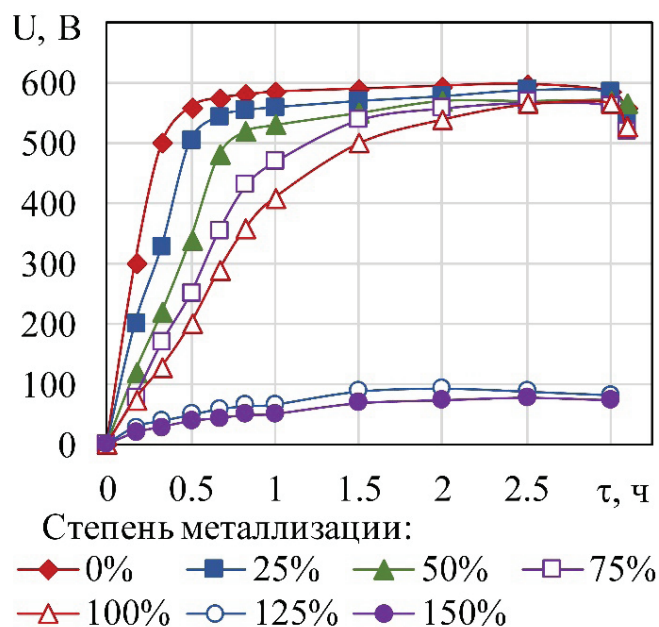


Рис. 1. Хронограмма напряжения МДО образцов ($d = 63/50$, $Q = 90$ %, $K = 100$ %) с различной степенью металлизации алмазов

Fig. 1. A voltage chronogram of microarc oxidation of blanks ($d = 63/50$, $Q = 90$ %, $K = 100$ %) with a varying degree of diamond metallization

устойчивого оксидирования (линейный участок кривых) при увеличении степени металлизации существенно возрастает, и при металлизации алмазных зерен свыше 125 % искрения на поверхности детали не возникает. Это ведет к возникновению больших токов утечки и образованию обширных очагов электрохимической коррозии. Установлено, что с увеличением концентрации алмазов K от 25 до 100 % возрастает время выхода на режим искрения, но ход процесса МДО существенно не меняется. Следовательно, в этом диапазоне степень концентрации алмазов можно выбрать исходя из обеспечения необходимых триботехнических свойств материала.

У спеченных алмазно-алюминиевых смесей время выхода на период стабильного анодирования увеличивается по сравнению с обычными беспористыми алюминиевыми сплавами. Но процесс оксидирования происходит интенсивнее, и формирование керамического слоя заканчивается в 1,5 раза быстрее благодаря большей площади активной поверхности, обусловленной пористостью спеченных алюминиевых порошков.

Установлено, что толщина керамического слоя, сформированного на поверхности спеченных алмазно-алюминиевых деталей, выше в несколько раз (рис. 2) по сравнению с толщиной,

полученной на алюминиевых сплавах, причем наибольшее влияние на нее оказывают концентрация щелочи в электролите и относительная плотность спеченной заготовки. Максимум толщины керамического покрытия независимо от концентрации алмазов достигается при концентрации щелочи в электролите примерно 2 г/л (рис. 2, а). Это объясняется возрастанием проводимости за счет наличия достаточного числа ионов гидроксида натрия в электролите, способных проникнуть в поры материала. При увеличении концентрации NaOH мощность искровых разрядов возрастает, возникают локальные единичные дуговые разряды, которые разрушают керамический слой.

Экстремальный характер имеет зависимость толщины покрытия от относительной плотности композита Q (рис. 2, б). При Q меньше 75 % прочность ее невысока, и в процессе МДО такие покрытия подвержены саморазрушению из-за воздействия среды электролита и высокотемпературных электрических разрядов. Максимум толщины покрытия достигается при плотности, равной 80...90 %, при дальнейшем увеличении плотности заготовки свыше 90% толщина покрытия снижается, что вызвано затруднением доступа электролита в глубь материала и сокращением активной поверхности за счет уменьшения пористости.

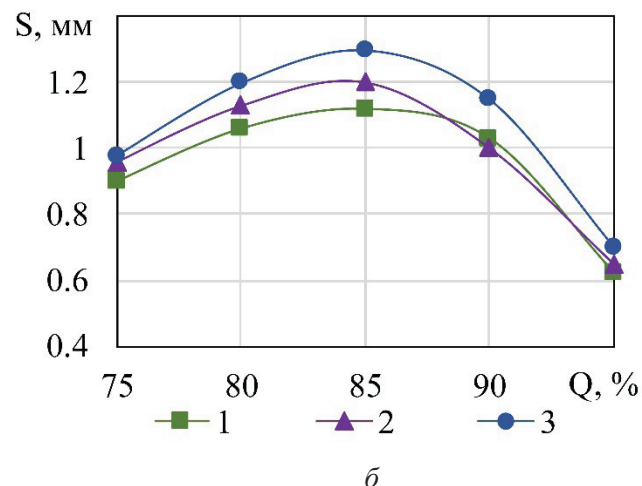
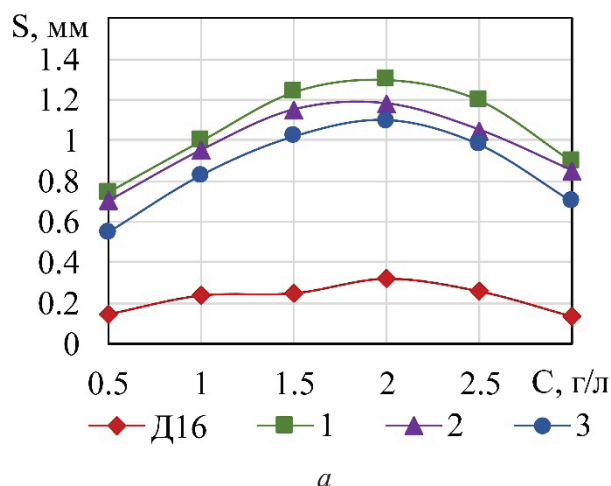


Рис. 2. Влияние концентрации C щелочи в электролите (а) ($d = 63/50$, $Q = 85\%$) и относительной плотности Q композиционного материала (б) ($d = 63/50$, $C = 2$ г/л) на толщину S формируемого покрытия. K :

1 – 50 %; 2 – 75 %; 3 – 100 %

Fig. 2. The effect of C alkali concentration in the electrolyte (a) ($d = 63/50$, $Q = 85\%$), and relative density Q of a composite material (б) ($d = 63/50$, $C = 2$ g/l) on S thickness of the formed coating. K :

1 – 50 %; 2 – 75 %; 3 – 100 %

Результаты сравнительных триботехнических испытаний минералокерамического материала

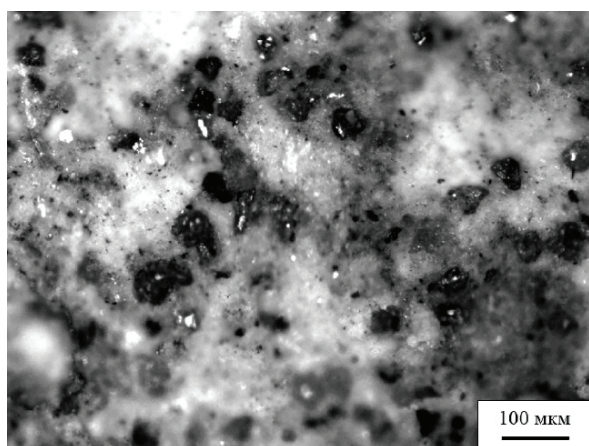
В процессе триботехнических испытаний установлено, что если применять разработанную технологию, можно получить минералокерамические материалы с качественно разными триботехническими свойствами.

Композиционные материалы, содержащие алмазные зерна зернистостью $\gg 28/20$, обладают высокими режущими характеристиками и способны интенсивно изнашивать контробразец. Для данных инструментальных минералокерамических материалов проведены сравнительные фрикционные испытания на машине трения МТ-2 по определению характеристик абразивного износа.

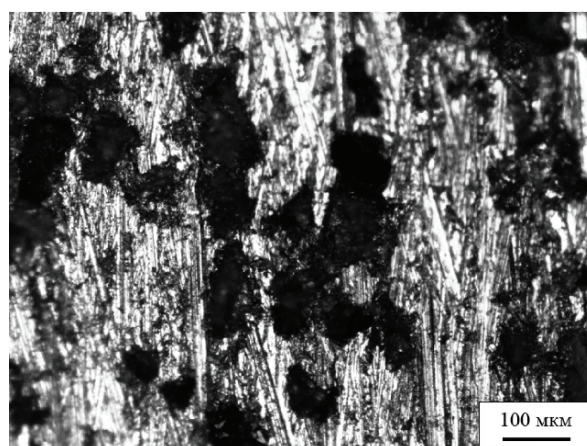
Установлено, что величина относительного расхода алмаза материала с керамической матрицей на основе оксида алюминия при одинаковых условиях трения существенно ниже, чем у материалов на металлической и органической связке (рис. 3, а). Зернистость алмазов наиболее существенно влияет на объемную режущую способность композиционных алмазосодержащих материалов (рис. 3, б). Высокие режущие свойства минералокерамического материала объясняются значительной твердостью материала керамической матрицы Al_2O_3 , которая обладает повышенным сопротивлением к абразивному воздействию со стороны керамического контробразца

и отделившихся керамических частиц износа. Нелинейное возрастание режущей способности обусловлено изменением топографии рабочей поверхности инструмента. Алмазы малой зернистости незначительно выступают над материалом матрицы, принимающей часть нагрузки в процессе абразивного износа. При увеличении зернистости алмазов их вылет над керамической связкой возрастает, и объем деформированного материала контртела растет.

Продолжительные испытания объемной режущей способности абразивного инструмента из минералокерамического материала показали, что она практически не зависит от времени (снижение на 4...6 % в течение 20 мин работы). Можно предположить, что керамическая матрица инструментального материала, созданная из различных модификаций оксида алюминия, обладает помимо высокой твердости хорошей алмазодерживающей способностью, что обеспечивает соизмеримую скорость изнашивания алмазов и матрицы. В процессе резания изношенные алмазные зерна выкрашиваются вместе с частью окружающей их матрицы, обнажая новые зерна, что обеспечивает поддержание стабильной режущей способности инструмента и реализацию режима самозатачивания. На поверхности минералокерамического материала после абразивных испытаний отсутствуют выраженные следы абразивного износа (рис. 4, а), нет признаков «засаливания» режущих кромок алмазов. На ме-



а



б

Рис. 4. Поверхность трения композиционных алмазосодержащих материалов после абразивного износа ($Q = 85\%$, $M = 75\%$):

а – керамическая матрица, $d = 80/63$, $K = 75\%$; б – металлическая матрица, $d = 80/63$, $K = 75\%$

Fig. 4. A friction surface of composite diamond-bearing materials after abrasive wear ($Q = 85\%$, $M = 75\%$):

а – ceramic matrix, $d = 80/63$, $K = 75\%$; б – metal matrix, $d = 80/63$, $K = 75\%$

таллической матрице видны глубокие царапины, оставленные твердым материалом контробразца (рис. 4, б). Положительную роль играет высокая теплопроводность алюминиевой подложки, которая обуславливает хороший отвод из тепла из зоны трения и препятствует негативной графитизации алмазных зерен под воздействием высоких температур в процессе резания.

Радикально другими фрикционными свойствами обладает минералокерамический материал, содержащий фракции алмаза зернистостью $< 20/14$. Установлено, что полученный материал имеет ярко выраженные антифрикционные характеристики даже в отсутствие жидких смазочных материалов.

Интенсивность изнашивания антифрикционной минералокерамики сравнима, а коэффициент трения существенно ниже, чем у оксидированного сплава Д16 (рис. 5).

Оксидный материал с алмазным наполнителем имеет достаточно низкое значение коэффициента трения в условиях отсутствия смазочного материала (рис. 5, в), что обуславливается наличием в его составе включений свободного графита, играющего роль твердой смазки, и образовавшимся при частичном фазовом окислении алмаза. Графит, окружающий зерна алмазов, разрушается на вершинах выступов, но из зоны трения не удаляется, а намазывается на контактирующие поверхности.

Немонотонный характер трибозависимостей, приведенных на рис. 5, позволяет предположить изменение вида изнашивания керамических материалов при увеличении нагрузки: от усталостного к хрупкому износу поверхности трения [18]. Область рационального применения антифрикционной минералокерамики необходимо ограничить преимущественно упругим дефор-

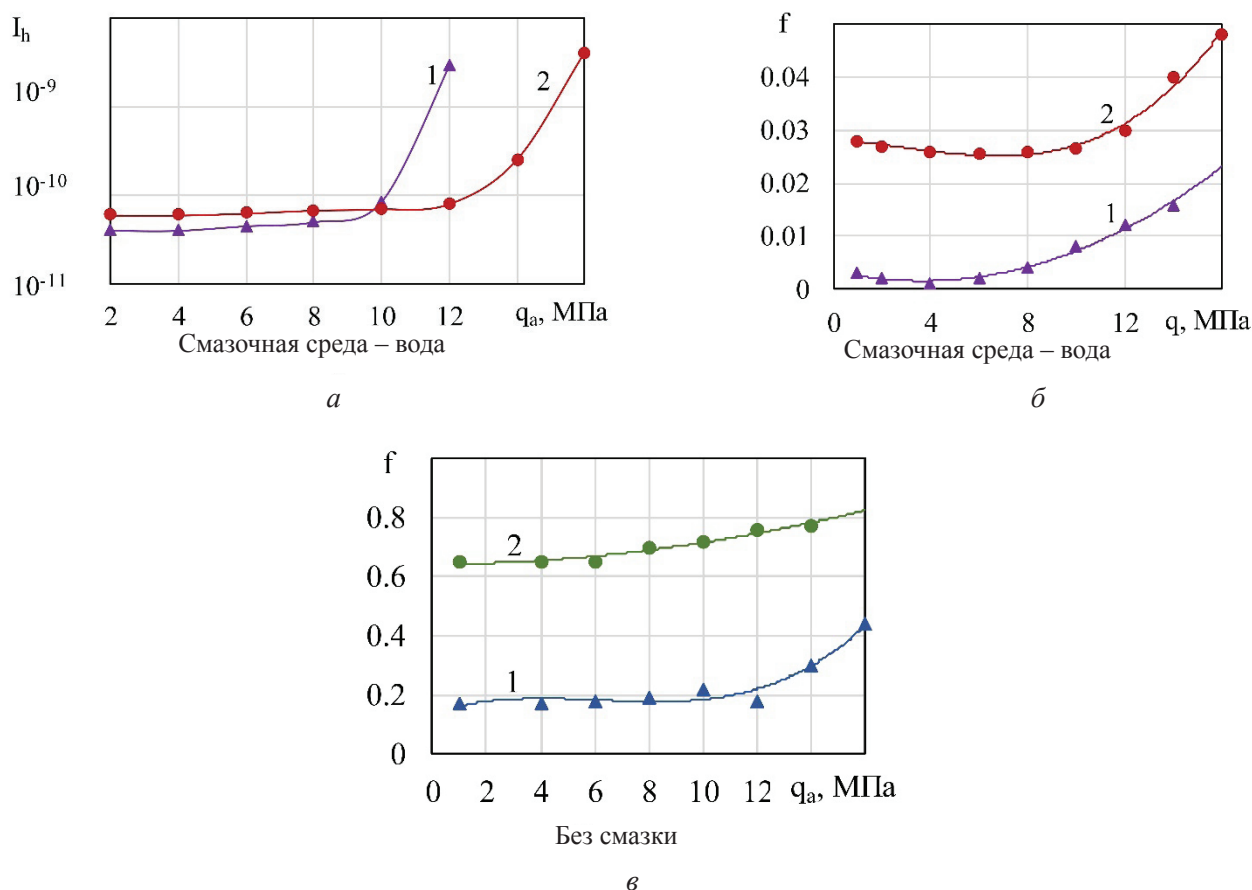


Рис. 5. Влияние давления на интенсивность изнашивания (а) и коэффициент трения (б) и (в): 1 – минералокерамический материал ($Q = 85\%$, $S = 1,2$ мм); 2 – МДО Д16. Линейная скорость скольжения 0,75 м/с

Fig. 5. The effect of pressure on the wear rate (a) and on the friction coefficient (б) and (в): 1 – is a mineral ceramic material; 2 – is D16 microarc oxidation. A linear sliding speed is 0.75 m/s

мированием и усталостным разрушением субмикрослоев трущихся поверхностей при реальном трибоконтакте.

В качестве критерия, определяющего переход от преимущественно упругого контакта к хрупкому разрушению керамического материала, принята нагрузка, создающая среднее упругое давление на пятне контакта, равное микропрочности материала σ [19]. Переход от нагрузки на единичном пятне контакта σ к величине критического номинального давления $q_{кр}$ в зоне реального трибосопряжения произведен согласно модели Н.Б. Демкина [20]. Поверхность композиционного материала моделировали набором сферических сегментов одинакового радиуса R , равного половине среднего характерного размера зерна алмаза d , причем зерна алмаза были распределены в материале с плотностью τ . Использовалось понятие эквивалентной поверхности [21], вершины микронеровностей которой распределены по степенному закону, а с учетом значительной толщины модифицированного слоя сочли возможным применить формулы Герца для описания характеристик контакта единичной микронеровности [22].

Для величины критического номинального давления q_{ax} , зависящего только от физико-механических свойств взаимодействующих поверхностей и параметров их микрогеометрии, получена зависимость

$$q_{ax} = \left(\frac{t_m \nu \sigma \pi^2}{2} \right)^{2\nu+1} \times \left[\frac{1,5\pi}{t_m \nu (\nu-1) K_3} \left(\frac{R}{R_p} \right)^{0,5} \right]^{2\nu} \left(\frac{I_a I_c}{\tau I_c + (1-\tau) I_a} \right)^{2\nu}.$$

Здесь R_p , ν , t_m , K_3 – параметры шероховатости контактирующих поверхностей [20, 21],

$$I_a = \frac{1-\mu_a^2}{E_a}, \quad I_c = \frac{1-\mu_c^2}{E_c}, \quad E_a, \quad E_c \text{ и } \mu_a, \quad \mu_c -$$

модули упругости и коэффициенты Пуассона алмаза и матрицы. Значения критического номинального давления, рассчитанные по предложенной формуле: МДО Д16 – 10,2 МПа, минералокерамика – 5,7 МПа. Расчетные значения несколько ниже экспериментальных данных (см. рис. 5). Это можно объяснить тем, что

при данном номинальном давлении в реальном трибоузле локальные хрупкие разрушения только начинают формироваться на единичных микронеровностях. Катастрофическое хрупкое разрушение керамического материала происходит при увеличении давления в 1,1...1,5 раза выше критического. Однако данный критерий может быть определяющим при выборе конструкции и рабочих нагрузок узла трения с антифрикционным минералокерамическим материалом.

Заключение

На основе оригинальной технологии созданы новые минералокерамические алмазосодержащие материалы двух типов: антифрикционные конструкционные материалы для узлов трения скольжения и инструментальные материалы для абразивной обработки.

Установлено, что минералокерамические материалы с высокой зернистостью алмазов перспективно использовать в качестве абразивного режущего инструмента. Наиболее востребованы они должны быть в качестве инструментальных для прецизионной абразивной микрообработки твердых материалов.

Исследование триботехнических свойств керамических материалов с малой зернистостью алмазов показало наличие у них хороших антифрикционных свойств даже без смазывания жидкими материалами. Низкое трение таких материалов объясняется наличием на поверхности графита, образованного за счет частичного полиморфного превращение алмазов. Из таких материалов целесообразно изготавливать детали узлов трения, работающих в условиях дефицита смазочного материала.

Список литературы

1. Studies on Al6061-SiC and Al7075-Al₂O₃ metal matrix composites / G.B.V. Kumar, C.S.P. Rao, N. Selvaraj, M.S. Bhagyashakar // Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering. – 2010. – Vol. 9, iss. 1. – P. 43–55. – DOI: 10.4236/jmmce.2010.91004.
2. Composites based on aluminum-silicate glass ceramic with discrete fillers / L.A. Orlova, A.S. Chainikova, N.V. Popovich, Y.E. Lebedeva // Glass and Ceramics. – 2013. – Vol. 70, iss. 3–4. – P. 149–154. – DOI: 10.1007/s10717-013-9529-2.

3. Consolidation of aluminum-based metal matrix composites via spark plasma sintering / Sweet G.A., Brochu M., Hexemer R.L., Donaldson I.W., Bishop D.P. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 648. – P. 123–133. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.027.
4. Jessen, T., Ustundag, E., & ebrary Inc. 24th annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures A / January 23–28, 2000, Cocoa Beach, FL. Ceramic Engineering & Science Proceedings 21/3. Westerville, OH: American Ceramic Society. Retrieved from http://sk8es4mc2l.search.serialssolutions.com/?sid=sersol&SS_jc=TC0000715049&title=24th annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures January 23–28, 2000, Cocoa Beach, FL. A
5. Synthesis and properties of electroless Ni-P-Nanometer Diamond composite coatings / Xu H., Yang Z., Li M. K., Shi Y. L., Huang Y., Li H.L. // *Surface and Coatings Technology*. – 2005. – Vol. 191, iss. 2–3. – P. 161–165. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.03.045.
6. Blum R., Molian P. Liquid-phase sintering of nanodiamond composite coatings on aluminum A319 using a focused laser beam // *Surface and Coatings Technology*. – 2009. – Vol. 204, iss. 1–2. – P. 1–14. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.06.025.
7. Diamond powders less than 100 nm in diameter as effective solid lubricants in vacuum / A.V. Gubarevich, S. Usuba, Y. Kakudate, A. Tanaka, O. Odawara // *Japanese Journal of Applied Physics, Pt. 2: Letters*. – 2004. – Vol. 43, iss. 7A. – DOI: 10.1143/JJAP.43.L920.
8. Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Применение микродугового оксидирования для получения керамического алмазосодержащего материала // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2006. – № 3. – С. 13–16.
9. Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Синтез и абразивные свойства алмазосодержащих материалов с керамической матрицей // *Трибология – машиностроению: XII Международная научно-техническая конференция, посвященная 80-летию ИМАШ РАН*. – М., 2018. – С. 74–76.
10. Судник Л.В. Витязь П.А., Ильющенко А.Ф. Алмазосодержащие абразивные наноккомпозиты. – Минск: Беларуская навука, 2012. – 319 с.
11. Болотов А.Н., Новиков В.В., Новикова О.О. Зависимость износа пары трения композиционный алмазосодержащий материал – керамика // *Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел, деталей технологического и энергетического оборудования*. – Тверь, 2017. – № 10. – С. 153–157.
12. Витязь П.А. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение: монография. – Минск: Беларуская навука, 2013. – 381 с.
13. Formation of wear- and corrosion-resistant coatings by the microarc oxidation of aluminum / M.A. Markov, A.D. Bykova, A.V. Krasikov, B.V. Farmakovskii, D.A. Gerashchenkov // *Refractories and Industrial Ceramics*. – 2018. – Vol. 59, iss. 2. – P. 207–214. – DOI: 10.1007/s11148-018-0207-3.
14. Zlotnikov I.I., Shapovalov V.M. Improving the antifriction properties of ceramic coatings obtained by the method of MAO on aluminum alloys // *Journal of Friction and Wear*. – 2019. – Vol. 40, iss. 5. – P. 360–363. – DOI: 10.3103/S1068366619050222.
15. ГОСТ 14706–78. Алмазы и инструменты алмазные. Термины и определения (с Изменением N 1): дата введения 1979–07–01. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 11 с. – URL: <http://docs.cntd.ru/document/1200009427> (дата обращения: 14.07.2020).
16. Инструмент из металлизированных сверхтвердых материалов / Е.М. Чистяков, А.А. Шепелев, Т.М. Дуда, В.П. Черных. – Киев: Наукова думка, 1982. – 204 с.
17. Спеченные материалы из алюминиевых порошков / В.Г. Горпиенко, М.Е. Смагоринский, А.А. Григорьев, А.Д. Беллавин; под ред. М.Е. Смагоринского. – М.: Металлургия, 1993. – 320 с.
18. Крагельский И.В. О критериях износа материалов // *Доклады АН СССР*. – 1959. – Т. 129, № 5. – С. 1016–1019.
19. Крагельский И.В., Добычин М.Н. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
20. Демкин Н.Б. Свойства фрикционного контакта // *Трение и износ*. – 1982. – Т. 3, № 4. – С. 586–595.
21. Демкин Н.Б., Рыжов Э.В. Качество поверхности и контакт деталей машин. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.
22. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия: пер. с англ. – М.: Мир, 1989. – 510 с.

Конфликт интересов

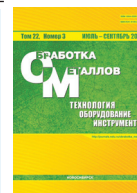
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 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



Mineral Ceramic Composite Material: Synthesis and Friction Behavior

Aleksandr Bolotov ^a, Vladislav Novikov ^{b, *}, Olga Novikova ^c

Tver State Technical University, 22 Af. Nikitin Emb., Tver, 170026, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-4054-5550>,  alnikbltov@rambler.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-5670-1250>,  vnvkv@yandex.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0003-4133-3541>,  onvk@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 08 April 2020

Revised: 16 April 2020

Accepted: 02 June 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Mineraloceramic Composite Material

Microarc oxidation

Anti-friction properties

Abrasive properties

Friction

Wear

ABSTRACT

Introduction. The composition and structure of mineral ceramic composite materials affect its physico-mechanical and tribotechnical properties. Despite its wide variety, some part does not have high tribotechnical characteristics. Therefore, the development of a technology for producing new mineral ceramic composite material is a relevant objective. The paper proposes to develop the fundamentals of the technology for producing a new mineral ceramic material by microarc oxidation of sintered diamond-aluminum blank. The material consists of an aluminum oxide matrix and dispersed inclusions of copper metallized diamond. The technological characteristics of its production and tribotechnical characteristics are still understudied. **Work objective:** to work through the stages of synthesis of a new mineral ceramic composite material, to study its frictional properties and to determine the application area. **The paper studies** the modes of blank pressing, sintering and further microplasma synthesis of mineral ceramic material with different relative density of samples, diamond concentration and dispersion, its degree of copper metallization. Tribotechnical properties of the obtained materials are also investigated. **The research methods** are compression tests, material surface studies, and comparative friction tests. **Results and discussion.** It is revealed that the main factors that determine the product performance are: the relative density of samples, the degree of copper metallization of diamonds and alkali concentration in an electrolyte. The grain size of diamonds determines tribotechnical characteristics and the practical application of cermet. Materials with diamond grain size more than 28/20 showed high cutting characteristics and good diamond holding ability. The volumetric cutting ability is higher than traditional counterparts have, and it does not decrease over time. Tribotechnical tests of ceramic materials with diamond grain size less than 20/14 showed that it has good antifriction properties even without lubricating media. The wear rate of antifriction cermet is comparable to D16 oxidized alloy; its friction coefficient is significantly lower. The authors propose a criterion called a critical nominal pressure that determines the transition from a predominantly elastic contact to brittle fracture of a mineral ceramic material. The created mineral ceramic materials with high diamond grain size are promising as instrumental materials for precision abrasive microprocessing of hard materials. Ceramic materials with a small grain size of diamonds are good for producing parts of friction units operating under lubricant shortage.

For citation: Bolotov A.N., Novikov V.V., Novikova O.O. Mineral ceramic composite material: synthesis and friction behavior. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 59–68. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-59-68. (In Russian).

References

1. Kumar G.B.V., Rao C.S.P., Selvaraj N., Bhagyashekar M.S. Studies on Al6061-SiC and Al7075-Al₂O₃ Metal Matrix Composites. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*, 2010, vol. 9, iss. 1, pp. 43–55. DOI: 10.4236/jmmce.2010.91004.
2. Orlova L.A., Chainikova A.S., Popovich N.V., Lebedeva Y.E. Composites based on aluminum-silicate glass ceramic with discrete fillers. *Glass and Ceramics*, 2013, vol. 70, iss. 3–4, pp. 149–154. DOI: 10.1007/s10717-013-9529-2.
3. Sweet G.A., Brochu M., Hexemer R.L., Donaldson I.W., Bishop D.P. Consolidation of aluminum-based metal matrix composites via spark plasma sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 648, pp. 123–133. DOI: 10.1016/j.msea.2015.09.027.

* Corresponding author

Novikov Vladislav V., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Tver State Technical University,
 22 Af. Nikitin Emb.,
 170026, Tver, Russian Federation
 Tel.: 8 (482) 278-88-80, e-mail: vnvkv@yandex.ru

4. Jessen, T., Ustundag, E., & ebrary Inc. 24th annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures A / January 23-28, 2000, Cocoa Beach, FL. *Ceramic Engineering & Science Proceedings 21/3*. Westerville, OH: American Ceramic Society. Retrieved from http://sk8es4mc2l.search.serialssolutions.com/?sid=sersol&SS_jc=TC0000715049&title=24th annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures January 23-28, 2000, Cocoa Beach, FL. A
5. Xu H., Yang Z., Li M.K., Shi Y.L., Huang Y., Li H.L. Synthesis and properties of electroless Ni-P-Nanometer Diamond composite coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 191, iss. 2–3, pp. 161–165. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.03.045.
6. Blum R., Molian P. Liquid-phase sintering of nanodiamond composite coatings on aluminum A319 using a focused laser beam. *Surface and Coatings Technology*, 2009, vol. 204, iss. 1–2, pp. 1–14. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.06.025.
7. Gubarevich A.V., Usuba S., Kakudate Y., Tanaka A., Odawara O. Diamond powders less than 100 nm in diameter as effective solid lubricants in vacuum. *Japanese Journal of Applied Physics, Pt. 2: Letters*, 2004, vol. 43, iss. 7A. DOI: 10.1143/JJAP.43.L920.
8. Bolotov A.N., Novikov V.V., Novikova O.O. Primenenie mikrodogovogo oksidirovaniya dlya polucheniya keramicheskogo almazosoderzhashchego materiala [Application of microarc oxidation for reception ceramic diamond-containing material]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2006, iss. 3, pp. 13–16.
9. Bolotov A.N., Novikov V.V., Novikova O.O. [Synthesis and abrasive properties of diamond-containing materials with ceramic matrix]. *Tribologiya – mashinostroeniye: XII Mezhdunarodnaya nauchno-tekhnicheskaya konferentsiya, posvyashchennaya 80-letiyu IMASH RAN* [Proceedings of XII International scientific conference “Tribology for Mechanical Engineering” dedicated to the 80th anniversary of IMASH RAS]. Moscow, 2018, pp. 74–76. (In Russian).
10. Sudnik L.V. Vityaz’ P.A., Il’yushchenko A.F. *Almazosoderzhashchie abrazivnye nanokompozity* [Diamond-containing abrasive nanocomposites]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2012. 319 p.
11. Bolotov A.N., Novikov V.V., Novikova O.O. [Dependence of friction pair wear composite diamond-containing material – ceramics]. *Mekhanika i fizika protsessov na poverkhnosti i v kontakte tverdykh tel, detalei tekhnologicheskogo i energeticheskogo oborudovaniya* [Mechanics and physics of processes on the surface and in contact of solids, parts of technological and energy equipment]. Tver’, 2017, no. 10, pp. 153–157.
12. Vityaz’ P.A. *Nanoalmazny detonatsionnogo sinteza: poluchenie i primeneniye* [Detonation synthesis nanodiamonds: production and use]. Minsk, Belarusskaya navuka Publ., 2013. 381 p.
13. Markov M.A., Bykova A.D., Krasikov A.V., Farmakovskii B.V., Gerashchenkov D.A. Formation of wear- and corrosion-resistant coatings by the microarc oxidation of aluminum. *Refractories and Industrial Ceramics*, 2018, vol. 59, iss. 2, pp. 207–214. DOI: 10.1007/s11148-018-0207-3.
14. Zlotnikov I.I., Shapovalov V.M. Improving the antifriction properties of ceramic coatings obtained by the method of MAO on aluminum alloys. *Journal of Friction and Wear*, 2019, vol. 40, iss. 5, pp. 360–363. DOI: 10.3103/S1068366619050222.
15. GOST 14706–78. *Almazy i instrumenty almaznye. Terminy i opredeleniya (s Izmeneniyem N 1)* [State Standard 14706–78. Diamonds and diamond tools. Terms and definitions (with Change N 1)]. Moscow, Standartinform Publ., 1985. 11 p. Available at: <http://docs.cntd.ru/document/1200009427> (accessed 14.07.2020).
16. Chistyakov E.M., Shepelev A.A., Duda T.M., Chernykh V.P. *Instrument iz metallizirovannykh sverkh tverdykh materialov* [A tool made of metallized supersolid materials]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1982. 204 p.
17. Gorpichenko V.G., Smagorinskii M.E., Grigor’ev A.A., Bellavin A.D. *Spechennyye materialy iz alyuminiyevykh poroshkov* [Baked materials from aluminum powders]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1993. 320 p.
18. Kragel’skii I.V. O kriteriyakh iznosa materialov [About material wear criteria]. *Doklady Akademii nauk SSSR = Proceedings of the USSR Academy of Sciences*, 1959, vol. 129, no. 5, pp. 1016–1019.
19. Kragel’skii I.V., Dobychin M.N. *Osnovy raschetov na trenie i iznos* [Basics of friction and wear calculations]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1977. 526 p.
20. Demkin N.B. Svoistva friktsionnogo kontakta [Friction contact properties]. *Trenie i iznos = Journal of Friction and Wear*, 1982, vol. 3, iss. 4, pp. 586–595. (In Russian).
21. Demkin N.B., Ryzhov E.V. *Kachestvo poverkhnosti i kontakt detalei mashin* [Surface quality and contact of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 244 p.
22. Johnson K.L. *Contact mechanics*. Cambridge, Cambridge University Press, 1985 (Russ. ed.: Dzhonson K. *Mekhanika kontaktnogo vzaimodeystviya*. Moscow, Mir Publ., 1989. 510 p.).

Conflicts of Interest

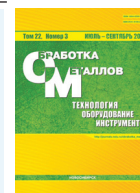
The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией

Мария Рашковец^{1, a, *}, Аэлита Никулина^{1, b}, Ольга Климова-Корсмик^{2, c},
 Константин Бабкин^{2, d}, Ольга Матц^{3, e}, Марко Маццаризи^{4, f}

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет (Институт лазерных и сварочных технологий), Политехническая, 29, г. Санкт-Петербург, 195251, Россия

³ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

⁴ Политехнический университет г. Бари (Кафедра математики, механики и менеджмента), ул. Орабона, 4, г. Бари, 70126, Италия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4045-0722>,  mrashkovets@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  aelita27@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-2619-8874>,  o.klimova@lts.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1098-1319>,  babkin_kd@spbstu.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0001-6442-0774>,  o.matts@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-7395-3211>,  marco.mazzarisi@poliba.it

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 658.5.012.1

История статьи:

Поступила: 15 июня 2020

Рецензирование: 14 июля 2020

Принята к печати: 07 августа 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Жаропрочный никелевый сплав

Фазовый состав

Механические свойства

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90131.

Благодарности

Структурные исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. На протяжении последнего десятилетия аддитивное производство, основанное на создании изделий по электронной модели путем добавления материала слой за слоем, активно внедряется в производственный цикл изготовления сложнопрофильных изделий. Однако до сих пор не разработаны стандарты для материалов, сформированных по данным технологиям. Инженеры и ученые стремятся достигнуть механических свойств аддитивно полученных материалов, соответствующих свойствам материалов, сформированных стандартными способами. Жаропрочные никелевые сплавы, упрочняемые по твердорастворному и дисперсионному механизму, являются незаменимыми материалами в производстве авиационных турбореактивных двигателей. Помимо высоких механических свойств, достигаемых комплексной термической обработкой, такие детали зачастую обладают сложным профилем. Комбинирование новых аддитивных технологий с жаропрочными материалами является перспективным направлением как в промышленности, так и в науке. Понимание фазовых процессов, происходящих в материале со сложным тепловым влиянием при послепроизводстве, активно исследуется инженерами. **Цель работы** – изучить фазовый состав жаропрочного никелевого сплава, изготовленного высокоскоростным прямым лазерным выращиванием в различных зонах слоя, сопоставив с полученными результатами механических испытаний. **Методы исследования.** Структура изучена методами оптической микроскопии и РЭМ. Фазовый состав проанализирован с использованием РФА, ПЭМ. Результаты микротвердости и относительного удлинения получены при комнатной температуре. **Результаты.** Показано, что в материале отсутствуют поры и трещины. Структура сплава представлена типичным для аддитивного производства направленным дендритным строением с наличием переходной зоны. В различных зонах термического влияния происходят закономерные морфологические изменения фазы Лавеса и фазовые перераспределения карбидных включений. В материале не выявлены основные упрочняющие γ'/γ'' -фазы, при этом идентифицирована δ -фаза на начальной стадии формирования. Значения микротвердости сплава находятся в нижнем допустимом пределе. При повышенном относительном удлинении, значения σ_b и σ_t остаются низкими для данного материала по сравнению со стандартными технологиями.

Для цитирования: Исследование фазового состава никелевого сплава Inconel 718, полученного аддитивной технологией / М.В. Рашковец, А.А. Никулина, О.Г. Климова-Корсмик, К.Д. Бабкин, О.Э. Матц, М. Маццаризи // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 69–81. – DOI:10.17212/1994-6309-2020-22.3-69-81.

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы составляют группу конструкционных материалов с улучшенными механическими свойствами и коррозионной стойкостью в рабочем состоянии при повышенных температурах до 650 °С [1, 2].

*Адрес для переписки

Рашковец Мария Владимировна, аспирант
 Новосибирский государственный технический университет,
 пр. К. Маркса, 20,
 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: +7-961-876-18-64, e-mail: mrashkovets@mail.ru

Одним из таких сплавов с системой основных элементов Ni-Cr-Fe является разработанный в 1963 году Inconel 718. В соответствии с уровнем механических свойств сплав широко применяется в авиационных двигателях, газовых турбинах и ядерных реакторах [1]. Широко исследована высокая свариваемость данного материала [3–5] по сравнению с другими жаропрочными никелевыми сплавами.

Эксплуатация материала осуществляется в состоянии, представленном γ -Ni твердым раствором, упрочненным дисперсными интерметаллидными частицами. В отличие от других жаропрочных никелевых сплавов, где основной упрочняющей фазой является γ' -Ni₃(Al,Ti), доминирующее упрочнение данного сплава вследствие легирования материала Nb осуществляется за счет фазы γ'' -Ni₃Nb. По сравнению с добавками алюминия и титана ниобий значительно повышает стойкость к трещинообразованию в зонах сварного шва, подвергшихся старению [1]. Присутствие одновременно двух фаз с различной геометрией и размерами исключает необходимость в строгом контроле ориентировки, формы и размеров частиц, что является обязательным в сплавах, упрочняющихся за счет выпадения только одной γ' -фазы [1, 2]. Однако в условиях длительной эксплуатации материала при температурах выше 650 °С или длительной выдержке материала γ'' -фаза переходит в δ -Ni₃(Nb, Ti)-фазу с орторомбической D0_a кристаллической структурой, что ведет к потере когерентности и снижению прочности и ползучести материала.

Активная сегрегация ниобия и молибдена в междендритное пространство приводит к формированию повышенного количества топологически плотноупакованной фазы Лавеса и карбидов первого МС и второго М₆С₅, М₂₃С₆ типа [6]. Так как полная ликвидация данных частиц посредством термической обработки невозможна, уделяется большое внимание их размерному фактору и морфологии [7, 8]. Отдельные частицы, равномерно распределенные по объему материала, оказывают положительный эффект – ограничивают движение дислокаций. При этом непрерывные цепочки образований по границам зерен, распадающиеся при деформации материала, создают микропоры на поверхности раздела с матри-

цей сплава, что способствует возникновению и распространению трещин [9, 10].

Аддитивные технологии направлены на создание высокопрочных изделий со сложной неразъемной геометрией. Изготовление изделия послойным методом занимает один рабочий цикл, что значительно снижает время и трудозатраты в сравнении с продолжительным стандартным производством, комбинируемым из ряда технологий. Кроме того, сопровождающиеся высокими скоростями охлаждения аддитивные технологии способны снижать сегрегацию элементов и создавать условия для формирования мелкозернистой структуры, что является критически важным аспектом для жаропрочных никелевых сплавов и изготавливаемых из них ответственных изделий [11].

Контроль формирующихся полей напряжения как в отдельном слое, так и в теле изделия при непрерывном потоке вводимой энергии осуществляется корректным подбором рабочих параметров при предварительном моделировании процесса. В то время как прогнозирование фазового состава является более сложной задачей, так как повторно вводимая энергия оказывает нестандартное термическое влияние на материал.

В работе рассмотрено послойное термическое влияние на микроструктуру и фазовый состав жаропрочного никелевого сплава Inconel 718 при послойном формировании. Цель работы – изучить фазовый состав жаропрочного никелевого сплава в различных зонах слоя, сопоставив с полученными результатами механических испытаний.

Методика исследований

Установка высокоскоростного прямого лазерного выращивания состояла из роботизированного комплекса LRM-200iD_7L Fanuc, лазерного источника LS-3 IPG Photonics, лазерной головки FLW D30 IPG Photonics со съемным соплом для наплавки SO12 Fraunhofer IWS и устройством подачи порошка в рабочую зону Sulzer Metco Twin 10C. Аддитивный процесс проводился в защитной атмосфере аргона со следующими параметрами: мощность лазера составляла 1300 Вт, скорость подачи порошка 43 г/мин, скорость сканирования 25 мм/с, шаг слоя 0,6 мм.

Микроструктура исходного и выращенного материала изучалась методами световой и растровой электронной микроскопии с использованием Carl Zeiss Axio Observer A1m и Carl Zeiss EVO 50 XVP соответственно. Химический состав исходного порошка анализировался с использованием приставки энергодисперсионного анализатора EDAX растрового электронного микроскопа.

Фазовый состав исходного и выращенного материала оценивался на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA, в качестве источника рентгеновского излучения применялась медная рентгеновская трубка с длиной волны $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$. Излучение не монохроматизировалось и регистрировалось энергодисперсионным Si(Li) детектором. Картины регистрировались в режиме времени $t = 3 \text{ с}$ в диапазоне углов от $2\theta = 40^\circ$ до $2\theta = 140^\circ$ с шагом $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$. Тонкие исследования были проведены на просвечивающем электронном микроскопе FEI Tecnai 20 G2 TWIN с максимальным ускоряющим напряжением 200 кВ и разрешающей способностью порядка 0,27 нм.

Значения микротвердости измерялись на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD. Испытания на растяжение образцов, изготовленных в соответствии с ГОСТ 1497–84, были выполнены на установке Z100 (Zwick / Roell, Ulm, Germany) при комнатной температуре.

Результаты и их обсуждение

Результаты микрорентгеноспектрального анализа исходного порошка жаропрочного сплава Inconel 718, полученного газовой атомизацией, представлены в табл. 1. По результатам рентгенофазового анализа исходный материал являлся твердым раствором на основе Ni с кристаллической решеткой, искаженной атомами основных легирующих элементов (Cr, Fe) (рис. 1, б). Микроструктура гранул обладала дендритным строением, наследованным от технологии получения, с минимальными неровностями поверхности (рис. 1, а). Средний размер частиц порошка составил 40...80 мкм.

Выращенный образец имел типичную для аддитивного производства послойную структуру ма-

Таблица 1

Table 1

Химический состав порошка Inconel 718, вес. %

Chemical composition of Inconel 718, wt. %

Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	Si	C
51,92	19,2	18,7	5,5	2,9	0,9	0,5	0,3	0,08

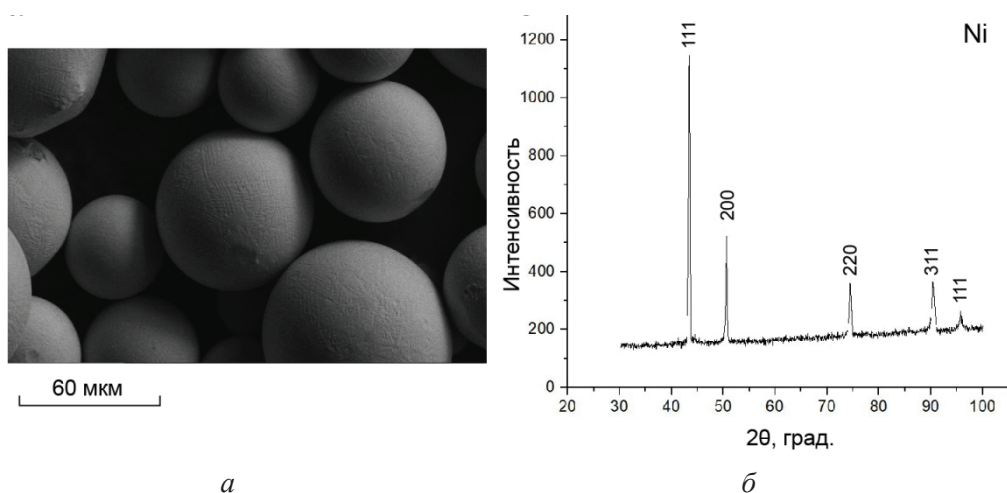


Рис. 1. Порошок Inconel 718 (а); РФА порошка Inconel 718 (б)

Fig. 1. Inconel 718 powder (a); X-ray of Inconel 718 powder (b)

териала с ориентированным ростом дендритов в направлении отвода тепла (рис. 2, *а*). Область роста дендритных кристаллов при заданных условиях составила ~ 550 мкм (рис. 2, *б*). Переходная зона, испытывающая повторное термическое влияние, в среднем составила 110 мкм (рис. 2, *в*). В образце не были выявлены межкристаллитные трещины, обычно возникающие при сварке материала в зоне термического влияния, которая соответствует переходной зоне слоя в рассматриваемом случае [11].

Значения микротвердости области повторного термического влияния и зоны роста столбчатых кристаллов показали значения на одном уровне 380 и 415 HV соответственно, незначительная разница составила 35 HV. При этом максимальное значение микротвердости аналогичного сплава, полученного аддитивной технологий с использованием плазмы, составило 260 HV [12]. Минимально допустимое значение микротвердости сплава Inconel 718 согласно работе [13] составляет 350 HV.

Аналогично исходному материалу рентгенофазовый анализ выращенного образца показал наличие искаженной кристаллической решетки Ni (рис. 3, *а*). При исследовании на растровом

электронном микроскопе в режиме отраженных электронов наблюдался значительный композиционный контраст, что привело к колебанию по концентрации химических элементов (рис. 3, *б*). При одновременном увеличении концентраций ниобия и молибдена снижается содержание никеля, хрома и железа. Такая зависимость в распределении элементов ожидаема. Во-первых, под действием высоких скоростей охлаждения формируется активная внутрикристаллическая ликвация ниобия и титана, при этом алюминий и молибден, обладающие меньшим равновесным коэффициентом распределения, менее активно сегрегируют в межзольное пространство. Во-вторых, никель, хром и железо изначально обогащают дендритные зерна [14–16].

При детальном анализе участков на РЭМ, отличающихся по композиционному контрасту, для более темных участков было зафиксировано повышенное содержание никеля, хрома, железа при одновременном понижении концентраций ниобия, молибдена и кремния. В светлых участках концентрации ниобия и молибдена повышались до концентрации основных легирующих элементов. Сопоставив результаты микрорентгеноспектрального анализа и моделирование рас-

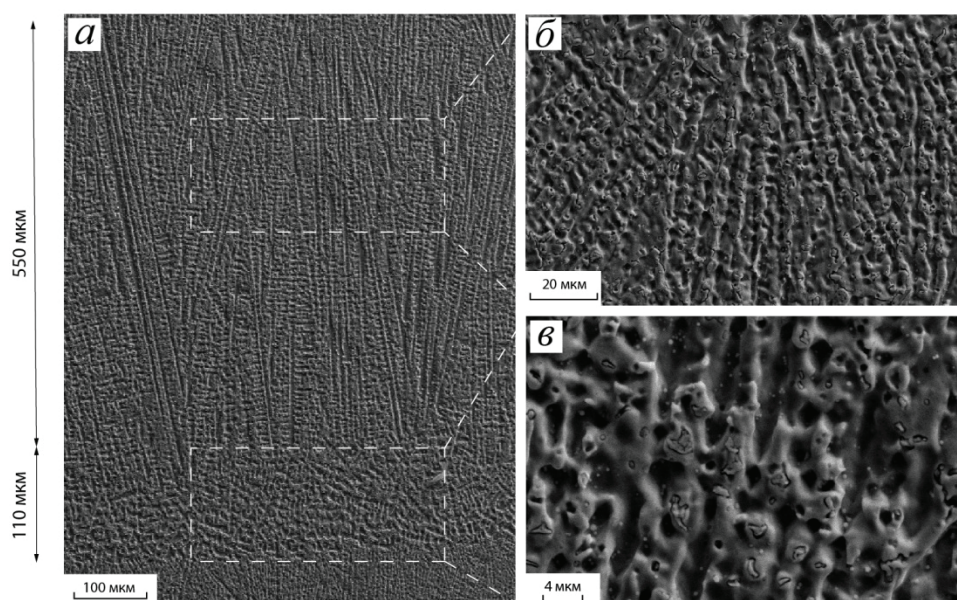


Рис. 2. Микроструктура выращенного образца из сплава Inconel 718:

а – общий вид слоя; *б* – основная зона слоя; *в* – переходная зона

Fig. 2. Microstructure of as-deposited sample from Inconel 718 alloy:

a – the general view of layer; *b* – the area of dendritic structure; *v* – transition area

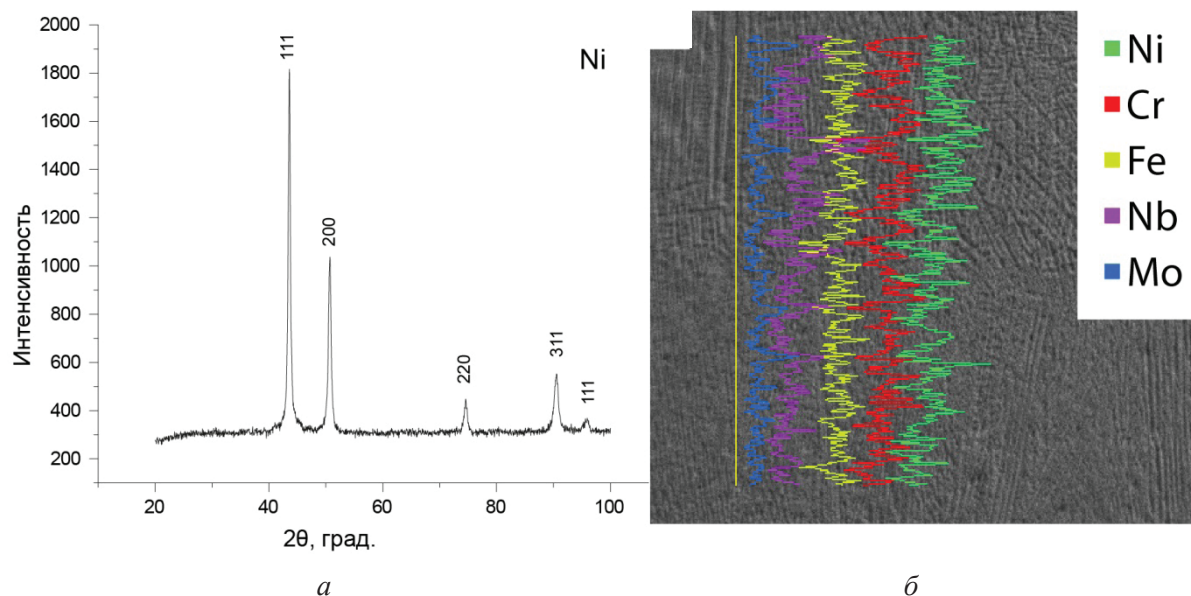


Рис. 3. РФА выращенного образца (а); микрорентгеноспектральный анализ продольного сечения выращенного образца (б)

Fig. 3. X-ray of as-deposited sample (a); EDS of the longitudinal sample section (b)

пределения элементов в фазовых составляющих рассматриваемого материала с использованием программного пакета JMatPro (рис. 4), светлые частицы различной морфологии (рис. 5) были определены как фаза Лавеса со стехиометрией $(\text{Ni, Cr, Fe})_2(\text{Nb, Mo, Ti})$ и карбиды MC, формирующиеся по реакции $\text{Ж} \rightarrow \gamma + \text{фаза Лавеса} + \text{MC}$ [17, 18, 19].

Оба типа выделившихся фаз претерпевали морфологические изменения в зависимости от зоны выращенного материала. Частицы фазы Лавеса в зоне роста дендритного зерна обладали

вытянутой неправильной формой с максимальным размером порядка 4,5 мкм (рис. 5, а), в то время как переходная зона содержала более дискретную геометрию частиц от 1 до 3 мкм (рис. 5, б). Стоит отметить, что в микроструктуре отсутствовало распределение фазы Лавеса в виде непрерывных длинных цепочек в междендритном пространстве, которое часто наблюдается после литейной обработки данного сплава [1], а также при других условиях в аддитивных процессах [20]. Помимо того что такая форма частиц хрупко разрушается в процессе эксплуа-

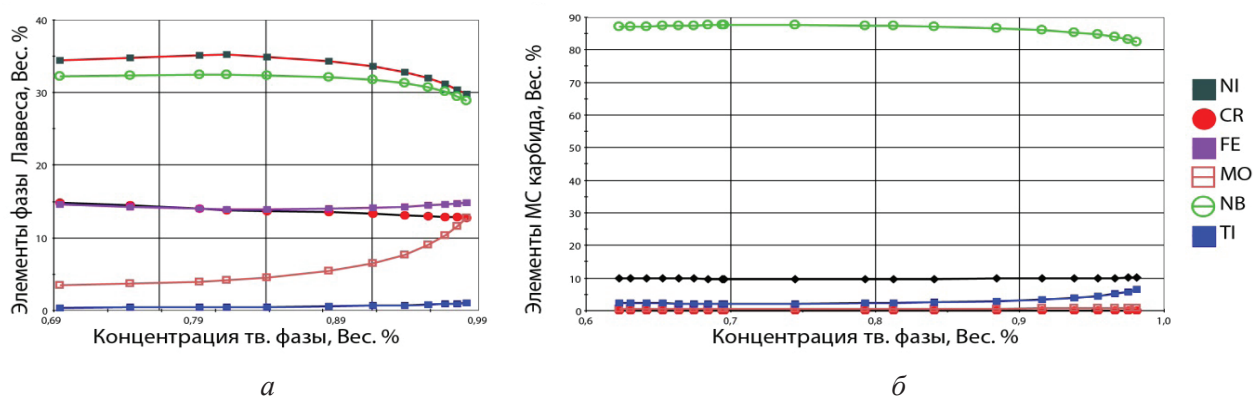


Рис. 4. Моделирование распределения элементов в основных фазах сплава Inconel 718 при кристаллизации:

а – фаза Лавеса; б – карбид MC

Fig. 4. Phase details during solidification:

а – Laves phase; б – carbide MC

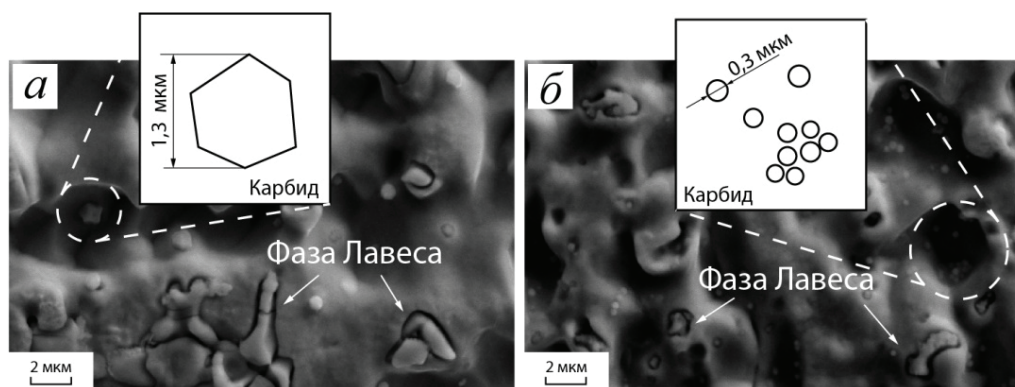


Рис. 5. Основная зона роста столбчатых кристаллов (а); переходная зона слоя (б)

Fig. 5. The area of dendritic structure (а); transition area (б)

тации [21], окружающая область матрицы обладает повышенной микросегрегацией ниобия, что создает неблагоприятные условия для формирования и равномерного распределения γ'' - Ni_3Nb в объеме материала [22]. Напротив, сформированная дискретная морфология, как указывается в ранних исследованиях [23, 24], деформируется совместно с матрицей и не вызывает образования пор и трещин.

Размер карбидов основной зоны достигал 1,3 мкм, при этом преобладала кубическая морфология частиц с присутствием укрупненных частиц круглой геометрии (рис. 5, а). Карбиды переходной зоны отличались исключительно круглой измельченной формой порядка 0,3 мкм (рис. 5, б).

Смена геометрии фазы Лавеса аналогична изменениям, происходящим при термической обработке жаропрочных никелевых сплавов, направленной на уменьшение и дискретизацию вытянутых частиц фазы [19]. Вместе с тем изменение морфологии карбидных частиц связано с фазовым переходом по типу реакции $\text{MC} + \gamma \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma'$, осуществляемой также при дополнительной термической обработке [1]. Стехиометрическая формула карбида первого типа в соответствии с элементным картированием определена как TiC (рис. 6, а, б). Формирование вторичных карбидов типа M_{23}C_6 имеет преимущество над типом M_6C_5 , так как отношение концентраций хрома к молибдену превышает 3 [25], что подтверждается результатами ПЭМ (рис. 6, в, г).

Помимо хаотично расположенных карбидов и фазы Лавеса в составе материала была иден-

тифицирована δ - Ni_3Nb -фаза (рис. 7, а, б). Округлая морфология части указывает на начальную стадию формирования фазы, которое может происходить двумя способом [26]. В первом случае частицы орторомбической фазы могут возникать на границах раздела фаз, где зачастую это граница фазы Лавеса с матрицей или двойникования. Во втором случае δ -фаза образуется по реакции $\gamma'' \rightarrow \delta$. С учетом высоких скоростей охлаждения при лазерной обработке, а также согласно расчетной изотермической диаграмме фазовых превращений в сплаве Inconel 718 (рис. 8) основные упрочняющие фазы не успевают осажаться из твердого раствора матрицы. Кроме того, значительный объем сформированной фазы Лавеса (рис. 6, д) и присутствие δ -фазы обедняют окружающую матрицу ниобием и еще больше затрудняют процесс образования γ'' -фазы [27, 28]. Результаты ПЭМ также не подтверждают присутствие γ'/γ'' -фаз. Таким образом, формирование δ -фазы происходит по первому механизму.

В исследовании [29] отмечают, что небольшое количество δ -фазы по границам зерен является дополнительным источником зернограничного упрочнения в дополнении к основным упрочняющим фазам, улучшающим тем самым пластичность материала при растяжении.

Испытания на растяжение при комнатной температуре с продольным и поперечным направлением слоев представлены в табл. 2. Схема образцов изображена на рис. 9. В обоих случаях образцы показали низкую прочность на разрыв по сравнению со стандартным значением литого материала (860 МПа). Однако при минимальном значении δ согласно UNS N07718 в 12 % [13]

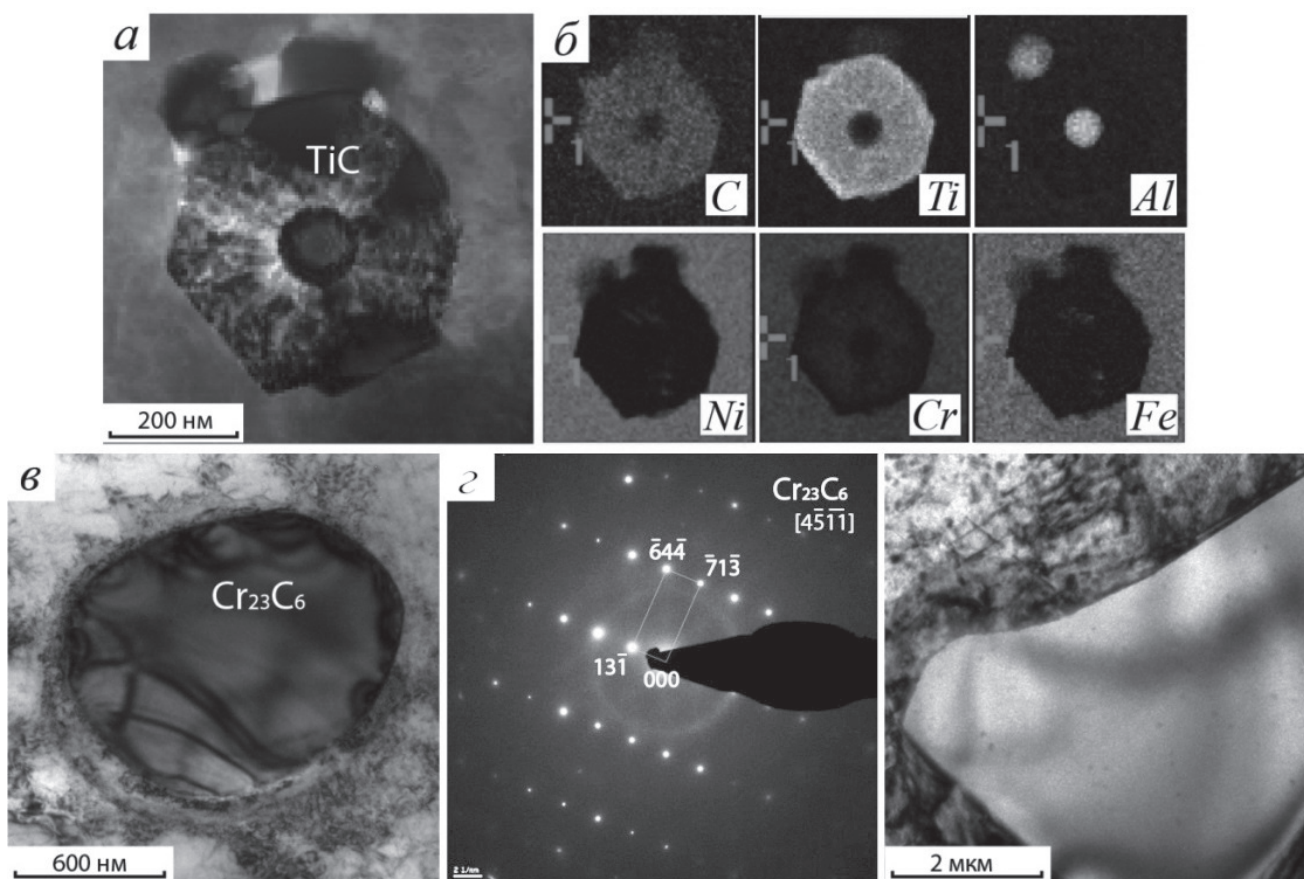


Рис. 6. Частицы в теле образца:

a – карбид TiC; *б* – карта распределения элементов карбидной частицы TiC;
в – карбид Cr_{23}C_6 ; *г* – дифракция от Cr_{23}C_6 ; *д* – частица фазы Лавеса

Fig. 6. Different particles:

a – TiC carbide; *б* – map of distribution of elements of carbide particles TiC;
в – carbide Cr_{23}C_6 ; *г* – diffraction from Cr_{23}C_6 ; *д* – particle of Laves phase

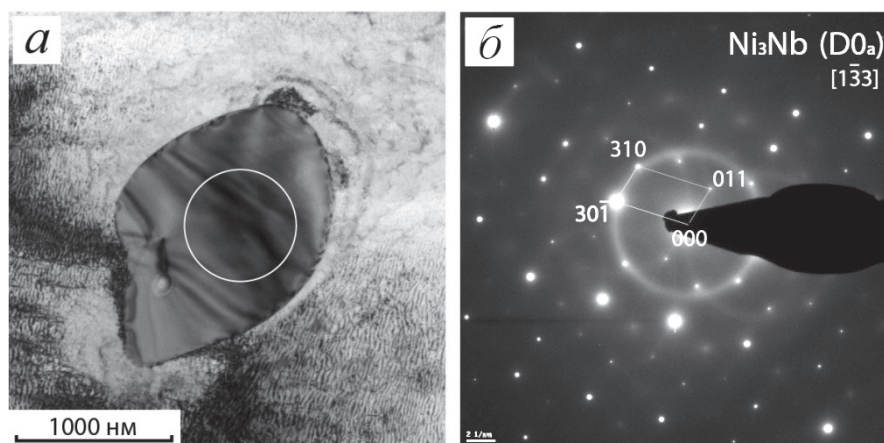


Рис. 7. Частица $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ фазы (*a*); дифракция от $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ (*б*)

Fig. 7. Particle of $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ phase (*a*); diffraction pattern of Ni_3Nb (*б*)

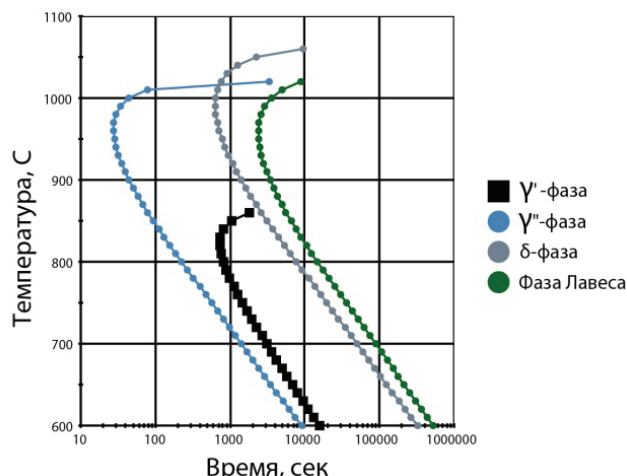


Рис. 8. Расчетная изотермическая диаграмма фазовых превращений сплава Inconel 718
Fig. 8. Calculated TTT curves of Inconel 718

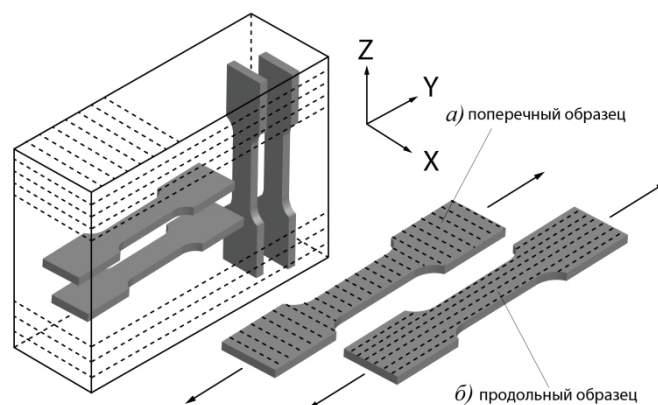


Рис. 9. Схематическое изображение плоских образцов для испытаний на растяжение с продольным (а) и поперечным (б) расположением слоев
Fig. 9. Schematic view of samples for tensile tests with longitudinal (a) and transverse (b) layers orientation

Таблица 2
Table 2

Механические свойства жаропрочного никелевого сплава Inconel 718
Mechanical properties of the heat-resistant nickel-based alloy Inconel 718

Образец	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %
Продольный	626	359	13,2
Поперечный	527	367	9,2

исследуемый материал показал 13,2 % – с продольным расположением слоев и 9,2 % – с поперечном ориентировкой. Н. Qi, М. Azer и А. Ritter [30] также указывают на увеличение пластичности жаропрочного никелевого сплава с 5 % в литом состоянии до 16,2 % в образцах, полученных аддитивной технологией без применения термической обработки, вследствие отсутствия упрочняющей γ'' -фазы.

Выводы

Жаропрочный никелевый сплав Inconel 718, полученный высокоскоростным прямым лазерным выращиванием, характеризуется равномерным распределением фазы Лавеса и карбидов MC , $M_{23}C_6$. Оба компонента претерпевают изменения при переходе из основной зоны слоя с дендритной структурой в переходную зону повторного термического влияния с равноосным строением. Частицы фазы Лавеса меняют морфологию на более дискретную, в то время как

у карбидов осуществляется фазовый переход с распадом первичных образований на вторичные $Cr_{23}C_6$. Несмотря на типичную для аддитивного процесса направленную дендритную микроструктуру сплава, в основной зоне слоя не формируются ожидаемые длинные цепочки частиц фазы Лавеса. Присутствие γ'/γ'' -фаз не подтверждено. Тонкие исследования выявили присутствие δ -фазы на начальной стадии формирования с гранулированной геометрией. Данные условия привели к повышению микротвердости материала до уровня, допустимого стандартом UNS N07718.

Отсутствие основных упрочняющих компонентов и при этом наличие равномерно распределенных ТПУ-фаз привело к увеличению пластичности материала. Однако низкие значения предела текучести, подтверждающие отсутствие γ'/γ'' -фаз, указывают на необходимость дальнейшей отработки рабочих режимов установки в целях исключения применения дополнительной термической обработки.

Список литературы

1. *Sims Ch., Hagel W.* The superalloys. – New York: Wiley, 1974. – 568 p.
2. *Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с. – ISBN 5-87623-027-8.
3. *Richards N.L., Huang X., Chaturvedi M.C.* Heat affected zone cracking in cast inconel 718 // *Materials Characterization*. – 1992. – Vol. 28, N 4. – P. 179–187. – DOI: 10.1016/1044-5803(92)90080-2.
4. A comparative study on fiber laser and CO₂ laser welding of Inconel 617 / W. Ren, F. Lu, R. Yang, X. Liu, Zh. Li // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 76. – P. 207–214. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.03.033.
5. Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718 / K.D. Ramkumar, B.M. Kumar, M. Gokul Krishnan, S. Dev, A.J. Bhalodi, N. Arivazhagan, S. Narayanan // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 639. – P. 234–244. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.004.
6. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding / J.K. Hong, J.H. Park, N.K. Park, I.S. Eom, M.B. Kim, C.Y. Kang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 201, N 1–3. – P. 515–520. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224.
7. The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behavior of Laves phases during a tensile process / S. Sui, J. Chen, X.L. Ming, S.P. Zhang, X. Lin, W.D. Huang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 91. – P. 2733–2740. – DOI: 10.1007/s00170-016-9901-9.
8. Precipitation behavior of Fe₂Nb Laves phase on grain boundaries in austenitic heat resistant steels / S.W. Chen, C. Zhang, Z.X. Xia, H. Ishikawa, Z.G. Yang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 616. – P. 183–188. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.104.
9. Microstructure of carbides at grain boundaries in nickel based superalloys / X. Dong, X. Zhang, K. Du, Yi. Zhou // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2012. – Vol. 28, N 11. – P. 1031–1038. – DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60169-8.
10. On the crystallography and composition of topologically close-packed phases in ATI 718 Plus / R. Krakow, D.N. Johnstone, A.S. Eggeman, D. Hünert, M.C. Hardy, C.M.F. Rae, P.A. Midgley // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 130. – P. 271–280. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.038.
11. *Vishwakarma K.R., Richards N.L., Chaturvedi M.C.* Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC® 718PLUS™ superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 480, N 1–2. – P. 517–528. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.08.002.
12. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 718 superalloy thin wall fabricated by pulsed plasma arc additive manufacturing / K.Y. Wang, Yu. Liu, Zh. Sun, J. Lin, Ya. Lv, B. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 819. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152936.
13. Inconel 718 is a Gamma Prime strengthened alloy with excellent mechanical properties at elevated temperatures. – URL: <https://www.hpalloy.com/Alloys/descriptions/INCONEL718.aspx> (accessed: 13.08.2020).
14. High powder CO₂ and Nd-YAG laser welding of wrought Inconel 718 / S. Gobbi, L. Zhang, J. Norris, K.H. Richter, J.H. Loreau // *Journal of Materials Science & Technology*. – 1996. – Vol. 56, N 1–4. – P. 333–345. – DOI: 10.1016/0924-0136(95)01847-6.
15. *Голиков И.Н., Масленков С.Б.* Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 223 с.
16. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds / G.D.J. Ram, A.V. Reddy, K.P. Rao, G.M. Reddy, J.K.S. Sundar // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2005. – Vol. 167. – P. 73–82. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.09.081.
17. Effect of preand post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd: YAG laser / X. Cao, B. Rivaux, M. Jahazi, J., Cuddy A. Birur // *Journal of Materials Science*. – 2009. – Vol. 44, N 17. – P. 4557–4571. – DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
18. *Antonsson T., Frederiksson H.* The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718 // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2005. – Vol. 36. – P. 85–101. – DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
19. *Nie P., Ojo O.A., Li Z.* Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 77. – P. 85–95. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.039.
20. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by laser metal deposition / Y. Zhang, L. Yang, W. Lu, D. Wei, T. Meng, Sh. Gao // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 771. – P. 138580. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138580.
21. *Goods S.H., Brown L.M.* Overview N 1: The nucleation of cavities by plastic deformation // *Acta Metallurgica*. – 1978. – Vol. 27. – P. 1–15. – DOI: 10.1016/0001-6160(79)90051-8.
22. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718 / L.L. Parimi, G.A. Ravi,

D. Clark, M.M. Attallah // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. 89. – P. 102–111. – DOI: 10.1016/j.matchar.2013.12.012.

23. The influence of Laves phases on the high-cycle fatigue behavior of laser additive manufactured Inconel 718 / Sh. Sui, J. Chen, E. Fan, H. Yang, X. Lin, W. Huang // *Materials Science & Engineering A*. – 2017. – Vol. 695. – P. 6–13. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.098.

24. Lindley T.C., Oates G., Richards C.E. A critical of carbide cracking mechanisms in ferride/carbide aggregates // *Acta Metallurgica*. – 1979. – Vol. 18. – P. 1127–1136. – DOI: 10.1016/0001-6160(70)90103-3.

25. Sundararaman M., Mukhopadhyay P., Banerjee S. Carbide precipitation in nickel base superalloys 718 and 625 and their effect on mechanical properties // *Superalloys 718, 625 and various derivatives*. – Warrendale, PA, USA: The Minerals, Metals and Materials Society, 1997. – P. 367–378.

26. Microstructures and stress rupture properties of pulse laser repaired Inconel 718 superalloy after different heat treatments / Sh. Sui, J. Chen, L. Ma, W. Fan, H. Tan, F. Liu, X. Lin // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 770. – P. 125–135. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.063.

27. Sivaprasad K., Raman S.G.S. Influence of magnetic arc oscillation and current pulsing on fatigue behavior of alloy 718 TIG weldments // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 448 B. – P. 120–127. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.10.048.

28. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718 // *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. – 2009. – Vol. 40 A. – P. 2410–2422. – DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.

29. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718 / G.A. Rao, M. Kumar, M. Srinivas, D.S. Sarma // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – Vol. 355. – P. 114–125. – DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00079-0.

30. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718 // *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. – 2009. – Vol. 40 A. – P. 2410–2422. – DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



The Phase Composition of the Nickel-based Inconel 718 Alloy obtained by Additive Technology

Mariia Rashkovets^{1, a,*}, *Aelita Nikulina*^{1, b}, *Olga Klimova-Korsmik*^{2, c}, *Konstantin Babkin*^{2, d},
Olga Matts^{3, e}, *Marco Mazzarisi*^{4, f}

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

² Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University (Institute of laser and welding technologies), 29 Polytechnicheskaya str., Saint-Petersburg, 195251, Russian Federation

³ Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 2/4 Prospekt Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

⁴ Politecnico di Bari (Department of Mechanics, Mathematics and Management), st. Orabona, 4, Bari, 70126, Italy

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4045-0722>,  mrashkovets@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>,  aelita27@mail.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-2619-8874>,  o.klimova@lrc.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1098-1319>,  babkin_kd@spbstu.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0001-6442-0774>,  o.matts@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-7395-3211>,  marco.mazzarisi@poliba.it

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 June 2020

Revised: 14 July 2020

Accepted: 07 August 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Additive manufacturing

Ni-based alloy

Phase composition

Mechanical properties

Funding

The study was carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research within the framework of the scientific project No. 19-38-90131.

Acknowledgements

The studies were performed using the equipment of the Common Use Center "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU.

ABSTRACT

Introduction. Over the past decade, additive manufacturing (AM) aimed to get the object by 3D model through layer-by-layer manner in a single pass has been actively applied in manufacturing of complex-shaped parts. However, standards for AM materials have not yet been developed. Engineers and researchers are trying to achieve the mechanical properties of AM materials as those formed by standard technologies. Precipitation hardened Ni-based alloys are desirable materials for aircraft engines parts. Usually the complex geometry of such metal parts is formed by a combination of several standard technologies with complex heat treatment. Changing this labor-intensive process to AM is a promising industry direction. Phase transition occurring during layer-by-layer production with a complex thermal effect is one of the main tasks for researches. **Focus of this work** is made in the study of phase composition and mechanical properties of Ni-based alloy fabricated by high-speed direct laser deposition in different layer areas. **Materials and methods.** Microstructure of the as-deposited sample is performed using optical microscopy and SEM. Phase composition is analyzed using XRD and TEM. Mechanical properties are evaluated with microhardness and tensile tests at room temperature. **Results and Discussion.** The as-deposited structure is columnar; grains growing epitaxially along the deposition direction with the presence of transition areas. Laves phase, MC and $M_{23}C_6$ carbides appear as discrete particles and change morphology in different layer areas. The main γ/γ'' phases are not detected. The initial formations of δ -phase are identified. The microhardness test has the standard level value. With the high value of elongation, the yield strength and tensile strength of the as-deposited sample are lower than those of standard.

For citation: Rashkovets M.V., Nikulina A.A., Klimova-Korsmik O.G., Babkin K.D., Matts O.E., Mazzarisi M. The phase composition of the nickel-based Inconel 718 alloy obtained by additive technology. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 69–81. DOI:10.17212/1994-6309-2020-22.3-69-81. (In Russian).

* Corresponding author

Rashkovets Mariia V., Ph.D. student

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7-961-876-18-64, e-mail: mrashkovets@mail.ru

References

1. Sims Ch., Hagel W. *The superalloys*. New York, Wiley, 1974. 568 p.
2. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i spлавov* [Metallurgy and heat treatment of metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1981. 416 p. ISBN 5-87623-027-8.
3. Richards N.L., Huang X., Chaturvedi M.C. Heat affected zone cracking in cast inconel 718. *Materials Characterization*, 1992, vol. 28, no. 4, pp. 179–187. DOI: 10.1016/1044-5803(92)90080-2.
4. Ren W., Lu F., Yang R., Liu X., Li Zh. A comparative study on fiber laser and CO₂ laser welding of Inconel 617. *Materials & Design*, 2015, vol. 76, pp. 207–214. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.03.033.
5. Ramkumar K.D., Kumar M.B., Krishnan M.G., Dev S., Bhalodi A.J., Arivazhagan N., Narayanan S. Studies on the weldability, microstructure and mechanical properties of activated flux TIG weldments of Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 639, pp. 234–244. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.004.
6. Hong J.K., Park J.H., Park N.K., Eom I.S., Kim M.B., Kang C.Y. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 201, no. 1–3, pp. 515–520. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.11.224.
7. Sui S., Chen J., Ming X.L., Zhang S.P., Lin X., Huang W.D. The failure mechanism of 50% laser additive manufactured Inconel 718 and the deformation behavior of Laves phases during a tensile process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 91, pp. 2733–2740. DOI: 10.1007/s00170-016-9901-9.
8. Chen S.W., Zhang C., Xia Z.X., Ishikawa H., Yang Z.G. Precipitation behavior of Fe₂Nb Laves phase on grain boundaries in austenitic heat resistant steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 616, pp. 183–188. DOI: 10.1016/j.msea.2014.07.104.
9. Dong X., Zhang X., Du K., Zhou Yi. Microstructure of carbides at grain boundaries in nickel based superalloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 2012, vol. 28, no. 11, pp. 1031–1038. DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60169-8.
10. Krakow R., Johnstone D.N., Eggeman A.S., Hünert D., Hardy M.C., Rae C.M.F., Midgley P.A. On the crystallography and composition of topologically close-packed phases in ATI 718 Plus. *Acta Materialia*, 2017, vol. 130, pp. 271–280. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.038.
11. Vishwakarma K.R., Richards N.L., Chaturvedi M.C. Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded ALLVAC® 718PLUS™ superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 480, no. 1–2, pp. 517–528. DOI: 10.1016/j.msea.2007.08.002.
12. Wang K.Y., Liu Yu., Sun Zh., Lin J., Lv Ya., Xu B. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 718 superalloy thin wall fabricated by pulsed plasma arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 819. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.152936.
13. Inconel 718 is a Gamma Prime strengthened alloy with excellent mechanical properties at elevated temperatures. Available at: <https://www.hpalloy.com/Alloys/descriptions/INCONEL718.aspx> (accessed 13.08.2020).
14. Gobbi S., Zhang L., Norris J., Richter K.H., Loreau J.H. High powder CO₂ and Nd-YAG laser welding of wrought Inconel 718. *Journal of Materials Science & Technology*, 1996, vol. 56, no. 1–4, pp. 333–345. DOI: 10.1016/0924-0136(95)01847-6.
15. Golikov I.N., Maslennikov S.B. *Dendritnaya likvatsiya v stalyakh i splavakh* [Dendritic segregation in steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 223 p.
16. Ram G.D.J., Reddy A.V., Rao K.P., Reddy G.M., Sundar J.K.S. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. *Journal of Materials Science & Technology*, 2005, vol. 167, pp. 73–82. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.09.081.
17. Cao X., Rivaux B., Jahazi M., Cuddy J., Birur A. Effect of preand post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd: YAG laser. *Journal of Materials Science*, 2009, vol. 44, no. 17, pp. 4557–4571. DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
18. Antonsson T., Frederiksson H. The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2005, vol. 36, pp. 85–101. DOI: 10.1007/s10853-009-3691-5.
19. Nie P., Ojo O.A., Li Z. Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 77, pp. 85–95. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.05.039.
20. Zhang Y., Yang L., Lu W., Wei D., Meng T., Gao Sh. Microstructure and elevated temperature mechanical properties of IN718 alloy fabricated by laser metal deposition. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 771, p. 138580. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138580.

21. Goods S.H., Brown L.M. Overview N 1: The nucleation of cavities by plastic deformation. *Acta Metallurgica*, 1978, vol. 27, pp. 1–15. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90051-8.
22. Parimi L.L., Ravi G.A., Clark D., Attallah M.M. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. *Materials Characterization*, 2014, vol. 89, pp. 102–111. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.12.012.
23. Sui Sh., Chen J., Fan E., Yang H., Lin X., Huang W. The influence of Laves phases on the high-cycle fatigue behavior of laser additive manufactured Inconel 718. *Materials Science & Engineering A*, 2017, vol. 695, pp. 6–13. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.098.
24. Lindley T.C., Oates G., Richards C.E. A critical of carbide cracking mechanisms in ferrite/carbide aggregates. *Acta Metallurgica*, 1979, vol. 18, pp. 1127–1136. DOI: 10.1016/0001-6160(70)90103-3.
25. Sundararaman M., Mukhopadhyay P., Banerjee S. Carbide precipitation in nickel base superalloys 718 and 625 and their effect on mechanical properties. *Superalloys 718, 625 and various derivatives*. Warrendale, PA, USA, The Minerals, Metals and Materials Society, 1997, pp. 367–378.
26. Sui Sh., Chen J., Ma L., Fan W., Tan H., Liu F., Lin X. Microstructures and stress rupture properties of pulse laser repaired Inconel 718 superalloy after different heat treatments. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 770, pp. 125–135. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.063.
27. Sivaprasad K., Raman S.G.S. Influence of magnetic arc oscillation and current pulsing on fatigue behavior of alloy 718 TIG weldments. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 448 B, pp. 120–127. DOI: 10.1016/j.msea.2006.10.048.
28. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, 2009, vol. 40 A, pp. 2410–2422. DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.
29. Rao G.A., Kumar M., Srinivas M., Sarma D.S. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy Inconel 718. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 355, pp. 114–125. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00079-0.
30. Qi H., Azer M., Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, pp. 2410–2422. DOI: 10.1007/s11661-009-9949-3.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 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



Структура, фазовый состав и микромеханические свойства брикетированного алюминия

Наталья Пугачева^{1, а}, Николай Бабайлов^{1, б}, Татьяна Быкова^{1, в, *}, Юрий Логинов^{2, 3, д}

¹ Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620990, Россия

³ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>, nat@imach.uran.ru, ^б <https://orcid.org/0000-0002-6245-2841>, n.a.babaylov@urfu.ru,

^в <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>, tatiana_8801@mail.ru, ^д <https://orcid.org/0000-0002-7222-2521>, j.n.loginov@urfu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК620.18.186

История статьи:

Поступила: 26 июня 2020

Рецензирование: 14 июля 2020

Принята к печати: 07 августа 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Алюминиевый сплав

Брикетирование

Композит

Твердый раствор

Интерметаллиды

Микрорентгеноспектральный анализ

Микротвердость

Инструментальное

микроиндентирование

Финансирование

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН в соответствии с государственным заданием по теме № АААА-А18-118020790140-5.

АННОТАЦИЯ

Введение. Технология валкового брикетирования успешно применяется для утилизации отходов алюминиевых сплавов с целью последующего использования в металлургическом производстве при раскислении и легировании сталей, в алумотермии, для получения цветных сплавов, а также при изготовлении сварочных электродов. К получаемым заготовкам предъявляются требования сохранять свою целостность во время погрузки-разгрузки и транспортировки. Это обеспечивается выбором эффективных режимов прессования, обеспечивающих минимальную пористость. Кроме того, практически интересным является разработка технологии дополнительной обработки брикетов давлением и резанием, например, для формирования сварочных электродов. **Цель работы:** исследование химического и фазового состава брикетированного алюминия, определение характера распределения микротвердости и микромеханических свойств по сечению брикета. **Методы исследования:** измерение микротвердости и пористости, сканирующая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ, инструментальное микроиндентирование. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что брикетированный алюминий представляет собой композит с алюминиевой матрицей, наполнителем являются частицы оксидов Al_2O_3 , MgO , SiO_2 и графита, попавшего в материал из смазки, использованной при прокатке брикета в валковых прессах. В алюминиевой матрице неравномерно распределены дисперсные частицы интерметаллидов $Al_8FeMg_4Si_6$ и $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si$, которые являются упрочняющими фазами. Средняя плотность композита составила 2160 кг/м^3 , общая пористость не более 20 %. При этом центральная часть брикетированной ячейки твердостью 65 HV 0,1 плотная и не содержит пор. Поры присутствуют вблизи поверхности и имеют размеры $0,1 \dots 0,3 \text{ мм}$, что снижает твердость до 30 HV 0,1. Отдельные области композита отличаются более высокими по сравнению с основным материалом значениями микротвердости (до 140 HV 0,1) и нормального модуля упругости, снижением показателей пластичности и ползучести. Неравномерное распределение микромеханических свойств следует учитывать как при разработке технологии брикетирования, так и при дополнительной обработке давлением, а также при выборе способа резания.

Для цитирования: Структура, фазовый состав и микромеханические свойства брикетированного алюминия / Н.Б. Пугачева, Н.А. Бабайлов, Т.М. Быкова, Ю.Н. Логинов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 82–94. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-82-94.

Введение

В последнее время технология валкового брикетирования успешно применяется для утилизации отходов алюминиевых сплавов с целью последующего использования в металлургическом производстве. Брикетированный алюминий используется при раскислении и легировании сталей, а также в алумотермическом производ-

*Адрес для переписки

Быкова Татьяна Михайловна, к.т.н., научный сотрудник
 Институт машиноведения УрО РАН,
 ул. Комсомольская, 34,
 620049, г. Екатеринбург, Россия
 Тел.: 8 (343) 362-30-43, e-mail: tatiana_8801@mail.ru

стве или для получения новых алюминиевых сплавов, при изготовлении сварочных электродов [1–4]. Ранее выполненные исследования показали, что после брикетирования измельченных отходов алюминиевых сплавов в валковых прессах формируются достаточно плотные брикеты разной формы [5–7]. Плотность получаемых брикетов зависит от их толщины: чем толще брикет, тем меньшая величина объемной деформации создается в теле брикета, а следовательно, повышается вероятность сохранения остаточной пористости [7]. Как правило, брикеты, полученные на валковых прессах, имеют разную плотность передней и задней кромки, что определяет возможность выкрашивания переднего торца брикета при хранении, транспортировке или загрузке в печь. Тем не менее валковое брикетирование представляется наиболее рациональным и экологичным способом утилизации отходов алюминиевых сплавов с целью их последующей переработки [8–14].

До сих пор не уделялось внимания исследованию химического и фазового состава получаемых алюминиевых брикетов. Однако это важный аспект как с точки зрения разработки более эффективных режимов их прессования, так и с точки зрения дальнейшего применения. При производстве брикетов используются отходы электротехнических алюминиевых сплавов А0, А5, А6, А7 в виде обрывов проводов. В соответствии с ГОСТ 11069–2001 эти сплавы могут содержать некоторое количество Fe и Si, образующих тройные промежуточные фазы α -(Fe₂SiAl₆) и β -(FeSiAl₅). При производстве брикетов используются также измельченные элементы вышедших из строя конструкций из термически упрочняемых сплавов АД31, 6060, 6061, содержащих до 1,0 масс. % Mg, 0,6 масс. % Si, 0,5 масс. % Fe. Интерметаллиды, неизбежно присутствующие в этих сплавах, могут служить центрами образования твердых фаз при выплавке алюминиевых сплавов и легированных латуней [15]. При оценке структурного состояния брикетированного алюминия вполне оправдан такой же подход, как и при исследовании алюмоматричных композитов [16–19]. Определение характера распределения микромеханических свойств по сечению заготовок позволит выбрать режим обработки давлением, обеспечивающий прочность заготовок, достаточную для сохра-

нения их целостности в процессе погрузки-выгрузки и транспортировки. Практический интерес представляет разработка технологических режимов последующих обработок давлением и резанием, например, для формирования сварочных электродов. В этом случае также важно определить однородность распределения микромеханических свойств по сечению брикетов.

Цель данной работы заключалась в исследовании химического и фазового состава брикетированного алюминия, а также в определении характера распределения микротвердости и микромеханических свойств по сечению брикета.

Методика исследований

Брикетирование измельченных алюминиевых сплавов с максимальным диаметром (длинной) до 6,5 мм выполнено на валковых прессах серии ПБВ с рабочими валками диаметром 600 мм [7]. Использовали сечку алюминиевого сплава АД33 (6061), имеющего следующий химический состав, масс. %: 0,4...0,8 Si; 0,7 Fe; 0,15...0,40 Cu; 0,8...1,2 Mg; 0,2 Mn; Al – остальное. Частота вращения валков составляла 5 мин⁻¹. Внешний вид получаемого брикета показан на рис. 1. Размеры брикета составили: 18 мм – толщина, 33 мм – ширина и 38 мм – длина. Брикетирование проводили без использования подпрессовщика и без связующего. Зазор между валками составил 5 мм.

Плотность брикета определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 18898–89 ИСО 2738–87 путем взвешивания образцов на воздухе

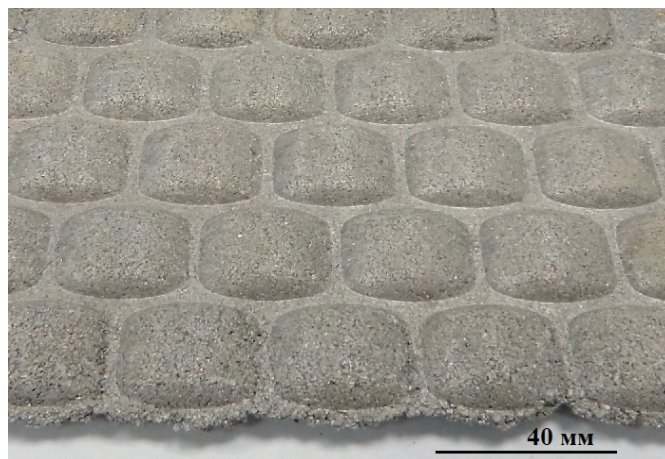


Рис. 1. Внешний вид брикетированного алюминия

Fig. 1. Appearance of briquetted aluminum

и в дистиллированной воде плотностью 998 кг/м³ с использованием аналитических весов OhasPi-onerPA 214 с точностью до 0,0001 г. Для исключения проникновения дистиллированной воды внутрь брикета его предварительно погружали в расплав парафина для получения тонкой изолирующей пленки, параметры которой учитывались в расчетах (плотность парафина 900 кг/м³). Погрешность определения плотности составляла не более 0,2 % от измеряемой величины.

Общую пористость рассчитывали по формуле

$$\Pi = \left(1 - \frac{\rho}{\rho_m}\right) 100 \%, \quad (1)$$

где Π – общая пористость; ρ – экспериментально полученное значение плотности композита; ρ_m – теоретическая плотность компактного материала (для сплава 6060 она равна 2700 кг/м³).

Химический состав полученного композита определяли методом микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU с энергодисперсионной приставкой OXFORD путем сканирования участка поверхности шлифа площадью 4 мм² при увеличении $\times 100$. Измерения проводили на 20 участках, полученные результаты усредняли (табл. 1).

Микроструктуру композита исследовали методом растровой электронной микроскопии (микроскоп TESCAN VEGA II XMU). Фазовый состав определяли путем сравнения химического состава фаз с данными, приведенными в работе [20]. Твердость композита по Виккерсу определяли на твердомере LEICA при нагрузке 100 г в соответствии с требованиями ГОСТ Р ИСО 6507-1–2007. Микромеханические свойства исследованы на инструментированном микротвердоме FISHERSCOPE 2000хум по ГОСТ Р 8.748–2011 (ИСО 14577-1:2002). Экспериментально были определены значения приведенного модуля упругости (E), по кото-

рым рассчитывали нормальный модуль упругости ($E_{\text{упр}}$) по формуле [17]

$$E_{\text{упр}} = E(1 - \mu^2), \quad (2)$$

где μ – коэффициент Пуассона (для алюминиевого сплава $\mu = 0,34$ [19]). Показатели ϕ и C_{IT} рассчитывали по формулам [17]

$$\phi = \frac{A_{0,\phi}}{A_{\text{рел}}} 100 \%, \quad (3)$$

$$C_{IT} = \frac{h_2 - h_1}{h_1} 100 \%, \quad (4)$$

где ϕ – условный показатель запаса пластичности; $A_{0,\phi}$ – работа сил остаточного формоизменения; $A_{\text{рел}}$ – работа сил релаксации (рис. 2); C_{IT} – ползучесть, характеризующая способность материала к формоизменению при постоянно действующей нагрузке; h_1 – глубина внедрения индентора, соответствующая начальной точке горизонтального участка на кривой нагружения; h_2 – глубина внедрения индентора, соответствующая конечной точке кривой.

Результаты и их обсуждение

После валкового брикетирования алюминиевой сечки сформировался композит, состоящий из матрицы в виде твердого раствора на основе алюминия. Большинство исходных фрагментов прочно соединились друг с другом путем адгезионного взаимодействия при возникающей в процессе брикетирования нагрузке. Средняя по сечению микротвердость композита составила 65 HV 0,1, что соответствует справочным данным для алюминиевого сплава АД33 [21]. Значения микротвердости колеблются от 30 до 115 HV 0,1, что обусловлено неравномерно распределенной пористостью (рис. 3, а). Анализ распределения химических элементов по сечению

Таблица 1

Table 1

Химический состав исследуемого композита, масс. %.

The chemical composition of the studied composite material, mass. %

Al	C	O	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	P
84,0 ± 3,5	8,2 ± 3,0	4,3 ± 1,2	1,3 ± 0,2	0,4 ± 0,2	0,8 ± 0,1	0,5 ± 0,1	0,2 ± 0,1	0,1 ± 0,1

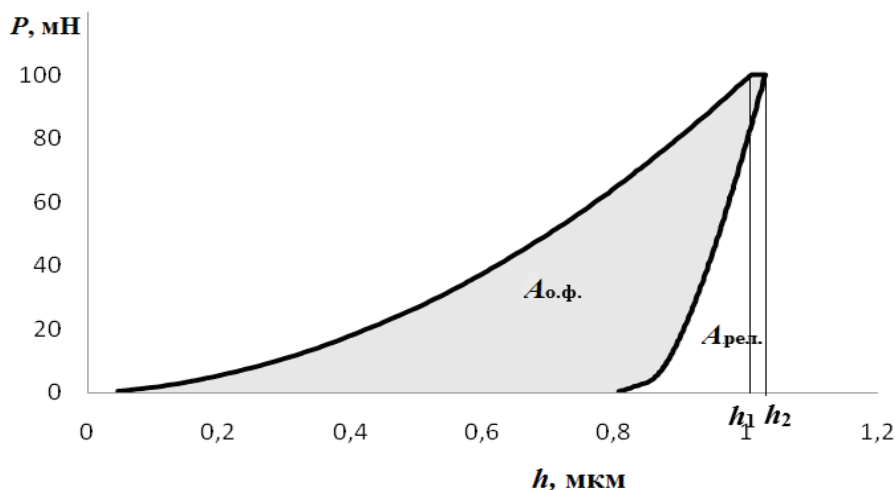
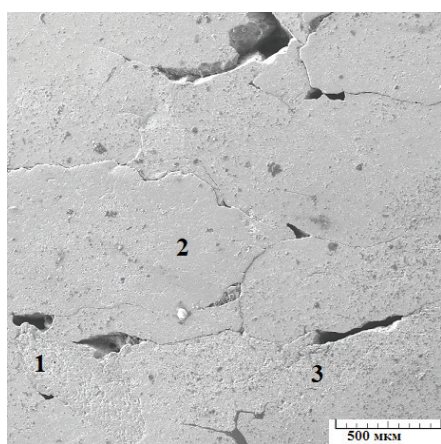


Рис. 2. Кривая индентирования:

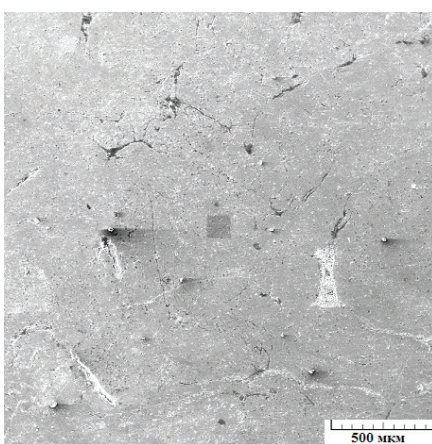
P – нагрузка на индентор; h – глубина внедрения индентора

Fig. 2. Indentation curve:

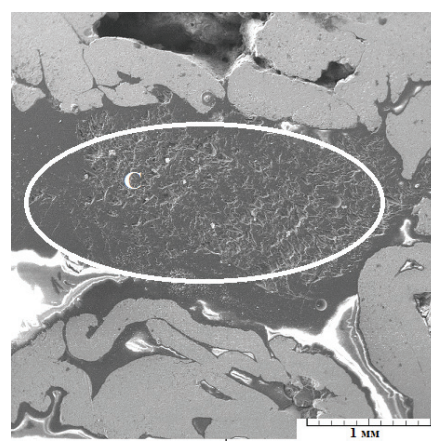
P – indenter load; h – indenter penetration depth



б



в



г

Рис. 3. Номограмма микротвердости (HV 0,1) по сечению брикета на продольном разе с отмеченными участками микроанализа (а) и поры на поверхности шлифа композита (изображения во вторичных электронах);

б – участок А; в – участок В; г – участок С

Fig. 3. Microhardness (HV 0,1) nomogram over the briquette cross-section on a longitudinal cut with marked areas of microanalysis (a) and pores on the surface of the composite section (SEM); б – area A; в – section B; г – section C

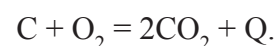
композита показал, что брикетированию подвергли немного отличающиеся по химическому составу алюминиевые сплавы конструкционного назначения группы АД31 – АД35 (рис. 3, б и табл. 2).

На большей части поверхности шлифов, главным образом в центральной части образцов, вырезанных вдоль и поперек брикетов, наблюдали плотное строение композита, обеспеченное адгезионным взаимодействием между исходными частицами сечки (рис. 3, в). Тем не менее наблюдали единичные поры размерами 0,1...0,3 мм и их скопления длиной до 1 мм. Средняя плотность составила $2160 \pm 110 \text{ кг/м}^3$, а общая пористость не более 20 %. Вблизи поверхности брикета поры заполнены темно-серым веществом (участок С на рис. 3, з), содержащим углерод, смесь оксидов Al_2O_3 , MgO , NaO , CaO , K_2O , серу, фосфор и хлор (NaCl). Химический состав такого участка приведен в табл. 3.

Армирующими компонентами являются частицы оксидов Al_2O_3 , MgO и SiO_2 , которые изначально присутствуют на поверхности всех исходных фрагментов алюминиевых сплавов. Частично оксиды сохранились на участках, где величина объемной деформации была недостаточной для осуществления адгезионного вза-

имодействия между исходными фрагментами (рис. 4).

Химический анализ участка С (рис. 3, з) соответствует графитсодержащей смазке, используемой при работе валков. Она зафиксирована только вблизи поверхности в передней наиболее пористой части брикетов. Однако хаотически распределенные частицы графита были обнаружены и на других участках сечения (рис. 5). Это объясняет существенное содержание углерода в композите (табл. 1 и 3). Присутствие частиц графита в брикетированном алюминии положительно повлияет на снижение энергозатрат при его использовании как для выплавки сталей или алюминиевых сплавов, так и в качестве сварочных электродов за счет протекания экзотермической реакции:



Внутри каждой матричной ячейки зафиксированы частицы интерметаллидов двух типов (рис. 6): частицы первого типа содержат марганец и железо (точки анализа 5–7 в табл. 4), второго – магний и кремний (точки анализа 1–4 в табл. 4). Последние расположены в виде прослоек по границам зерен алюминиевого сплава. Светлые частицы ограненной формы близки по химическому составу $\alpha_m(\text{Al}_{15})$ -фазе

Таблица 2

Table 2

Химический состав ячеек композита, отмеченных на рис. 3, б, масс. %
The chemical composition of the composite cells marked in Fig. 3, б, mass. %

Номер ячейки	Mg	Mn	Fe	Si	C	O	Cu	P
1	3,5	0,5	0,4	1,1	9,7	7,0	0,1	0,2
2	0,9	1,1	0,7	0,2	0,0	3,2	0,2	0,0
3	4,3	0,5	0,4	1,1	6,0	4,2	0,2	0,1
Остальное алюминий								

Таблица 3

Table 3

Химический состав участка С на рис. 3, в, масс. %
The chemical composition of section C in Fig. 3, в, mass. %

C	O	Na	Mg	Al	Si	S	Cl	K	Ca
52,3	27	1,6	0,5	0,4	2,2	6,0	5,0	3,0	2,0

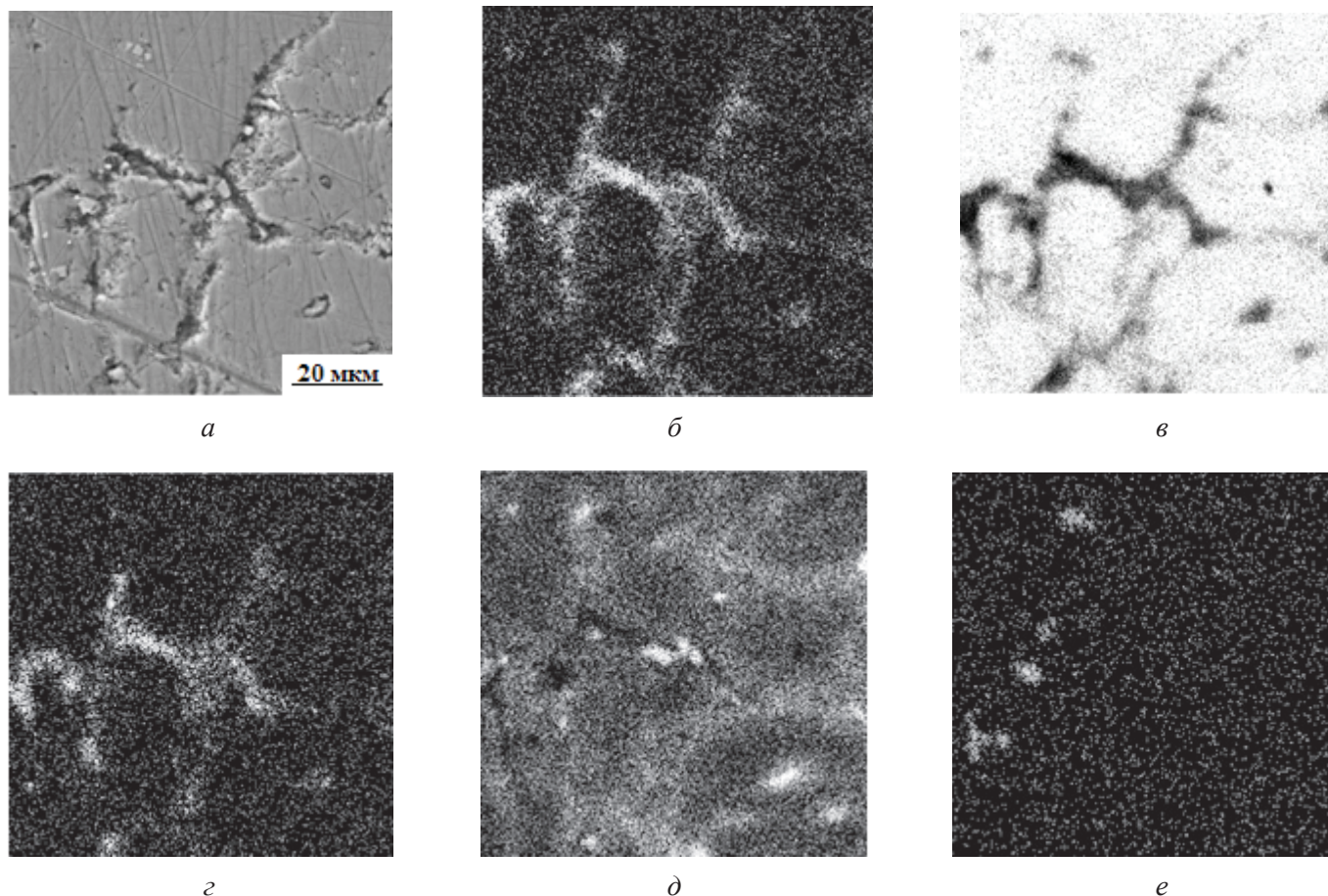


Рис. 4. Распределение элементов в брикете:

изображения *a* – во вторичных электронах; *b–e* – в характеристических рентгеновских излучениях: *b* – кислорода, *в* – Al; *г* – Si; *д* – Mg; *е* – Fe

Fig. 4. The distribution of elements in the briquette:

images *a* – in secondary electrons; *b–e* – in characteristic x-ray emissions: *b* – O; *в* – Al; *г* – Si; *д* – Mg; *е* – Fe

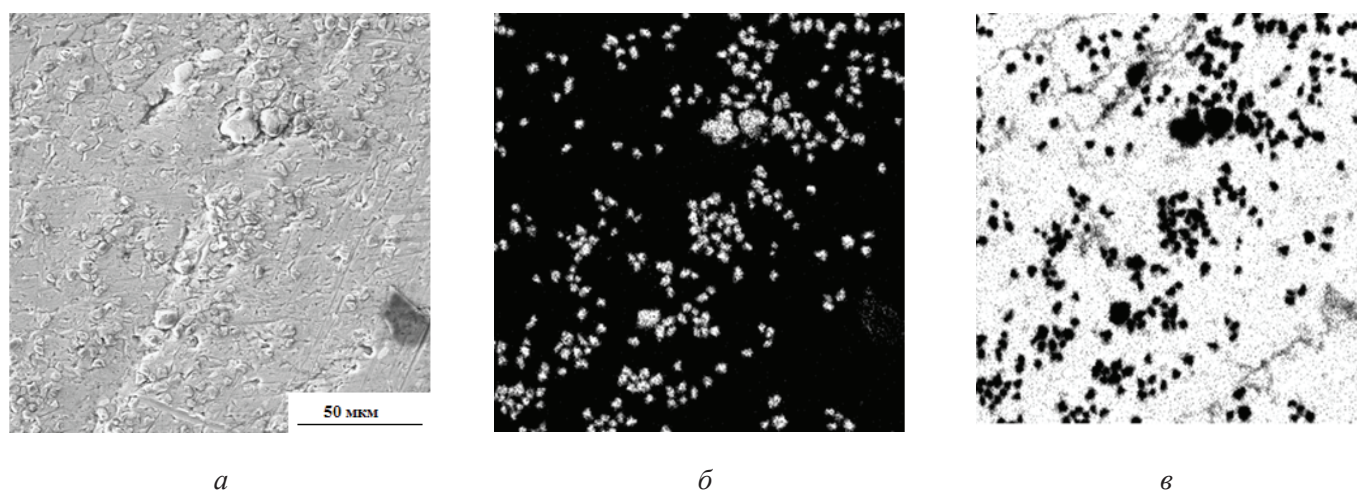


Рис. 5. Частицы графита на отдельных участках поверхности шлифа:

a – изображение во вторичных электронах; *б* – в характеристическом рентгеновском излучении углерода; *в* – алюминия

Fig. 5. Graphite particles on separate sections of the surface of the thin section:

a – image in secondary electrons; *б* – in the characteristic x-ray emission of C; *в* – Al

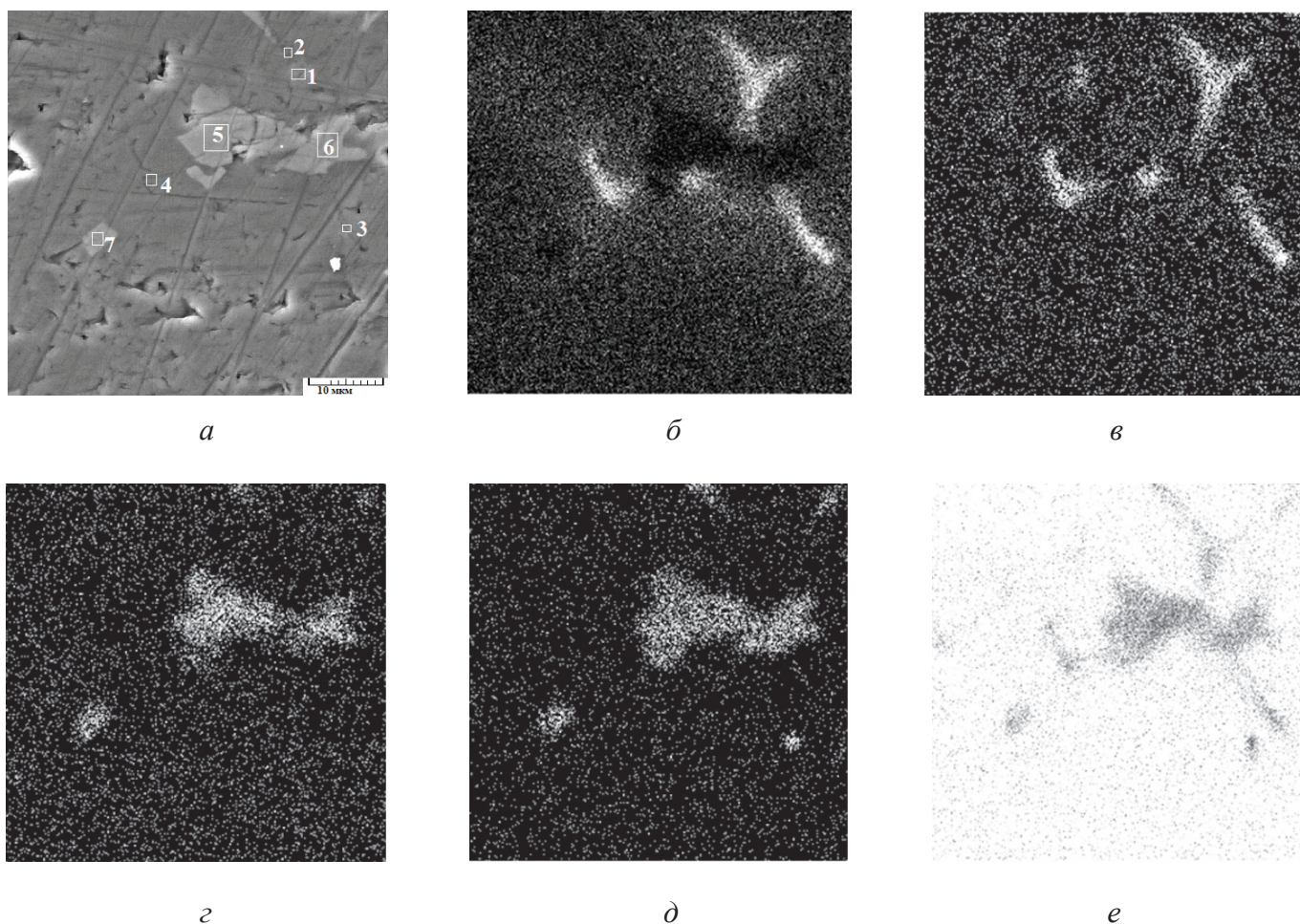

a
б
в
г
д
е

Рис. 6. Распределение химических элементов между фазами в композите:

a – изображение во вторичных электронах; *б* – в характеристическом рентгеновском излучении Mg; *в* – Si; *г* – Mn; *д* – Fe; *е* – Al

Fig. 6. The distribution of chemical elements between the phases in the composite:

a – image in secondary electrons; *б* – in characteristic x-ray radiation of Mg; *в* – Si; *г* – Mn; *д* – Fe; *е* – Al

Таблица 4

Table 4

Химический состав включений, отмеченных на рис. 6, *a*, масс. %
The chemical composition of the inclusions marked in Fig. 6, *a*, mass. %

Точки анализа	Mg	Si	Mn	Fe	Cu	C	O
1	11,4	6,3	0,3	10,2	0,5	0,0	2,6
2	8,7	6,5	0,0	8,3	0,0	2,7	3,3
3	11,5	6,8	0,2	9,2	1,1	0,0	2,6
4	12,6	7,3	0,2	9,8	1,2	0,0	2,6
5	0,2	0,13	13,9	11,1	0,0	1,8	1,0
6	0,5	0,2	10,2	12,7	0,0	3,8	1,5
7	0,4	0,2	11,8	10,8	0,0	0,0	1,3
Остальное алюминий							

$\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, характеризующиеся широкой областью гомогенности [20–21]. Прослойки по границам α -зерен близки по химическому составу π -фазе $\text{Al}_8\text{FeMg}_4\text{Si}_6$.

Частицы этих интерметаллидов расположены неравномерно по сечению композита. Основная часть композита (область *A*, рис. 7, *a*) содержит небольшое количество интерметаллидов, поэтому характеризуется большей пластичностью: максимальная глубина внедрения индентора составила 8 мкм, микротвердость 62 HV 0,1, $\varphi = 0,9$, $C_{IT} = 0,52$ (табл. 5). На участках скопле-

ния частиц интерметаллидов, подобных представленному на рис. 6, значения микротвердости повышаются до 112 HV 0,1 (участок *A* 3 в табл. 5).

В ячейках, подобных отмеченной *B*, рис. 7, *a*, среднее содержание магния составило 4,5 масс. %, количество интерметаллидов в них гораздо больше по сравнению с соседними ячейками, отмеченными буквой *A*. В некоторых случаях такие ячейки формируют кольцо, как показано на рис. 7, *б*. Возможно, исходная стружка алюминиевого сплава имела форму кольца или приобрела ее в процессе деформации при брикетировании.

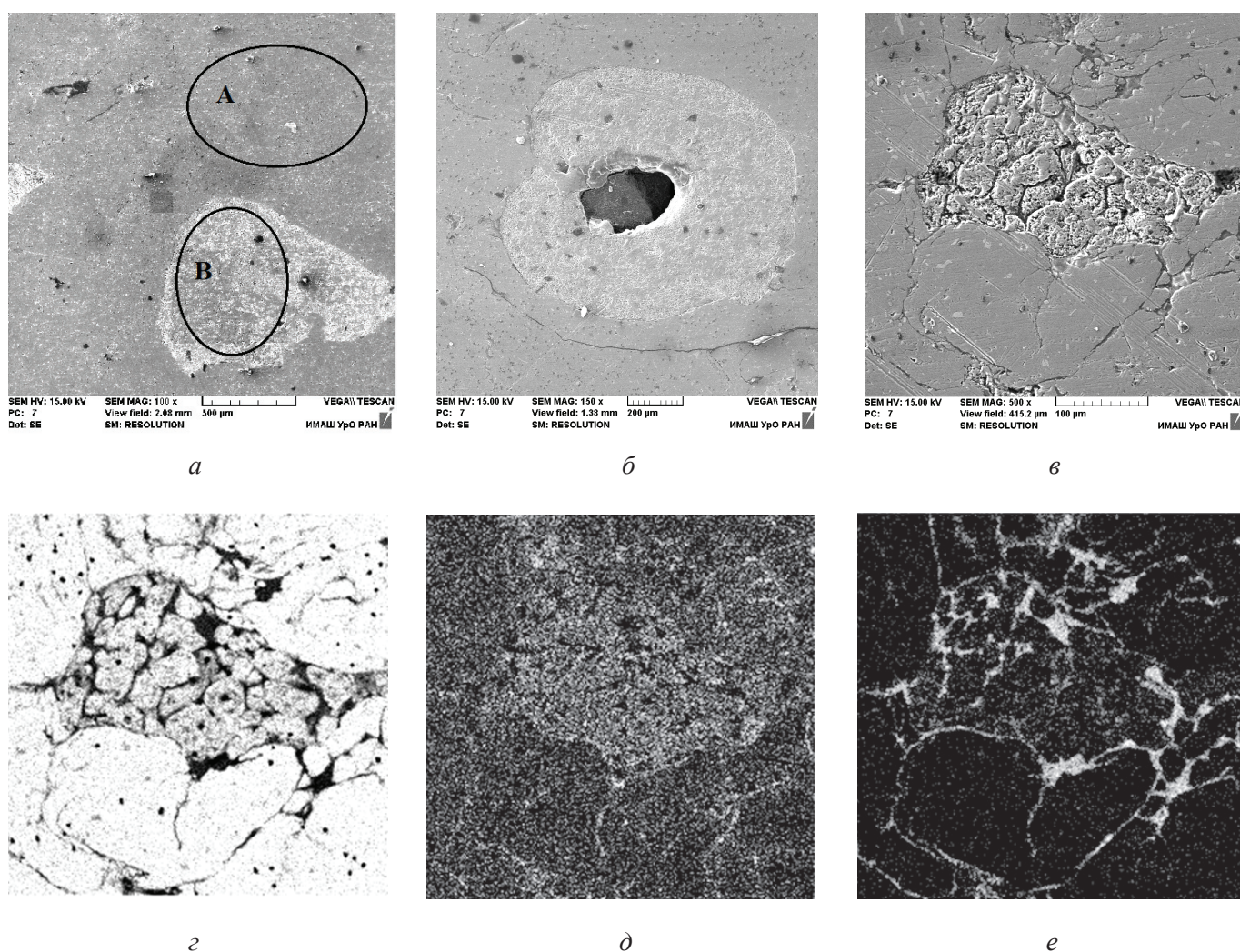


Рис. 7. Неоднородное распределение частиц интерметаллидов по сечению композита на поверхности шлифа (изображения во вторичных электронах):

a – ячейка с содержанием магния 4,5 масс. %; *б* – участок с порой, заполненной остатками смазки; *в* – растрескавшаяся ячейка; *г* – изображение в характеристическом рентгеновском излучении Al; *д* – Mg; *е* – кислорода

Fig. 7. Inhomogeneous distribution of intermetallic particles over the cross section of the composite on the surface of the thin section (images in secondary electrons):

a – a cell with a magnesium content of 4.5 wt. %; *б* – a section with a pore filled with grease residues; *в* – a cracked cell; *г* – image in characteristic x-ray radiation Al; *д* – Mg; *е* – oxygen

Таблица 5

Table 5

Результаты измерения микромеханических свойств композита
The results of measuring the micromechanical properties of the composite

Участок, рис. 7, а	HV 0,1					$h_{\max}$, мкм	E , ГПа	$E_{\text{упр}}$, ГПа	φ	C_{IT}
	1	2	3	4	Среднее					
<i>A</i>	100	62	112	83	89	8,1*	43,5*	38,4*	0,9*	0,52*
<i>B</i>	119	120	119	140	125	5,5**	68,8**	60,8**	0,8**	0,24**

* Расчеты проведены для участка *A* 2.

** Расчеты проведены для участка *B* 4.

Пора в центре, рис. 7, б, заполнена остатками смазки.

Единичные ячейки из сплава с содержанием магния около 4.5 масс. % представляют собой сотовую конструкцию, трещины заполнены оксидом алюминия Al_2O_3 и MgO (рис. 7, в–е). Скорее всего, их растрескивание произошло при брикетировании, хотя возможно повреждение на стадии измельчения.

Области композита, подобные отмеченному на рис. 7, а участку *B*, содержат магния в 3–4 раза больше по сравнению с основным материалом, вследствие чего количество частиц интерметаллида $Al_8FeMg_4Si_6$ существенно выше, и достигает значения 140 HV 0,1 (участок *B* 4, табл. 5). Соответственно меняются и значения нормального модуля упругости, показатели пластичности φ и ползучести C_{IT} этих участков ниже по сравнению с основным материалом (табл. 5).

Наличие частиц интерметаллидов в брикетированном алюминии следует учитывать как при его использовании, так и при выборе рационального режима прессования в валках. Ранее было показано, что частицы интерметаллидов, присутствующие во вторичном алюминии, не растворяются при выплавке легированных латуней [15]. В процессе кристаллизации они являются зародышевыми центрами для кристаллизации силицидов $(Fe,Mn)_5Si_3$. Это приводит не только к общему увеличению количества твердых частиц силицидов в легированных латунях, но и к укрупнению их размеров до нескольких миллиметров, что имеет наиболее негативные последствия. Такие крупные частицы являются причиной растрескивания заготовок в процессе технологических обработок, а также приво-

дят к износу инструмента при механической обработке. Такой же эффект интерметаллиды в брикетированном алюминии могут давать при выплавке алюминиевых или магниевых сплавов.

Выводы

Брикетирование алюминиевых сплавов методом прокатки в валках позволяет получать достаточно прочный композит за счет адгезионного взаимодействия между исходными фрагментами. Матрицей композита является алюминиевый сплав, а наполнителем – частицы оксидов Al_2O_3 , MgO и Si_2O , изначально присутствовавшие на поверхности исходных фрагментов. В алюминиевой матрице обнаружены частицы интерметаллидов $Al_8FeMg_3Si_6$ и $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$.

Средняя плотность композита составила 2160 ± 110 кг/м³, общая пористость не более 20 %. Поры сосредоточены главным образом на поверхности брикета ближе к передней кромке, которая в первую очередь подвергается деформации в валках. В центральной области брикета формируется плотный материал с единичными микропорами по границам исходных фрагментов.

Установлено, что приповерхностные поры заполнены остатками углеродсодержащей смазки. Отдельные частицы графита впредсоевались в алюминиевую основу и хаотично распределены по объему брикета, повышая среднее содержание углерода в материале до 8,2 масс. %, что положительно повлияет на дальнейшую переработку брикетов за счет протекания экзотермической реакции горения углерода.

Средняя твердость брикетированного алюминия составила 65 HV 0,1, что соответствует твердости исходного компактного алюминиевого сплава. Пористость снижает твердость до 30 HV 0,1. Показано, что брикетированный композит неоднороден по химическому составу: содержание магния меняется от 0,9 до 4,5 масс. %, марганца от 0,5 до 1,2 масс. %, кремния от 0,2 до 1,1 масс. %, железа от 0,2 до 0,7 масс. %. Соответственно меняется и значение микротвердости (от 62 до 140 HV 0,1), модуля нормальной упругости (от 43,5 до 60,8 ГПа), показатели пластичности φ уменьшаются незначительно – от 0,9 до 0,8, а $C_{\text{Л}}$ в 2 раза – от 0,52 до 0,24. Это следует учитывать при разработке технологических режимов брикетирования, последующей обработке давлением и резанием.

Список литературы

1. Ресурсосберегающая технология раскисления стали порошковой лентой из отсевов алюминиевой стружки / В.В. Парченко, Н.П. Мацаренко, А.Я. Бабанин, А.Н. Хомченко // *Электрометаллургия*. – 2007. – № 5. – С. 11–14.
2. Gronostajski J., Marsiniak H., Matuszak A. New methods of aluminium-alloy chips recycling // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2000. – Vol. 106, iss. 1–3. – P. 34–39. – DOI: 10.1016/S0924-0136(00)00634-8.
3. Сравнительный анализ технологий изготовления сварочной проволоки из эвтектического силумина с применением совмещенных методов обработки / Н.Н. Загиров, С.Б. Сидельников, Р.Е. Соколов, Ю.Н. Логинов // *Цветные металлы*. – 2017. – № 4. – С. 86–92. – DOI: 10.17580/tsm.2017.04.13.
4. Loginov Yu.N., Bourkine S.P., Babailov N.A. Cinematics and volume deformations during roll-press briquetting // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2001. – Vol. 118, N 1–3. – P. 151–157. – DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00880-9.
5. Мегахед М., Сабер Д., Азува М.А. Моделирование процесса механического изнашивания композитного Al-Si/Al₂O₃ материала с металлической матрицей // *Физика металлов и металловедение*. – 2019. – Т. 120, № 10. – С. 1072–1082. – DOI: 10.1134/S0015323019100085.
6. Effect of process parameters on the compressive strength of iron coke hot briquette / H.-T. Wang, M.-S. Chu, W. Zhao, Z.-G. Liu // *Dongbei Daxue Xuebao. Journal of Northeastern University*. – 2016. – Vol. 37, iss. 6. – P. 810–814. – DOI: 10.3969/j.issn.1005-3026.2016.06.011.
7. Применение валкового брикетирования для утилизации алюминиевого провода / Н.А. Бабайлов, Ю.Н. Логинов, Л.И. Полянский, Д.Н. Первухина // *Металлург*. – 2018. – № 8. – С. 5–8.
8. Shigehisa T., Nakagawa T., Yamamoto S. Briquetting of UBC by double roll press. Pt. 1: The application and limitations of the Johanson model // *Powder Technology*. – 2014. – Vol. 264. – P. 608–613. – DOI: 10.1016/j.powtec.2014.04.098.
9. Diez M.A., Alvarez R., Cimadevilla J.L.G. Briquetting of carbon-containing wastes from steelmaking for metallurgical coke production // *Fuel*. – 2013. – Vol. 114. – P. 216–223. – DOI: 10.1016/j.fuel.2012.04.018.
10. Evaluation of the suitability of alternative binder to replace OPC for iron ore slime briquetting / S.K. Nath, Y. Rajshekar, T.C. Alex, T. Venugopalan, S. Kumar // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2017. – Vol. 70, iss. 8. – P. 2165–2174. – DOI: 10.1007/s12666-017-1038-5.
11. A novel technique for making cold briquettes for charging in blast furnace / M.K. Mohanty, S. Mishra, B. Mishra, S. Sarkar, S.K. Samal // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 115, iss. 1. – P. 012020. – DOI: 10.1088/1757-899X/115/1/012020.
12. El-Hussiny N.A., Shalabi M.E.H. A self-reduced intermediate product from iron and steel plants waste materials using a briquetting process // *Powder Technology*. – 2011. – Vol. 205, iss. 1–3. – P. 217–223. – DOI: 10.1016/j.powtec.2010.09.017.
13. Wan B., Chen W., Lu T. Review of solid state recycling of aluminum chips // *Resources, Conservation and Recycling*. – 2017. – Vol. 125. – P. 37–47. – DOI: 10.1016/j.resconrec.2017.06.004.
14. Shamsudin S., Lajis M., Zhong Z.W. Evolutionary in solid state recycling techniques of aluminium // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 40. – P. 256–261. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.01.117.
15. Пугачева Н.Б. Структура промышленных $\alpha\beta$ -латуней // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2007. – № 2 (620). – С. 23–29.
16. Zhang G.-H., Chou K.-C. Deoxidation of molten steel by aluminum // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2015. – Vol. 22, iss. 10. – P. 905–908. – DOI: 10.1016/S1006-706X(15)30088-1.
17. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites / N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, E.I. Senaeva, T.M. Bykova // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117, iss. 11. – P. 1144–1151. – DOI: 10.7868/S0015323016110115.

18. A computational model of V95/SiC (7075/SiC) aluminum matrix composite applied to stress-strain state simulation under tensile, compressive and shear loading conditions / S.V. Smirnov, A.V. Kononov, M.V. Myasnikova, Yu.V. Khalevitsky, A.S. Smirnov, A.S. Igumnov // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2017. – Iss. 6. – P. 16–27. – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.016-027.

19. Диаграмма предельной пластичности металломатричного композита B95 / SiC с содержанием ча-

стиц SiC 10 об. % при околосolidусной температуре / Д.И. Вичужанин, С.В. Смирнов, А.В. Нестеренко, А.С. Игумнов // *Письма о материалах*. – 2018. – Т. 8, № 1 (29). – С. 88–93. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93.

20. Белов Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов. – М.: Изд. дом МИСиС, 2009. – 234 с. – ISBN 978-5-87623-213-7.

21. Беляев А.И. Металлургия легких металлов. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.

Конфликт интересов

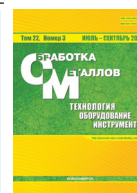
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



The Structure, Phase Composition and Micromechanical Properties of Briquetted Aluminum

Nataliya Pugacheva^{1, a}, Nikolay Babailov^{1, b}, Tatiana Bykova^{1, c, *}, Yury Loginov^{2, 3, d}

¹ Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 620049, Russian Federation

² M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskaya str., Yekaterinburg, 620990, Russian Federation

³ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Yekaterinburg, 620002, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>,  nat@imach.uran.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-6245-2841>,  n.a.babailov@urfu.ru,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>,  tatiana_8801@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-7222-2521>,  j.n.loginov@urfu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 June 2020

Revised: 14 July 2020

Accepted: 07 August 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Aluminum alloy

Briquetting

Composite

Solid solution

Intermetallic compounds

X-ray microanalysis

Microhardness

Instrumental microindentation

Funding

The work was performed on the equipment of the Plastometriya TsKP IMASH UB RAS in accordance with the state task on the topic No. AAAA-A18-118020790140-5.

ABSTRACT

Introduction. The technology of roll briquetting is successfully used for the disposal of waste aluminum alloys for the purpose of subsequent use in metallurgical production during deoxidation and alloying of steels, in aluminothermy, for the production of non-ferrous alloys, as well as in the manufacture of welding electrodes. The received blanks are required to maintain its integrity during loading and unloading and transportation. This is ensured by the selection of effective pressing modes that ensure the minimum porosity. In addition, it is practically interesting to develop a technology for additional processing of briquettes by pressure and cutting, for example, for the formation of welding electrodes. **The purpose of the work** is to study the chemical and phase compositions of briquetted aluminum, to determine the nature of the distribution of microhardness and micromechanical properties over the briquette cross section. **Research methods:** measurement of microhardness and porosity, scanning electron microscopy and micro-X-ray spectral analysis, instrumental microindentation. **Results and Discussion.** It is found that briquetted aluminum is a composite material with an aluminum matrix, the filler is particles of oxides Al_2O_3 , MgO , SiO_2 and graphite, which got into the material from the lubricant used when rolling the briquette in roller presses. Dispersed particles of intermetallic compounds $Al_8FeMg_4Si_6$ and $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si$, which are hardening phases, are unevenly distributed in the aluminum matrix. The average density of the composite is 2160 kg/m^3 , the total porosity is no more than 20%. The central part of the briquetted cell with a hardness of 65 HV 0.1 is dense and does not contain pores. The pores are presented near the surface and have dimensions of 0.1–0.3 mm, which reduces the hardness to 30 HV 0.1. Some areas of the composite are distinguished by higher values of microhardness (up to 140 HV 0.1) and normal modulus of elasticity, as compared to the base material, and a decrease in plasticity and creep indicators. Uneven distribution of micromechanical properties should be taken into account both when developing briquetting technology and additional pressure treatment, as well as when choosing a cutting method.

For citation: Pugacheva N.B., Babailov N.A., Bykova T.M., Loginov Y.N. The structure, phase composition and micromechanical properties of briquetted aluminum. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 82–94. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-82-94. (In Russian).

References

1. Parchenko V.V., Matsarenko N.P., Babanin A.Ya., Khomchenko A.N. Resursosberegayushchaya tekhnologiya raskisleniya stali poroshkovoi lentoi iz otsevvov alyuminievoi struzhki [Resource-saving technology for the deoxidation of steel by powder tape from screenings of aluminum chips]. *Elektrometallurgiya = Electrometallurgy*, 2007, no. 5, pp. 11–14.
2. Gronostajski J., Marsiniak H., Matuszak A. New methods of aluminum-alloy chips recycling. *Journal of Materials Processing Technology*, 2000, vol. 106, iss. 1–3, pp. 34–39. DOI: 10.1016/S0924-0136(00)00634-8.

* Corresponding author

Bykova Tatiana M., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Institute of Engineering Science, Ural Branch, Russian Academy of Sciences,
 34 Komsomolskaya st.,
 620049, Yekaterinburg, Russian Federation
Tel.: 8 (343) 362-30-43, **e-mail:** tatiana_8801@mail.ru

3. Zagirov N.N., Sidelnikov S.B., Sokolov R.E., Loginov Yu.N. Sravnitel'nyi analiz tekhnologii izgotovleniya svarочноi provoloki iz evtekticheskogo silumina s primeneniem sovmeshchennykh metodov obrabotki [Comparative analysis of technologies for the manufacture of welding wire from eutectic silumin using combined processing methods]. *Tsvetnye Metally = Non-Ferrous Metals*, 2017, no. 4, pp. 86–92. DOI: 10.17580/tsm.2017.04.13.
4. Loginov Yu.N., Bourkine S.P., Babailov N.A. Cinematics and volume deformations during roll-press briquetting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 118, no. 1–3, pp. 151–157. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00880-9.
5. Megahed M., Saber D., Aguva M.A. Modelirovanie protsessa mekhanicheskogo iznashivaniya kompozitnogo Al-Si/Al₂O₃ materiala s metallicheskoj matritsei [Modeling of the mechanical wear process of a composite Al-Si/Al₂O₃ material with a metal matrix]. *Fizika metallov i metallovedenie = The Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, no. 10, pp. 1072–1082. DOI 10.1134/S0015323019100085. (In Russian).
6. Wang H.-T., Chu M.-S., Zhao W., Liu Z.-G. Effect of process parameters on the compressive strength of iron coke hot briquette. *Dongbei Daxue Xuebao. Journal of Northeastern University*, 2016, vol. 37, iss. 6, pp. 810–814. DOI: 10.3969/j.issn.1005-3026.2016.2016.06.011.
7. Babailov N.A., Loginov Yu.N., Polyansky L.I., Pervukhina D.N. Primenenie valkovogo briketirovaniya dlya utilizatsii alyuminievogo provoda [Use of roll briquetting for aluminum wire utilization]. *Metallurg = Metallurgist*, 2018, no. 8, pp. 5–8. (In Russian).
8. Shigehisa T., Nakagawa T., Yamamoto S. Briquetting of UBC by double roll press. Pt. 1: The application and limitations of the Johanson model. *Powder Technology*, 2014, vol. 264, pp. 608–613. DOI: 10.1016/j.powtec.2014.04.0.098.
9. Diez M.A., Alvarez R., Cimadevilla J.L.G. Briquetting of carbon-containing wastes from steelmaking for metallurgical coke production. *Fuel*, 2013, vol. 114, pp. 216–223. DOI: 10.1016/j.fuel.2012.04.018.
10. Nath S.K., Rajshekar Y., Alex T.C., Venugopalan T., Kumar S. Evaluation of the suitability of alternative binder to replace OPC for iron ore slime briquetting. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2017, vol. 70, iss. 8, pp. 2165–2174. DOI: 10.1007/s12666-017-1038-5.
11. Mohanty M.K., Mishra S., Mishra B., Sarkar S., Samal S.K. A novel technique for making cold briquettes for charging in blast furnace. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 115, iss. 1, p. 012020. DOI: 10.1088/1757-899X/115/1/012020.
12. El-Hussiny N.A., Shalabi M.E.H. A self-reduced intermediate product from iron and steel plants waste materials using a briquetting process. *Powder Technology*, 2011, vol. 205, iss. 1–3, pp. 217–223. DOI: 10.1016/j.powtec.2010.09.017.
13. Wan B., Chen W., Lu T. Review of solid state recycling of aluminum chips. *Resources, Conservation and Recycling*, 2017, vol. 125, pp. 37–47. DOI: 10.1016/j.resconrec.2017.06.004.
14. Shamsudin S., Lajis M., Zhong Z.W. Evolutionary in solid state recycling techniques of aluminum. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 40, pp. 256–261. DOI: 10.1016/j.procir.2016.01.117.
15. Pugacheva N.B. Struktura promyshlennykh $\alpha + \beta$ -latunei [Structure of industrial $\alpha + \beta$ – brasses]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2007, no. 2 (620), pp. 23–29. (In Russian).
16. Zhang G.-H., Chou K.-C. Deoxidation of molten steel by aluminum. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, vol. 22, iss. 10, pp. 905–908. DOI: 10.1016/S1006-706X(15)30088-1.
17. Pugacheva N.B., Michurov N.S., Senaeva E.I., Bykova T.M. Structure and thermophysical properties of aluminum-matrix composites. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, iss. 11, pp. 1144–1151. DOI: 10.7868/S0015323016110115.
18. Smirnov S.V., Konovalov A.V., Myasnikova M.V., Khalevitsky Yu.V., Smirnov A.S., Igumnov A.S. A computational model of V95/SiC (7075/SiC) aluminum matrix composite applied to stress-strain state simulation under tensile, compressive and shear loading conditions. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 6, pp. 16–27. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.016-027.
19. Vichuzhanin D.I., Smirnov S.V., Nesterenko A.V., Igumnov A.S. Diagramma predel'noi plastichnosti metallo-matrichnogo kompozita V95 / SiC s soderzhanie chastits SiC 10 ob. % pri okolosolidusnoi temperature [A fracture locus for a 10 volume-percent B95 / SiC metal matrix composite at the near-solidus temperature]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2018, vol. 8, no. 1 (29), pp. 88–93. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-88-93.
20. Belov N.A. *Fazovyi sostav alyuminievykh splavov* [Phase composition of aluminum alloys]. Moscow, MISiS Publ., 2009. 234 p. ISBN 978-5-87623-213-7.
21. Belyaev A.I. *Metallurgiya legkikh metallov* [Metallurgy of light metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 368 p.

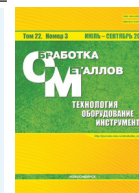
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 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

Коррозионная стойкость детонационных покрытий $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ в условиях воздействия соляного тумана

Иванна Кучумова^{1, 2, a, *}, Игорь Батраев^{1, b}, Нина Черкасова^{2, c}, Арина Ухина^{3, d},
Александр Штерцер^{1, e}, Альберто Морейра Хорхе^{4, 5, f}

¹ Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, пр. Академика Лаврентьева, 15, г. Новосибирск, 630090, Россия² Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия³ Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, ул. Кутателадзе, 18, г. Новосибирск, 630128, Россия⁴ Department of Materials Science and Engineering, Federal University of São Carlos, Via Washington Luiz, km 235, São Carlos, SP 13565-905, Brazil⁵ Grenoble Alpes University, CNRS, LEPMI and SIMAP, F-38000 Grenoble, France^a  <https://orcid.org/0000-0003-0459-9180>,  ivannakz@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-0364-144X>,  ibatraev@gmail.com,^c  <https://orcid.org/0000-0002-5603-7852>,  cherkasova.2013@corp.nstu.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1878-0538>,  auhina181@gmail.com,^e  <https://orcid.org/0000-0003-4973-0437>,  asterzer@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-8121-9834>,  moreira@ufscar.br

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.79

История статьи:

Поступила: 22 июня 2020

Рецензирование: 14 июля 2020

Принята к печати: 10 августа 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

Детонационное напыление

Аморфная структура

Покрывание

Коррозионная стойкость

Соляной туман

Финансирование

Исследование выполняется при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Новосибирской области в рамках проекта № 19-43-543034.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Константину Борисовичу Герасимову за проведение ДСК исследований покрытия.

АННОТАЦИЯ

Введение. Разработка дизайна сплавов с высокой стеклообразующей способностью и исследование их физико-механических свойств является одним из актуальных направлений в материаловедении в настоящее время. Многокомпонентные сплавы на основе железа с высокой стеклообразующей способностью имеют высокую коррозионную стойкость и износостойкость, что делает их перспективными для нанесения на рабочие поверхности изделий, работающих в условиях абразивного износа и агрессивных сред. Методы газотермического напыления (плазменное напыление, детонационное напыление, высокоскоростное газопламенное напыление и др.) позволяют формировать покрытия с аморфной структурой из многокомпонентных сплавов на основе железа. Детонационное напыление вследствие особенностей процесса напыления позволяет формировать более качественные покрытия со структурой металлического стекла по сравнению с другими методами газотермического напыления. **Цель работы:** исследование влияния фазового состава детонационных покрытий из многокомпонентного сплава на основе железа на стойкость к атмосферной коррозии в условиях воздействия нейтрального соляного тумана. **В работе исследованы** детонационные покрытия из аморфного сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$, полученные при различном объеме взрывчатой смеси. **Методами исследования** являются испытания детонационных покрытий в моделируемых условиях воздействия атмосферной коррозии в камере соляного тумана по стандарту ASTM B117 в атмосфере распыляемого пятипроцентного раствора хлорида натрия в воде в течение 600 часов при комнатной температуре, а также проведение рентгенофазовых и металлографических исследований покрытий до и после испытаний. **Результаты и обсуждение.** Результаты исследования фазового состава и морфологии поверхности покрытий после испытаний свидетельствуют об их высокой коррозионной стойкости в нейтральном соляном тумане, содержащем большое количество анионов хлора. На поперечных сечениях покрытий отсутствуют следы распространения коррозии, что подтверждает эффективность применения детонационных покрытий со структурой металлического стекла из сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ для защиты изделий, работающих в условиях повышенной влажности, без дополнительной герметизации поверхности.

Для цитирования: Коррозионная стойкость детонационных покрытий $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ в условиях воздействия соляного тумана / И.Д. Кучумова, И.С. Батраев, Н.Ю. Черкасова, А.В. Ухина, А.А. Штерцер, А.М. Хорхе // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 95–105. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-95-105.

*Адрес для переписки

Кучумова Иванна Денисовна, м.н.с.

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
пр. Академика Лаврентьева, 15,
630090, г. Новосибирск, Россия

Тел.: +7-923-707-56-51, e-mail: ivannakz@mail.ru

Введение

В последние несколько десятилетий сохраняется повышенный интерес к разработке нового дизайна сплавов на основе железа с высокой стеклообразующей способностью и исследова-

нию их свойств. Такая тенденция объясняется широким комплексом физико-механических и физико-химических свойств этих сплавов. Высокие показатели прочностных и магнитных характеристик, износостойкости и коррозионной стойкости объясняются отсутствием кристаллической анизотропии и структурных дефектов, таких как границы зерен и дислокации [1–3]. Некоторые свойства, например коррозионная стойкость, аморфных сплавов также существенно зависят от их химического состава [4–6]. Несмотря на перечисленные преимущества аморфных сплавов, их широкое промышленное применение ограничено небольшими габаритными размерами объемных изделий, низкой пластичностью и склонностью к отпускной хрупкости при комнатной температуре [7–10].

Газотермическое напыление покрытий из сплавов на основе железа с аморфной структурой представляет собой эффективное решение для защиты рабочих поверхностей от коррозии и повышения их износостойкости [11–13]. При этом проблема низкой пластичности аморфных материалов решается за счет более вязкого материала основы. Благодаря низкой стоимости, по сравнению с другими сплавами с высокой стеклообразующей способностью, сплавы на основе железа представляют особый интерес для практического применения. В работах [14, 15] были успешно получены покрытия из аморфных сплавов на основе железа методами высокоскоростного и плазменного напыления, которые имеют высокую коррозионную стойкость.

В работе [16] Янг с соавторами провели исследование влияния содержания кристаллической фазы на коррозионную стойкость покрытий $\text{Fe}_{48}\text{Mo}_{14}\text{Cr}_{15}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$, полученных методом высокоскоростного напыления, после отжига при различных температурах, которое показало, что увеличение содержания кристаллической фазы способствует снижению коррозионной стойкости покрытий, так как коррозия распространяется по границам зерен. Особого внимания заслуживает работа [17], в которой представлены результаты исследования коррозионной стойкости покрытий из сплава $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_8\text{Nb}_8\text{B}_{24}$, полученных методами высокоскоростного газопламенного (*high-velocity oxygen fuel* – *HVOF*) и газопламенного напыления. Вследствие низкой пористости и высокого содержания аморфной

фазы в покрытиях, полученных методом *HVOF*, их показатели коррозионной стойкости выше, чем у газопламенных покрытий. Образование оксидных пленок на поверхности частиц в процессе газопламенного напыления снижает коррозионную стойкость покрытий. Тем не менее высокое содержание аморфной фазы в покрытиях способствует формированию плотной пассивационной пленки на их поверхности, которая увеличивает коррозионную стойкость полученных покрытий по сравнению с коррозионной стойкостью нержавеющей стали.

Большая часть работ по тематике газотермического напыления покрытий из аморфных сплавов посвящена методам *HVOF* и плазменного напыления. Значительно реже встречаются работы по детонационному напылению покрытий из аморфных сплавов на основе железа, несмотря на то что данный метод позволяет формировать покрытия с лучшим комплексом физико-механических свойств по сравнению с другими методами газотермического напыления [18]. Детонационное напыление позволяет получать высококачественные покрытия с аморфной структурой, так как в процессе напыления создаются условия для формирования структуры металлического стекла, а именно нагрев частиц до температуры плавления и высокая скорость охлаждения при столкновении с подложкой. Качество покрытий, полученных формированием из полностью расплавленных частиц, лучше по сравнению с покрытиями, образованными твердыми и частично расплавленными частицами с точки зрения адгезии, когезии и пористости. Формирование покрытий с аморфной структурой методом детонационного напыления позволяет предотвратить образование оксидных пленок на поверхности напыляемого порошка, которые являются центрами кристаллизации расплава [19].

Результаты исследования коррозионной стойкости детонационных покрытий из аморфных сплавов на основе железа показывают, что стойкость к точечной коррозии покрытий с аморфной структурой в хлор-хлорсодержащих электролитах достаточно высока за счет высокого содержания аморфной фазы, формирования плотной пассивационной пленки и структурной однородности, в которой отсутствуют границы зерен, чувствительных к анионам хлора [20].

В работе [21] показано, что скорость коррозии нержавеющей стали значительно превышает скорость коррозии покрытий с аморфной структурой.

Метод испытаний в соляном тумане долгое время использовался как универсальный метод испытаний на коррозионную стойкость материалов вне зависимости от того, для каких условий эксплуатации предназначены испытываемые материалы [22]. Испытания в соляном тумане особенно эффективны для определения несплошностей, таких как поры и другие дефекты в металлических, органических, анодно-оксидных покрытиях. На сегодняшний день данный метод используют для оценки коррозионной стойкости различных покрытий и материалов в моделируемых условиях атмосферной коррозии [23, 24].

Целью данной работы является исследование влияния фазового состава детонационных покрытий из сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ на их коррозионную стойкость в условиях воздействия нейтрального соляного тумана (пятипроцентного раствора NaCl) в течение 600 часов.

Для выполнения поставленной цели методом детонационного напыления были получены покрытия из многокомпонентного сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ при различном объеме взрывчатой смеси 50...70 % с шагом в 10 % и молярном соотношении газовых компонентов $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2 = 1,1$, проведены рентгенофазовые исследования полированных покрытий до и после испытаний в моделируемых условиях атмосферной коррозии, исследована морфология и структура покрытий после испытаний.

Методика исследований

Порошок из сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ получен методом газового распыления аргоном под высоким давлением на установке *HERMIGA 75/5VI* (*Phoenix Scientific Industries Ltd.*, Великобритания) и разделен на фракции путем рассеивания на ситах. Предыдущие исследования показали, что порошок фракции 45...75 мкм имеет частично кристаллизованную структуру с содержанием аморфной фазы около 70 вес.%. Температура стеклования и кристаллизации сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ равна 521 и 573 °C соответственно [25].

Эксперименты по детонационному напылению покрытий из порошка $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$

с размером частиц 45...75 мкм проводили с использованием детонационного комплекса *CCDS2000* с дополнительным воздушным охлаждением со стороны подложки [26]. В качестве подложек использовались стальные шайбы диаметром 20 мм и толщиной 6 мм. Непосредственно перед нанесением покрытия напыляемая поверхность шайб подвергалась пескоструйной обработке. При напылении использовался ствол переменного сечения с камерой сгорания Ø 20 мм длиной 700 мм и дульной (разгонной) секцией Ø 16 мм длиной 300 мм. Дистанция напыления составляла 200 мм. В качестве продувочного газа использовался азот. Напыление проводилось с использованием ацетиленокислородной взрывчатой смеси эквимольного состава ($\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2 = 1,1$). Взрывчатая смесь характеризуется следующими параметрами: скорость детонации 2894 м/с, динамический напор и температура продуктов детонации, определяющие скорость и температуру напыляемых частиц, 1,8 МПа и 4533 К соответственно [27]. При данном соотношении компонентов взрывчатой смеси в продуктах детонации практически отсутствует атомарный кислород, который способствует окислению частиц в процессе напыления. Объем взрывчатой смеси варьировали в диапазоне 50...70 % от общего объема ствола установки с шагом в 10 %. Ранее были проведены исследования влияния изменения объема взрывчатой смеси и соотношения компонентов ацетиленокислородной взрывчатой смеси на структуру, свойства и фазовый состав покрытий из сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$. Исследования показали, что покрытия, полученные при объеме взрывчатой смеси 55...70 % и молярном соотношении $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2 = 1,1$ имеют наибольшее содержание аморфной фазы (более 98 вес.%), высокую твердость (770...920 HV_{100}), низкую пористость (менее 2 %) и адгезию около 150 МПа [25]. Для испытаний на коррозионную стойкость поверхность покрытий шлифовалась на абразивных кругах и полировалась с коллоидной суспензией оксида кремния. Масса полированных покрытий до и после коррозионных испытаний определялась на аналитических весах ЛВ210-А (Сартосм, Россия).

Испытания на коррозионную стойкость полированных покрытий проводились в камере соляного тумана *ASCOTT S120iS* (*Ascott Analytical Equipment Ltd.*, Великобритания) в течение

600 часов в среде нейтрального соляного тумана (распыляемого пятипроцентного раствора NaCl в воде) при комнатной температуре согласно ASTM B117. По данному стандарту отсутствуют ограничения по времени проведения испытаний. Скорость распыления соляного раствора хлорида натрия в камеру установки составляет 1,0...2,0 мл/мин. Атмосфера внутри камеры на протяжении всего периода испытаний оставалась постоянной. После испытаний образцы были промыты в дистиллированной воде и высушены на воздухе.

Анализ фазового состава покрытий после напыления, полирования и испытаний на коррозионную стойкость проводился с использованием дифрактометра Bruker D8 ADVANCE (Bruker AXS, Германия) в CuK α -излучении. Содержание аморфной фазы в исходных покрытиях определялся методом Ритвельда с помощью программного обеспечения TOPAS 4.2 (Bruker AXS, Германия).

Термический анализ покрытия, полученного при 70 % объема взрывчатой смеси, проводился с использованием термоаналитического комплекса STA 449 F1 JUPITER (Netzsch, Германия) в атмосфере аргона при скорости нагрева 10 °C/мин.

Поперечные сечения и морфология покрытий после испытаний на коррозионную стойкость исследовались на оптическом микроскопе Olympus GX-51 (Olympus, Япония), оснащенный программным обеспечением OLYMPUS Stream Image Analysis Stream Essentials 1.9.1 для измерения пористости материалов, и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP (Carl Zeiss AG, Германия).

Результаты и их обсуждение

Результаты исследования фазового состава покрытий после детонационного напыления представлены на рис. 1, а. На рентгенограммах образцов покрытий наблюдается широкое дифракционное гало на углах $2\theta = 40^\circ \dots 50^\circ$, что свидетельствует о наличии аморфной фазы в покрытиях. Содержание кристаллической фазы в исходных покрытиях, полученных при 50, 60 и 70 % объема взрывчатой смеси равно $2,7 \pm 0,2$ вес.%, $1,3 \pm 0,2$ вес.%, $0,3 \pm 0,2$ вес.% соответственно. Аморфизация сплава при детонационном напылении происходит вследствие

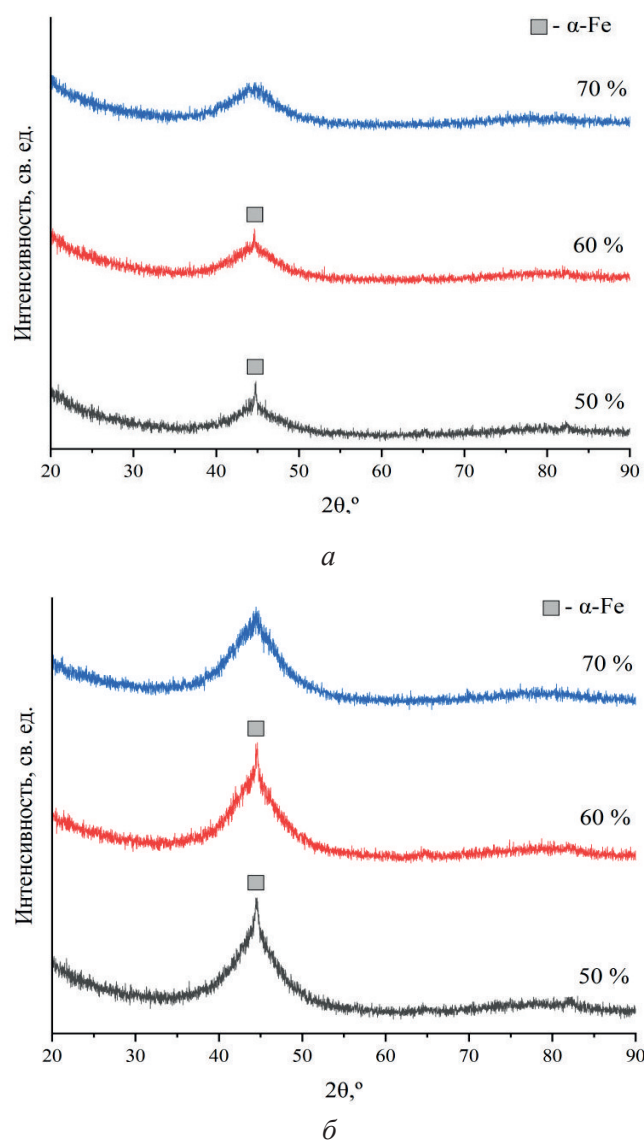


Рис. 1. Рентгенограммы образцов детонационных покрытий Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉:
а – исходные детонационные покрытия; б – покрытия после полирования

Fig. 1. XRD patterns of detonation Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ coatings obtained at different explosive charges:
а – initial detonation coatings; б – coatings after polishing

нагрева частиц порошка до температур плавления и их быстрого охлаждения при столкновении с подложкой за счет быстрого отвода тепла в объем подложки. В работе [25] была проведена оценка скорости охлаждения сплетов порошка сплава Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ толщиной 15 мкм, которая составляет 10^6 К/с. Полученная величина является достаточным условием для образования покрытий с аморфной структурой. Высокая стеклообразующая способность сплава Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ объясняется подобранным хими-

ческим составом, который подчиняется трем эмпирическим правилам А. Иноуэ для сплавов с высокой стеклообразующей способностью [28–30]. В процессе полирования в покрытиях сохранилась аморфная структура (рис. 1, б), о чем свидетельствует отсутствие дифракционных пиков кристаллических фаз на рентгенограммах полированных покрытий. Незначительное увеличение интенсивности дифракционных пиков, рис. 1, б, фазы α -Fe (Cr) связано с отсутствием эффекта микропоглощения рентгеновского излучения, который обусловлен высокой шероховатостью поверхности исходных детонационных покрытий. Содержание кристаллической фазы в полированных покрытиях $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ равно $2,2 \pm 0,2$ вес.%, $1,4 \pm 0,2$ вес.%, $0,5 \pm 0,2$ вес.%, полученных при заряде взрывчатой смеси 50, 60 и 70 % соответственно. Результаты оценки содержания кристаллической фазы свидетельствуют о том, что весь материал покрытий имеет структуру металлического стекла.

Помимо результатов рентгенофазового анализа наличие аморфной фазы в покрытиях подтверждается результатами исследования термических характеристик покрытия, полученного при 70 % объема взрывчатой смеси (рис. 2). Начиная с 573 °C на ДСК кривой присутствует несколько экзотермических пиков, свидетельствующих о многостадийном процессе кристаллизации. Представленные значения температур фазовых переходов и характер ДСК кривой согласуются с результатами исследования исходного порошка [25].

Исследования фазового состава покрытий (рис. 3) после испытаний в камере соляного тумана показали, что на поверхности отсутствуют оксидные пленки, которые могут свидетельствовать о коррозии покрытий в условиях воздействия нейтрального соляного тумана. Масса образцов покрытий после испытаний остается неизменной в пределах допустимой погрешности аналитических весов, которая составляет $\pm 0,5$ мг.

На рис. 4 представлены изображения структуры покрытий после испытаний в камере соляного тумана. Видно, что покрытия имеют типичную слоистую структуру, что характерно для газотермического напыления. Покрытие, полученное при заряде взрывчатой смеси, равном 70 % объема ствола детонационного комплекса,

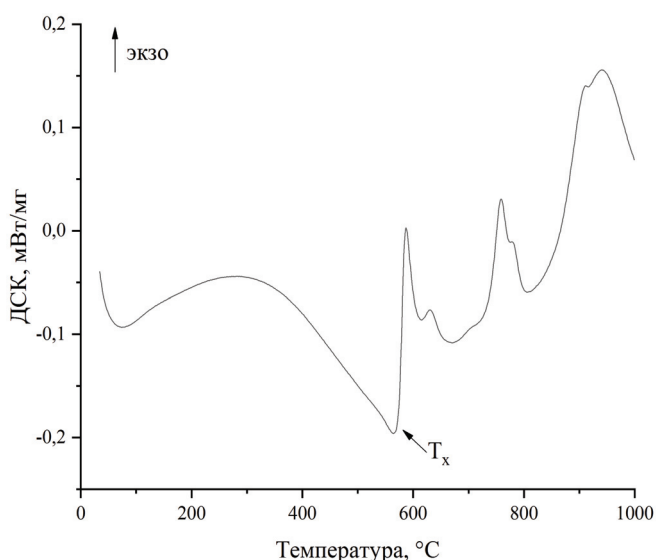


Рис. 2. Кривая ДСК покрытия, полученного при 70 % объема взрывчатой смеси

Fig. 2. Differential scanning calorimetry (DSC) curve of the detonation coating obtained at 70 % of explosive charge

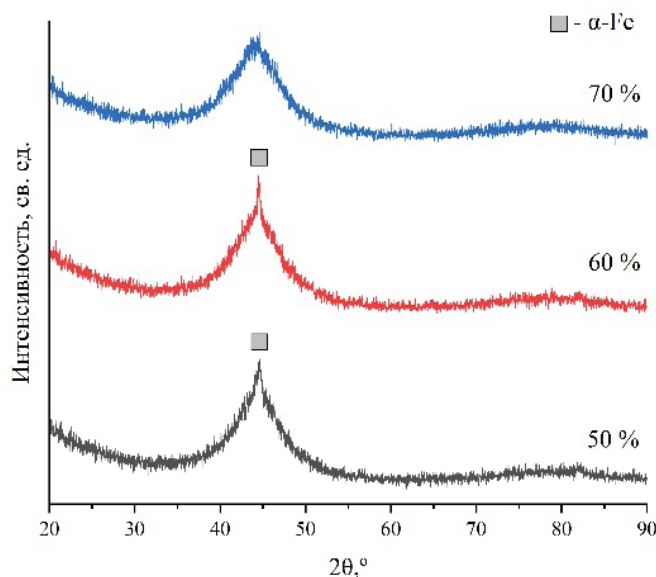


Рис. 3. Фазовый состав полированных покрытий после испытаний в камере соляного тумана в среде распыляемого пятипроцентного раствора NaCl в воде

Fig. 3. Phase composition of polished coatings after testing in salt spray chamber in a spray 5%-NaCl solution in water

имеет более плотную структуру, что свидетельствует о расплавленном состоянии сталкивающихся с подложкой частиц и подтверждается высоким содержанием аморфной фазы. В поперечном сечении всей серии образцов отсутствуют следы коррозии, так называемые «хвосты коррозии», проникающие с поверхности в объем

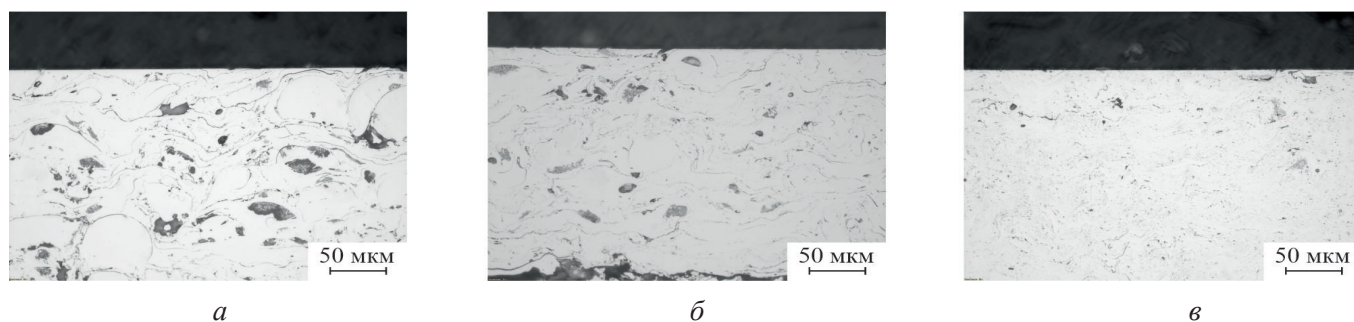


Рис. 4. Структура полированных покрытий, полученных при различном объеме взрывчатой смеси, после испытаний в камере соляного тумана:

a – 50 %; *б* – 60 %; *в* – 70 %

Fig. 4. Structure of polished coatings obtained at different explosive charges, after testing in a salt spray chamber:

a – 50 %; *б* – 60 %; *в* – 70 %

покрытия, характерные для данного метода испытаний на коррозионную стойкость [31]. На поверхности покрытий видны поры (обозначены стрелками), но отсутствуют оксидные пленки и следы коррозии (рис. 5). Пористость покрытий, измеренная на поперечных сечениях, не превышает 1,5 %.

В работе [32] представлены результаты исследования стойкости к атмосферной коррозии в условиях воздействия нейтрального соляного тумана покрытий из нержавеющей стали, полученных методом *HVOF*, с дополнительной обработкой герметиком на нефтяной основе. Полученные результаты показывают, что следы коррозии покрытий без герметика наблюдаются спустя 20 часов испытаний. Образцы покрытий, обработанные герметиком, начинают корродировать спустя 500 часов испытаний. Основной причиной коррозии покрытий из нержавеющей стали, получен-

ных методом *HVOF*, является высокая пористость покрытий, которая способствует распространению коррозии с поверхности в глубь покрытий за счет объемных пор. Обработка покрытий смолами и герметиками часто используется для дополнительной защиты газотермических покрытий в целях защиты от коррозии [33].

Представленные результаты исследования коррозионной стойкости детонационных покрытий из сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ в условиях воздействия нейтрального соляного тумана показывают высокую коррозионную стойкость в течение 600 часов без дополнительной герметизации поверхности. Наличие хрома и ниобия в сплаве $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ и высокое содержание аморфной фазы обеспечивают стойкость к атмосферной коррозии. Низкая пористость детонационных покрытий не оказывает значительного влияния на снижение показателей их коррозионной стойкости.

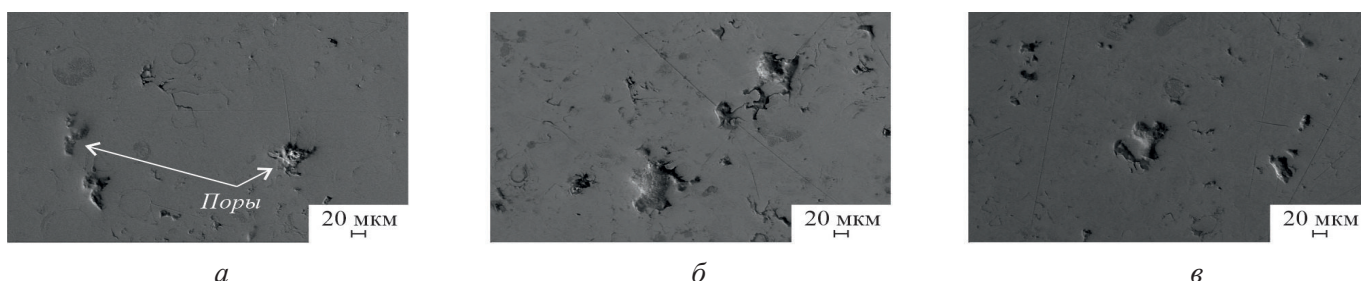


Рис. 5. Морфология поверхности полированных покрытий, полученных при различном заряде взрывчатой смеси, после воздействия нейтрального соляного тумана в течение 600 часов:

a – 50 %; *б* – 60 %; *в* – 70 %

Fig. 5. Surface of polished coatings obtained at different explosive charges after exposure to neutral salt fog for 600 hours:

a – 50 %; *б* – 60 %; *в* – 70 %



Выводы

Детонационные покрытия из сплава $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ имеют низкую пористость и высокое содержание аморфной фазы. Испытания покрытий на атмосферную коррозию в камере соляного тумана в условиях воздействия распыляемого пятипроцентного раствора NaCl в воде в течение 600 часов показали, что покрытия имеют высокую стойкость к анионам хлора, содержащимся в соляном тумане. Высокую коррозионную стойкость покрытий обеспечивает химический состав сплава и высокое содержание аморфной фазы (более 97 %). Наличие пористости, не превышающей 1,5 %, не оказывает влияния на коррозионную стойкость детонационных покрытий. Такие покрытия с аморфной структурой рекомендуются для защиты изделий, работающих в условиях повышенной влажности без дополнительной герметизации.

Список литературы

1. Inoue A., Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59, iss. 6. – P. 2243–2267. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.027.
2. Structural amorphous steels / Z.P. Lu, C.T. Liu, J.R. Thompson, W.D. Porter // *Physical Review Letters*. – 2004. – Vol. 92, iss. 24. – P. 501–504. – DOI: 10.1103/physrevlett.92.245503.
3. Synthesis of Fe–Cr–Mo–C–B–P bulk metallic glasses with high corrosion resistance / S. Pang, T. Zhang, K. Asami, A. Inoue // *Acta Materialia*. – 2002. – Vol. 50, iss. 3. – P. 489–497. – DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00366-4.
4. Improvement of corrosion resistance of high-velocity oxyfuel-sprayed stainless steel coatings by addition of molybdenum / J. Kawakita, S. Kuroda, T. Fukushima, T. Kodama // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2005. – Vol. 14. – P. 224–230. – DOI: 10.1361/10599630523782.
5. Masumoto T., Hashimoto K. Chemical properties of amorphous metals // *Annual Review of Material Science*. – 1978. – Vol. 8. – P. 215–233.
6. Naka M., Hashimoto K., Masumoto T. Effects of annealing on the corrosion of glassy chromium-containing alloys // *Science Reports of the Research Institutes*. – 1977. – Vol. 26. – P. 283–289.
7. Keryvin V., Hoang V.H., Shen J. Hardness, toughness, brittleness and cracking systems of an iron-based bulk metallic glass by indentation // *Intermetallics*. – 2009. – Vol. 17. – P. 211–217. – DOI: 10.1016/j.intermet.2008.08.017.
8. Ductility improvement of amorphous steels: roles of shear modulus and electronic structure / X.J. Gu, S.J. Poon, G.J. Shiflet, M. Widom // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56. – P. 88–94. – DOI: 10.1016/j.actamat.2007.09.011.
9. Qiao J., Jia H., Liaw P.K. Metallic glass matrix composites // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2016. – Vol. 100. – P. 1–69. – DOI: 10.1016/j.mser.2015.12.001.
10. Mechanical behavior of $\text{Fe}_{65.5}\text{Cr}_4\text{Mo}_4\text{Ga}_4\text{P}_{12}\text{C}_5\text{B}_{5.5}$ bulk metallic glass / M. Stoica, J. Eckert, S. Roth, H.F. Zhang, J. Schultz, W.H. Wang // *Intermetallics*. – 2005. – Vol. 13. – P. 764–769. – DOI: 10.1016/j.intermet.2004.12.016.
11. Wear and corrosion properties of HVOF coatings from Superduplex alloy modified with addition of boron / J.E. Berger, R. Schulz, S. Savoie, J. Gallego, C.S. Kiminami, C. Bolfarini, W.J. Botta // *Surface and Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 309. – P. 911–919. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.062.
12. Microstructural investigation of Fe–Cr–Nb–B amorphous/nanocrystalline coating produced by HVOF / G.Y. Koga, A.M. Jorge, S. Savoie, R. Schulz, C.S. Kiminami, C. Bolfarini, W.J. Botta // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 111. – P. 608–615. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.027.
13. Corrosion and erosion–corrosion behaviour of activated combustion high-velocity air fuel sprayed Fe-based amorphous coatings in chloride-containing solutions / Y. Wang, Z.Z. Xing, Q. Luo, A. Rahman, J. Jiao, S.J. Qu, Y.G. Zheng, J. Shena // *Corrosion Science*. – 2015. – Vol. 98. – P. 339–353. – DOI: 10.1016/j.corsci.2015.05.044.
14. Pitting initiation in Fe-based amorphous coatings / C. Zhang, K.C. Chan, Y. Wu, L. Liu // *Acta Materialia*. – 2012. – Vol. 60. – P. 4152–4159. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.005.
15. Corrosion mechanism of N-containing Fe–Cr–Mo–Y–C–B bulk amorphous alloys in highly concentrated HCl solution / J. Jayaraj, K.B. Kim, H.S. Ahn, E. Fleury // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 449–451. – P. 517–520. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.418.
16. Effects of crystallization on the corrosion resistance of Fe-based amorphous coatings / Y. Yang, C. Zhang, Y. Peng, Y. Yu, L. Liu // *Corrosion Science*. – 2012. – Vol. 59. – P. 10–19. – DOI: 10.1016/j.corsci.2012.02.003.
17. Production and corrosion resistance of thermally sprayed Fe-based amorphous coatings from mechanically milled feedstock powders / G.Y. Koga, A.M. Jorge Junior, V. Roche, R.P. Nogueira, R. Schulz, S. Savoie, A.K. Melle, C. Loable, C. Bolfarini, C. Kiminami, W. Botta // *Metallurgical and Materials Transactions A*. –

2018. – Vol. 49. – P. 4860–4870. – DOI: 10.1007/s11661-018-4785-y.

18. Effects of oxygen fuel rate on microstructure and wear properties of detonation sprayed iron-based amorphous coatings / L. Xie, Y.-M. Wang, X. Xiong, Z.-K. Chen, Y.-L. Wang // *Materials Transactions Received*. – 2018. – Vol. 3. – P. 1867–1871. – DOI: 10.2320/matertrans.M2018273.

19. The influence of the O_2/C_2H_2 ratio on the structure and properties of $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ detonation coatings / I.D. Kuchumova, I.S. Batraev, N.Y. Cherkasova, D.K. Rybin, A.V. Ukhina, W.J. Botta, G.Y. Koga, A.M. Jorge // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 25. – P. 384–386. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.098.

20. Formation and corrosion behavior of Fe-based amorphous metallic coatings prepared by detonation gun spraying / Z. Zhou, L. Wang, F. Wang, Y. Liu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2009. – Vol. 19. – P. 634–638. – DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60123-9.

21. Fabrication, tribological and corrosion behaviors of detonation gun sprayed Fe-based metallic glass coating / H. Wu, X. Lan, Y. Liu, F. Li, W. Zhang, Z. Chen, X. Zai, H. Zeng // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2016. – Vol. 26. – P. 1629–1637. – DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64271-1.

22. ASTM B117–19. Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019. – DOI: 10.1520/B0117-19.

23. Лабораторные испытания коррозионной стойкости легких сплавов методом соляного тумана путем моделирования субтропического климата / В.И. Сергиенко, Ю.П. Денисенко, В.Г. Добржанский, Ю.Ф. Огнев, О.Ш. Бердиев, Н.Е. Душина // *Вестник Инженерной школы Дальневосточного федерального университета*. – 2015. – № 3. – С. 85–91.

24. Метод оценки коррозионной стойкости алюминиевых профилей для светопрозрачных ограждающих конструкций под действием соляного тумана / В.И. Третьяков, Л.К. Богомолова, Э.С. Гузова, О.А. Крупнина // *Вестник МГСУ*. – 2011. – № 3, ч. 2. – С. 116–122.

25. Formation of metallic glass coatings by detonation spraying of a $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5B_{19}$ powder / I.D. Kuchumova, I.S. Batraev, V.Yu. Ulianitsky, A.A. Shtertser,

K.B. Gerasimov, A.V. Ukhina, N.V. Bulina, I.A. Bataev, G.Y. Koga, Y. Guo, W.J. Botta, H. Kato, T. Wada, B.B. Bokhonov, D.V. Dudina, A.M. Jorge // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – DOI: 10.3390/met9080846. – URL: <https://www.mdpi.com/2075-4701/9/8/846>.

26. Computer-controlled detonation spray ing: from process fundamentals toward advanced applications / V.Yu. Ulianitsky, A.A. Shtertser, S.V. Zlobin, I.Yu. Smurov // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2011. – Vol. 20. – P. 791–801. – DOI: 10.3390/met9121244.

27. Detonation spraying behaviour of refractory metals: case studies for Mo and Ta-based powders / V.Yu. Ulianitsky, I.S. Batraev, A.A. Shtertser, D.V. Dudina, N.V. Bulina, I.Yu. Smurov // *Advanced Powder Technology*. – 2018. – Vol. 29. – P. 1859–1864. – DOI: 10.1016/j.apr.2018.04.023.

28. *Inoue A. Bulk Amorphous alloys: preparation and fundamental characteristics*. – Uetikon-Zurich: Trans Tech Publications, 1998. – (Materials science foundations; vol. 4).

29. *Inoue A. Stabilization of supercooled liquid and opening-up of bulk glassy alloys* // *Proceedings of the Japan Academy. Series B*. – 1997. – Vol. 73. – P. 19–24. – DOI: 10.2183/pjab.73.19.

30. *Inoue A. Recent progress of Zr-based bulk amorphous alloys* // *Science Reports of the Research Institutes. Tōhoku Daigaku Kenkyūjo hōkoku, Series A*. – 1996. – Vol. 42. – P. 1–12.

31. *Heller D.K., Fahrenholtz W.G., O'Keefe M.J.* The effect of post-treatment time and temperature on cerium-based conversion coatings on Al 2024-T3 // *Corrosion Science*. – 2010. – Vol. 52, iss. 2. – P. 360–368. – DOI: 10.1016/j.corsci.2009.09.023.

32. Structure and corrosion behavior of 316L stainless steel coatings formed by HVOF spraying with and without sealing / Z. Zeng, N. Sakoda, T. Tajiri, S. Kuroda // *Surface and Coatings Technology*. – 2008. – Vol. 203, iss. 3–4. – P. 284–290. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2008.09.011.

33. Effect of sealing treatment on corrosion resistance of plasma-sprayed $NiCrAl/Cr_2O_3$ -8 wt.% TiO_2 coating / J. Zhang, Z. Wang, P. Lin, W. Lu, Z. Zhou, S. Jiang // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2010. – Vol. 20, iss. 3. – P. 508–513. – DOI: 10.1007/s11666-010-9528-6.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



The Influence of Salt fog Exposure on Corrosion Resistance of Detonation Coatings $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$

Ivanna Kuchumova^{1, 2, a, *}, Igor Batraev^{1, b}, Nina Cherkasova^{2, c}, Arina Ukhina^{3, d},
Alexander Shtertser^{1, e}, Alberto Moreira Jorge^{4, 5, f}

¹ Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 15 Akademika Lavrenteva Prospekt, Novosibirsk, 630090, Russian Federation

² Novosibirsk State Technical University, 20 K. Marksa Prospekt, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

³ Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, 18 Kutateladze Street, Novosibirsk, 630128, Russian Federation

⁴ Department of Materials Science and Engineering, Federal University of São Carlos, Via Washington Luiz, km 235, São Carlos, SP 13565-905, Brazil

⁵ Grenoble Alpes University, CNRS, LEPMI and SIMAP, F-38000 Grenoble, France

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0459-9180>,  ivannakz@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-0364-144X>,  ibatraev@gmail.com,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-5603-7852>,  cherkasova.2013@corp.nstu.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1878-0538>,  auhina181@gmail.com,

^e  <https://orcid.org/0000-0003-4973-0437>,  asterzer@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-8121-9834>,  moreira@ufscar.br

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 22 June 2020

Revised: 14 July 2020

Accepted: 10 August 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

Detonation spraying

Amorphous structure

Coating

Corrosion resistance

Salt fog

Funding

The reported research was funded by the Russian Foundation for Basic Research and the government the Novosibirsk region, project 19-43-543034 r_mol_a.

Acknowledgements

The authors are grateful to Konstantin B. Gerasimov for his help in conducting DSC investigation.

ABSTRACT

Introduction. Nowadays, the development of alloys with a high glass-forming ability and the study of its physical and mechanical properties are among the most important directions in materials science. Iron-based multi-component alloys with high glass-forming ability have high corrosion resistance, wear resistance and relatively low cost, which makes it promising for application on the working surfaces of parts that work under conditions of abrasive wear and aggressive environment. Methods of thermal spraying (plasma spraying, detonation spraying, high-velocity oxy-fuel spraying, etc.) allow producing coatings with amorphous structure from iron-based alloys. Due to the process features, detonation spraying allows to obtain high quality coatings with the structure of metal glass in comparison with other methods of thermal spraying. **The purpose of the work** is to study the influence of phase composition of detonation coatings from a multi-component iron-based alloy on the resistance to atmospheric corrosion in conditions of neutral salt spray. Detonation coatings from amorphous alloy $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ obtained at different charges of explosive mixture are investigated. **The methods of investigation:** testing of detonation coatings under simulated conditions of atmospheric corrosion in salt spray chamber according to ASTM B117 in an atmosphere of a spray 5% sodium chloride solution in water for 600 hours at room temperature, as well as conducting X-ray phase and metallographic studies of coatings before and after tests. **Results and Discussion.** The results of investigation the phase composition and morphology of the coatings after the tests showed its high corrosion resistance in a neutral salt fog containing a large amount of chlorine anions. On the cross sections of those coatings no traces of corrosion penetration were found, which confirms the effectiveness of detonation coatings with the structure of metal glass from the alloy $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ for protection of parts that work under conditions of high atmospheric humidity, without sealing the surface.

For citation: Kuchumova I.D., Batraev I.S., Cherkasova N.Y., Ukhina A.V., Shtertser A.A., Jorge A.M. The influence of salt fog exposure on corrosion resistance of detonation coatings $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 95–105. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-95-105. (In Russian).

* Corresponding author

Kuchumova Ivanna D., Research Assistant

Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS

15 Ac. Lavrentieva ave.,

630090, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7-923-707-56-51, e-mail: ivannakz@mail.ru

References

1. Inoue A., Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, iss. 6, pp. 2243–2267. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.027.
2. Lu Z.P., Liu C.T., Thompson J.R., Porter W.D. Structural amorphous steels. *Physical Review Letters*, 2004, vol. 92, iss. 24, pp. 501–504. DOI: 10.1103/physrevlett.92.245503.
3. Pang S., Zhang T., Asami K., Inoue A. Synthesis of Fe–Cr–Mo–C–B–P bulk metallic glasses with high corrosion resistance. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, iss. 3, pp. 489–497. DOI: 10.1016/s1359-6454(01)00366-4.
4. Kawakita J., Kuroda S., Fukushima T., Kodama T. Improvement of corrosion resistance of high-velocity oxyfuel-sprayed stainless steel coatings by addition of molybdenum. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2005, vol. 14, pp. 224–230. DOI: 10.1361/10599630523782.
5. Masumoto T., Hashimoto K. Chemical properties of amorphous metals. *Annual Review of Material Science*, 1978, vol. 8, pp. 215–233.
6. Naka M., Hashimoto K., Masumoto T. Effects of annealing on the corrosion of glassy chromium-containing alloys. *Science Reports of the Research Institutes*, 1977, vol. 26, pp. 283–289.
7. Keryvin V., Hoang V.H., Shen J. Hardness, toughness, brittleness and cracking systems of an iron-based bulk metallic glass by indentation. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, pp. 211–217. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.08.017.
8. Gu X.J., Poon S.J., Shiflet G.J., Widom M. Ductility improvement of amorphous steels: roles of shear modulus and electronic structure. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, pp. 88–94. DOI: 10.1016/j.mser.2015.12.001. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.09.011.
9. Qiao J., Jia H., Liaw P.K. Metallic glass matrix composites. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2016, vol. 100, pp. 1–69. DOI: 10.1016/j.mser.2015.12.001.
10. Stoica M., Eckert J., Roth S., Zhang H.F., Schultz J., Wang W.H. Mechanical behavior of $\text{Fe}_{65.5}\text{Cr}_4\text{Mo}_4\text{Ga}_4\text{P}_{12}\text{C}_5\text{B}_{5.5}$ bulk metallic glass. *Intermetallics*, 2005, vol. 13, pp. 764–769. DOI: 10.1016/j.intermet.2004.12.016.
11. Berger J.E., Schulz R., Savoie S., Gallego J., Kiminami C.S., Bolfarini C., Botta W.J. Wear and corrosion properties of HVOF coatings from Superduplex alloy modified with addition of boron. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 309, pp. 911–919. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.10.062.
12. Guo Y., Koga G.Y., Jorge A.M., Savoie S., Schulz R., Kiminami C.S., Bolfarini C., Botta W.J. Microstructural investigation of Fe–Cr–Nb–B amorphous/nanocrystalline coating produced by HVOF. *Materials & Design*, 2016, vol. 111, pp. 608–615. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.027.
13. Wang Y., Xing Z.Z., Luo Q., Rahman A., Jiao J., Qu S.J., Zheng Y.G., Shena J. Corrosion and erosion–corrosion behaviour of activated combustion high-velocity air fuel sprayed Fe-based amorphous coatings in chloride-containing solutions. *Corrosion Science*, 2015, vol. 98, pp. 339–353. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.05.044.
14. Zhang C., Chan K.C., Wu Y., Liu L. Pitting initiation in Fe-based amorphous coatings. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, pp. 4152–4159. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.04.005.
15. Jayaraj J., Kim K.B., Ahn H.S., Fleury E. Corrosion mechanism of N-containing Fe–Cr–Mo–Y–C–B bulk amorphous alloys in highly concentrated HCl solution. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 449–451, pp. 517–520. DOI: 10.1016/j.msea.2006.02.418.
16. Yang Y., Zhang C., Peng Y., Yu Y., Liu L. Effects of crystallization on the corrosion resistance of Fe-based amorphous coatings. *Corrosion Science*, 2012, vol. 59, pp. 10–19. DOI: 10.1016/j.corsci.2012.02.003.
17. Koga G.Y., Jorge Junior A.M., Roche V., Nogueira R.P., Schulz R., Savoie S., Melle A.K., Loable C., Bolfarini C., Kiminami C., Botta W. Production and corrosion resistance of thermally sprayed Fe-based amorphous coatings from mechanically milled feedstock powders. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, vol. 49, pp. 4860–4870. DOI: 10.1007/s11661-018-4785-y.
18. Xie L., Wang Y.-M., Xiong X., Chen Z.-K., Wang Y.-L. Effects of oxygen fuel rate on microstructure and wear properties of detonation sprayed iron-based amorphous coatings. *Materials Transactions Received*, 2018, vol. 3, pp. 1867–1871. DOI: 10.2320/matertrans.M2018273.
19. Kuchumova I.D., Batraev I.S., Cherkasova N.Y., Rybin D.K., Ukhina A.V., Botta W.J., Koga G.Y., Jorge A.M. The influence of the $\text{O}_2/\text{C}_2\text{H}_2$ ratio on the structure and properties of $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ detonation coatings. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 25, pp. 384–386. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.098.
20. Zhou Z., Wang L., Wang F., Liu Y. Formation and corrosion behavior of Fe-based amorphous metallic coatings prepared by detonation gun spraying. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, vol. 19, pp. 634–638. DOI: 10.1016/S1003-6326(10)60123-9.
21. Wu H., Lan X., Liu Y., Li F., Zhang W., Chen Z., Zai X., Zeng H. Fabrication, tribological and corrosion behaviors of detonation gun sprayed Fe-based metallic glass coating. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, vol. 26, pp. 1629–1637. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64271-1.

22. ASTM B117–19. *Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus*. West Conshohocken, PA, ASTM International, 2019. DOI: 10.1520/B0117-19.
23. Sergienko V.I., Denisenko Yu.P., Dobrzhansky V.G., Ognev Yu.F., Berdiev O.Sh., Dushina N.E. Laboratornye ispytaniya korrozionnoi stoikosti legkikh splavov metodom solenogo tumana putem modelirovaniya subtropicheskogo klimata [The bench tests of light alloys for corrosion resistance by a salt fog procedure while modelling a subtropical climate]. *Vestnik Inzhenernoi shkoly Dal'nevostochnogo federal'nogo universiteta = FEPU: School of Engineering Bulletin*, 2015, no. 3, pp. 85–91.
24. Tretyakov V.I., Bogomolova L.K., Guzova T.S., Krupinina O.A. Metod otsenki korrozionnoi stoikosti alyuminiyevykh profilei dlya svetoprozrachnykh ograzhdayushchikh konstruktov pod deistviem solyanogo tumana [The method of an estimation of corrosion firmness of a paint and varnish covering of aluminium profiles for translucent envelopes protecting designs under the influence of a hydrochloric fog]. *Vestnik MGSU = Mechanics and Mechanical Engineering*, 2011, no. 3, pp. 116–122.
25. Kuchumova I.D., Batraev I.S., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Gerasimov K.B., Ukhina A.V., Bulina N.V., Bataev I.A., Koga G.Y., Guo Y., Botta W.J., Kato H., Wada T., Bokhonov B.B., Dudina D.V., Jorge A.M. Formation of metallic glass coatings by detonation spraying of a $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ powder. *Metals*, 2019, vol. 9. DOI: 10.3390/met9080846. Available at: <https://www.mdpi.com/2075-4701/9/8/846>.
26. Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Zlobin S.V., Smurov I.Yu. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, vol. 20, pp. 791–801. DOI: 10.3390/met9121244.
27. Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S., Shtertser A.A., Dudina D.V., Bulina N.V., Smurov I.Yu. Detonation spraying behaviour of refractory metals: case studies for Mo and Ta-based powders. *Advanced Powder Technology*, 2018, vol. 29, pp. 1859–1864. DOI: 10.1016/j.appt.2018.04.023.
28. Inoue A. *Bulk Amorphous alloys: preparation and fundamental characteristics*. Uetikon-Zurich, Trans Tech Publications, 1998.
29. Inoue A. Stabilization of supercooled liquid and opening-up of bulk glassy alloys. *Proceedings of the Japan Academy. Series B*, 1997, vol. 73, pp. 19–24. DOI: 10.2183/pjab.73.19.
30. Inoue A. Recent progress of Zr-based bulk amorphous alloys. *Science Reports of the Research Institutes. Tohoku Daigaku Kenkyūjo hōkoku, Series A*, 1996, vol. 42, pp. 1–12.
31. Heller D.K., Fahrenholtz W.G., O'Keefe M.J. The effect of post-treatment time and temperature on cerium-based conversion coatings on Al 2024-T3. *Corrosion Science*, 2010, vol. 52, iss. 2, pp. 360–368. DOI: 10.1016/j.corsci.2009.09.023.
32. Zeng Z., Sakoda N., Tajiri T., Kuroda S. Structure and corrosion behavior of 316L stainless steel coatings formed by HVOF spraying with and without sealing. *Surface and Coatings Technology*, 2008, vol. 203, iss. 3–4, pp. 284–290. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2008.09.011.
33. Zhang J., Wang Z., Lin P., Lu W., Zhou Z., Jiang S. Effect of sealing treatment on corrosion resistance of plasma-sprayed $\text{NiCrAl/Cr}_2\text{O}_3$ -8 wt.% TiO_2 coating. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, vol. 20, iss. 3, pp. 508–513. DOI: 10.1007/s11666-010-9528-6.

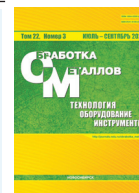
Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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


Определение взаимосвязи фактора разнотерности и скорости коррозии конструкционной стали

Роман Соколов ^{a, *}, Виталий Новиков ^b, Камилль Муратов ^c, Анатолий Венедиктов ^d

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>, falcon.rs@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>, vitaly.nowikov2017@yandex.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>, muratows@mail.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>, annattoliy@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.195

История статьи:

Поступила: 28 мая 2020

Рецензирование: 18 июня 2020

Принята к печати: 15 августа 2020

Доступно онлайн: 15 сентября 2020

Ключевые слова:

РЭМ

Температура отпуски

Фактор разнотерности

Гравиметрический метод

Границы зерен

Размер зерна

Скорость коррозии

АННОТАЦИЯ

Введение. Оборудование, эксплуатирующееся на опасных производственных объектах, в большинстве случаев изготавливается из конструкционных сталей, которые подвержены сильному коррозионному разрушению при контакте с агрессивными средами. В агрессивных средах процесс коррозионного разрушения материала имеет сложную природу. Сложность процессов коррозии до сих пор оставляет вопрос: какие факторы в большей степени оказывают влияние на данные процессы. В литературных источниках в качестве основного коррозионно-определяющего фактора указывают размеры зеренной структуры. Однако кроме размеров зерен на коррозию влияет и соответствующий им фактор разнотерности, который характеризует дисперсность системы в целом. Поэтому дифференциация факторов, влияющих на протекание коррозионных процессов, остается актуальной проблемой. **Цель работы:** проанализировать возможность применения фактора разнотерности в качестве диагностического параметра для определения скорости коррозионного разрушения конструкционной стали. **В работе исследованы** термообработанные образцы стали 15ХСНД, 09Г2С и Ст3, изготовленные из листового проката. **Методы исследования.** Для исследования сталей 15ХСНД, 09Г2С и Ст3 в работе применялись: растровый электронный и оптический микроскоп – для изучения зеренной структуры и межзеренных границ; программный пакет SIAMS 700 – для нахождения границ и среднестатистических данных зеренной структуры; портативный рентгенофлуоресцентный химический анализатор – для определения химического состава исследуемых образцов; лабораторные весы с погрешностью измерения 0,001 г – для измерения массы образцов. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что для скорости коррозии конструкционных сталей и фактора разнотерности наблюдается единая удовлетворительная линейная корреляционная зависимость, которая может быть использована для предсказания коррозионно-опасных состояний конструкций. Замечено, что выпадение некоторых значений из общей регрессионной кривой может быть связано с процессами уменьшения искажений в кристаллические решетки стали при определенной термической обработке. Выраженность этих процессов для рассматриваемых сталей может быть различной из-за наличия в их составе необходимого количества легирующих элементов.

Для цитирования: Определение взаимосвязи фактора разнотерности и скорости коррозии конструкционной стали / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 106–125. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.

Введение

Одним из основных факторов, определяющих работоспособность опасных производственных объектов, является наличие критических дефектов. При работе с агрессивными средами одной из главных причин появления

дефектов является процесс коррозионного разрушения материала [1].

Например, в практике эксплуатации стальных вертикальных резервуаров (РВС) нередки случаи, когда через некоторое время (менее расчетного периода эксплуатации) резервуар оказывается полупустым, а вокруг места его установки наблюдается разлив нефтепродукта [2]. Причиной подобной ситуации является сквозная коррозия, возникающая в одном или нескольких стальных листах. В результате разлива нефтепродукта создается неблагоприятная экологиче-

*Адрес для переписки

Соколов Роман Александрович, аспирант, ассистент
Тюменский индустриальный университет

ул. Володарского, 38,

625000, г. Тюмень, Россия

Тел.: +7-919-925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

ская ситуация, требующая больших финансовых вложений для устранения, ремонта, компенсации экологического ущерба и потери нефтепродукта [3].

Уменьшить количество подобных ситуаций, возникающих на опасных производствах, возможно в том числе и за счет контроля металла [4].

Процесс коррозии сложен и многосоставен [1, 5]. Так, простое с виду коррозионное разрушение может включать в себя различные механизмы протекания данного процесса [5].

Существует большое разнообразие методов, позволяющих определять вид коррозии [6–11], степень ее опасности, скорость протекания данного процесса, влияние внешних и внутренних факторов [12, 13]. В современной методологии исследования коррозии известны как разрушающие, так и неразрушающие методы, позволяющие определить ее основные параметры и характеристики. Однако несмотря на наличие данных методов все еще остается открытым вопрос: какие факторы в большей степени оказывают влияние на процесс коррозии.

Основными методами контроля коррозионных свойств стали являются: гравиметрический, металлографический, методы определения электрохимического потенциала и др. [4, 5]. Недостатком названных методов является то, что они требуют много времени, а некоторые из них (метод определения химического потенциала), хотя и имеют более высокую скорость снятия интересующих параметров, однако определяют скорость коррозии с большой погрешностью. Существуют также методы контроля, основанные на мониторинге состояния датчиков – свидетелей коррозии [8, 10], и методы, основанные на регистрации ультразвуковых колебаний [7, 9]. Для увеличения скорости проведения испытаний нужны косвенные параметры, позволяющие быстро осуществлять неразрушающий контроль склонности металла к коррозии в конкретной коррозионной среде.

В литературе указывается [1, 5], что на процесс коррозионного разрушения металлов в электролитах влияют размеры зеренной структуры и дисперсность системы в целом. Однако кроме размеров зерен на коррозию влияет и соответствующий им фактор разнородности, который характеризует дисперсность системы в

целом. В соответствии с этим, на наш взгляд, исследование влияния фактора разнородности структуры (дисперсности системы) на протекание коррозионных процессов является актуальным.

В настоящей работе была поставлена цель: проанализировать возможность применения фактора разнородности в качестве диагностического параметра для определения скорости коррозионного разрушения конструкционных сталей в морской воде.

Для этого необходимо решить ряд возникающих задач: проанализировать, каким образом происходит влияние термообработки на размеры зерен; определить величину фактора разнородности, а также попробовать найти корреляционную зависимость между ним и скоростью коррозии конструкционных сталей в морской воде; объяснить изменения, происходящие с фактором разнородности при термообработке.

Методика исследований

Исследования производились на образцах, изготовленных из широко распространенных конструкционных сталей 09Г2С, Ст3, 15ХНД, которые широко применяются при изготовлении различных металлоконструкций, труб и оборудования.

Образцы для проведения исследований были изготовлены из листового проката. Размеры образцов, участвующих в лабораторных исследованиях: $4,0 \times 70,0 \times 25,0$ мм.

Образцы были термообработаны для получения различной структуры и фазового состава, были выдержаны при температуре 930 ± 20 °С в течение 15 мин, а затем подвергнуты закалке с охлаждением в воде. Закаленные образцы были отпущены в течение одного часа с охлаждением на воздухе при температурах: 200, 350, 500, 650 °С.

Структура исследуемой стали была изучена при помощи растрового электронного микроскопа JEOL 6008А и оптического микроскопа Olympus GX53 при тысячекратном увеличении. Для выявления микроструктуры образцы были обработаны 3 %-м раствором азотной кислоты.

Определение химического состава исследуемых образцов производилось с помощью рентгенофлуорисцентного химического анализатора

производства OXFORD INSTRUMENTS X – MET 5100.

В табл. 1 приведен химический состав стали в процентном соотношении. Показатели содержания углерода, серы и фосфора в табл. 1 приведены согласно информации, указанной в сертификатах качества на стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД, из которых изготавливались образцы.

В исследованиях [4, 14–15] приведены отличающиеся друг от друга данные относительно влияния размера зерна на скорость коррозии. По всей видимости, подобные противоречивые результаты связаны прежде всего с тем, что исследования, представленные в работах, проводились на модельных образцах сплавов, имеющих однородную структуру.

Однако авторами в работе [12] рассмотрено влияние неоднородности структуры в стали 20, возникающее в процессе ее эксплуатации, на скорость коррозии. Возникновение неоднородности связано с различными факторами [14]:

- неравновесные условия кристаллизации металла;
- наличие легирующих и примесных элементов;

• деформация кристаллической решетки вследствие механических, термических и других факторов.

Авторы А.В. Помазова, Т.В. Панова, Г.И. Геринг предположили, что не размер зерна, а одновременное наличие в структуре мелких и крупных зерен (разнозернистость, дисперсность системы) должно приводить к значительному снижению коррозионной стойкости стали.

Основным методом для оценки зерна является метод, описанный в ГОСТ 5639–82 [16]. Он имеет свои недостатки, среди них то, что оценка величины зерна сводится к определению средних значений площади сечения зерна и его диаметра. В статье [17] подробно рассмотрено ограничение методов, описанных в ГОСТ 5639–82 [16] при определении степени дисперсности системы.

Однако на сегодняшний день разработано большое количество методов оценки зеренной структуры металлов [17–19]. Все представленные методы имеют свои положительные и отрицательные стороны.

В настоящей работе для морфологического анализа структурных компонентов и определе-

Таблица 1

Table 1

Содержание химических элементов для термообработанных образцов стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД
The content of chemical elements in heat-treated samples of St3, 09G2S and 15KhSND steels

15XCHД 15KhSND												
Содержание хим. элемента, % The contents of the chemical. element, %												
Si	P	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo	W	C
0,71	0,06	0	0	0,84	0,79	97,33	0,34	0,2	0	0,01	0	0,16
Ст3 St3												
Содержание хим. элемента, % The contents of the chemical. element, %												
Si	P	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo	W	C
0,15	0,05	0	0	0,03	0,45	98,54	0,03	0,04	0	0,01	0	0,16
09Г2С 09G2S												
Содержание хим. элемента, % The contents of the chemical. element, %												
Si	P	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Nb	Mo	W	C
0,59	0,06	0	0	0,07	1,91	97,84	0,11	0,22	0	0,01	0	0,11

ния фактора разнотерности воспользуемся методикой расчета, которая описана в работе [18]. Для этого необходимо было проанализировать снимки микроструктуры исследуемых сталей с помощью металлографического анализатора фрагментов микроструктуры твердых тел «SIAMS 700» и произвести расчет фактора разнотерности по формуле

$$F_z = \frac{f_{\max} Z_{\max}}{\sum f_i Z_i}, \quad (1)$$

где f_i – доля зерна с определенным баллом, %; $f_{\max}$ – доля зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе, %; Z_i – балл зерна; $Z_{\max}$ – балл зерна, занимающего максимальную площадь на шлифе.

Изготовленные образцы подвергались травлению 3 %-м раствором азотной кислоты и были исследованы на оптическом и растровом электронном микроскопе, на которых были сделаны снимки микроструктуры. Полученные снимки микроструктуры были обработаны в программе «SIAMS 700».

Коррозия сталей проводилась в лабораторных условиях. В качестве агрессивной среды использовалась морская вода с содержанием соли 34 г на литр. Для приготовления коррозионной среды использовалась природная морская соль Верхнекамского месторождения с микроэлементами. Исследование проводилось в течение 31 дня.

Измерение массы образцов осуществлялось на лабораторных весах SHIMADZU UW620h с погрешностью измерения 0,001 г. Масса образца рассчитывалась как среднее значение по трем измерениям. Определение геометрических размеров образцов производилось при помощи штангенциркуля.

Образцы не находились в прямом контакте друг с другом. Исследование велось согласно ГОСТ 9.008–85.ЕСЗКС «Методы коррозионных испытаний. Общие требования» [20]. Критерием, по которому производилась оценка коррозионного разрушения, была относительная убыль массы с единицы поверхности. Затем осуществлялся пересчет данного параметра в скорость коррозии (необходимо относительную убыль массы поделить на время пребывания образцов в агрессивной среде). Скорость коррозии рассчитывалась по формуле

$$v = \frac{\Delta m}{St}, \quad (2)$$

где Δm – относительная убыль массы, г; S – площадь поверхности, контактируемой с агрессивной средой, m^2 ; t – время контакта образца с агрессивной средой в сутках.

Для определения погрешности результатов эксперимента, уменьшения возникающих погрешностей и исключения влияния термической и механической обработки поверхности на конечные результаты эксперимент в морской воде проводился три раза.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, 2 и 3 представлены полученные после обработки в программе «SIAMS 700» снимки микроструктуры с построенными границами зеренной структуры термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД.

Далее снимки микроструктуры с построенными границами зеренной структуры термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД, были подвергнуты детальному анализу в программе «SIAMS 700» с целью получения информации о геометрических размерах зерен. Полученные данные представлены в табл. 2.

Наблюдаемое уменьшение средней величины зерна для стали 09Г2С при увеличении температуры отпуска, по всей видимости, связано с тем, что с увеличением температуры отпуска наблюдается увеличение количества обнаруженных при анализе микрофотографий зерен. Стоит отметить, что в литературных источниках приводятся данные, по которым при увеличении температуры отпуска должен наблюдаться рост размеров зерен. Однако подобный рост возможен только при поглощении одними зернами площади других. Это приводит к появлению в структуре более высокой дисперсности по сравнению с другими состояниями. Кроме того, вследствие процессов диффузии углерода и других химических элементов может наблюдаться образование на границах и в теле крупных зерен более мелких фрагментов. Наличие данных факторов приводит к тому, что при неизменном объеме исследуемой области в шлифе, где наблюдается более сильный разброс в размерах зерна, сред-

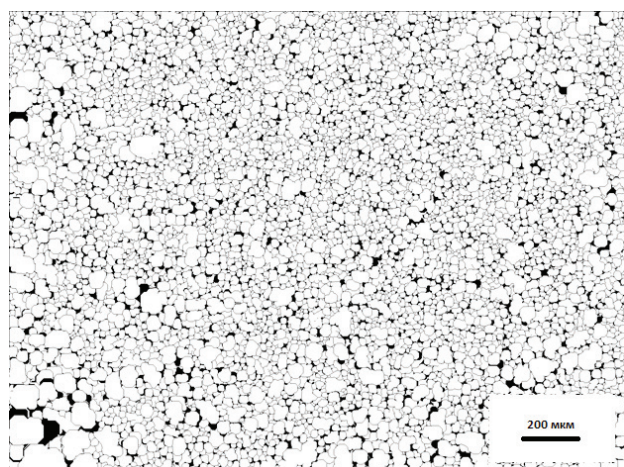
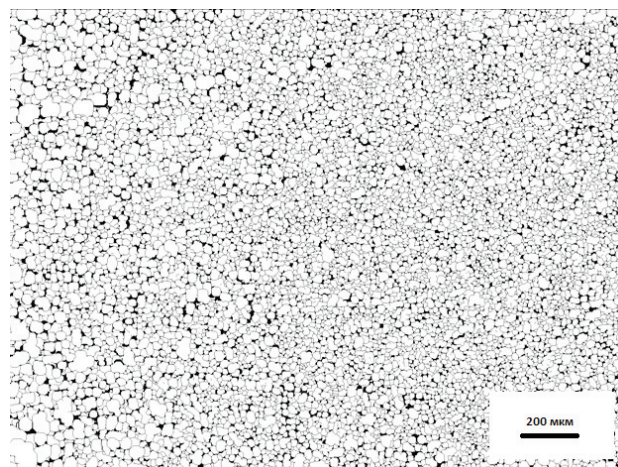

a

б

Рис. 1. Обработанная в программе SIAMS 700 микроструктура образцов стали 15XCHD при различной термообработке:

a – нагрев до 930 °C, закалка в воду; *б* – закалка + отпуск 650 °C

Fig. 1. The microstructures of 15KhSND steel samples under various heat treatments, processed in the SIAMS 700 program:

a – heating up to 930 °C with quenching in water; *б* – quenching + tempering at 650 °C

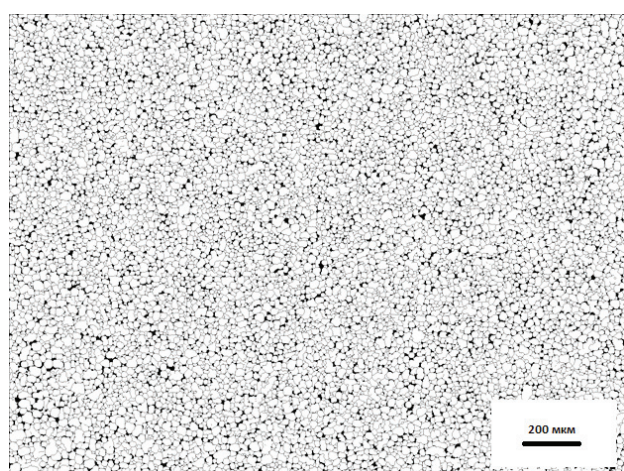
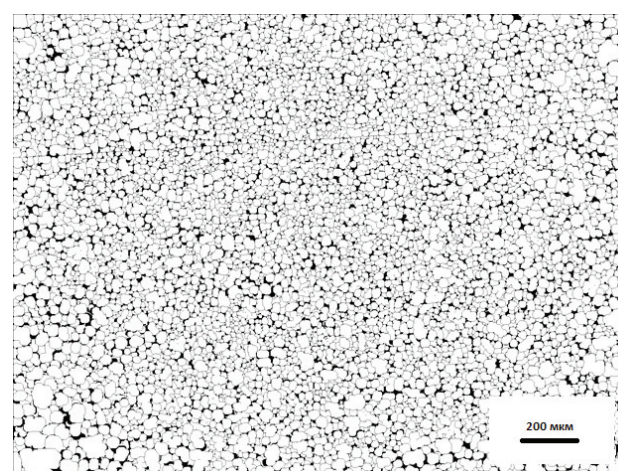

a

б

Рис. 2. Обработанная в программе SIAMS 700 микроструктура образцов стали Ст3 при различной термообработке:

a – нагрев до 930 °C, закалка в воду; *б* – закалка + отпуск 650 °C

Fig. 2. The microstructures of St3 steel samples under various heat treatments, processed in the SIAMS 700 program:

a – heating up to 930 °C with quenching in water; *б* – quenching + tempering at 650 °C

нее значение размеров зерна будет уменьшаться по сравнению с микрошлифом, на поверхности которого количество зерен и разброс в их величине имеет меньшее значение.

Так как фактор разнотерности рассчитывается исходя из процентного отношения разнотерных зерен, то возникает необходимость

в определении процентного содержания зерна определенного балла в микрошлифе образца с определенной термической обработкой. Однако при таком разграничении встает вопрос о выполнении классификации зерна по баллам, которое возможно произвести исходя из различных геометрических параметров (размера и площади).

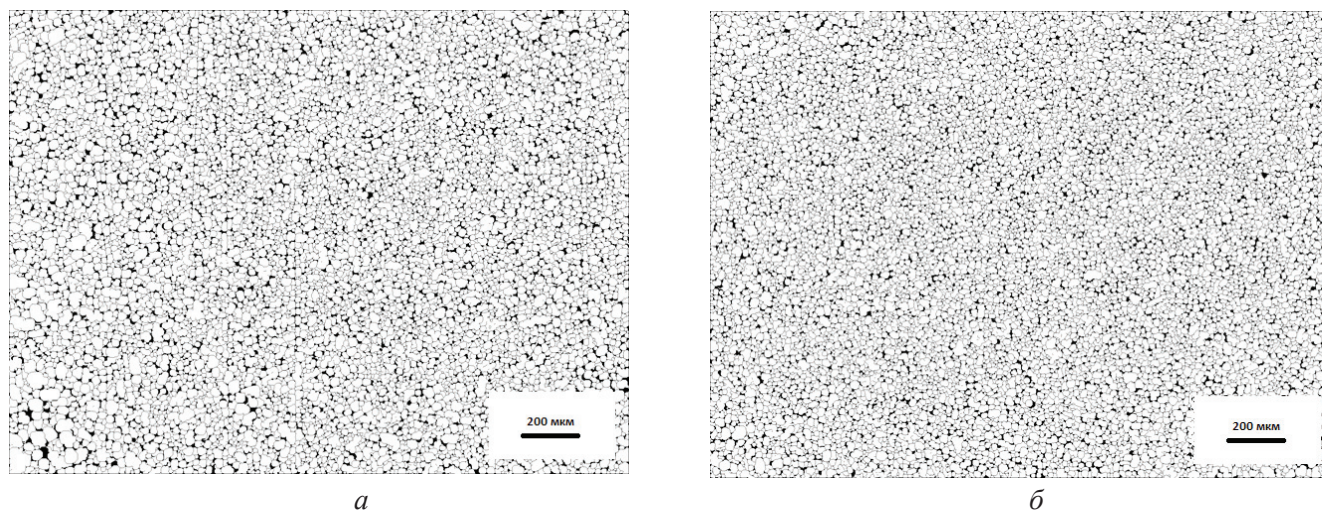


Рис. 3. Обработанная в программе SIAMS 700 микроструктура образцов стали 09Г2С при различной термообработке:

a – нагрев до 930 °С, закалка в воду; *б* – закалка + отпуск 650 °С

Fig. 3. The microstructures of 09G2S steel samples under various heat treatments, processed in the SIAMS 700 program:

a – heating up to 930 °C with quenching in water; *б* – quenching + tempering at 650 °C

Таблица 2

Table 2

Данные по параметрам зерен микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД, полученные в программе «SIAMS 700»

Data on the grain parameters of microsections of heat-treated samples made of St3, 09G2S and 15KhSND steels obtained in the program “SIAMS 700”

09Г2С 09G2S					
Температура обработки, °С Processing temperature, °С	0	200	350	500	650
Число зерен Number of grain	5349	6131	3082	4891	6095
Средняя величина зерна, мкм The average value of grain, μm	13.61	12.28	18.23	14.16	12.13
Среднее значение площади зерна, мкм ² The average value of the square of grain, μm ²	92.44	71.66	157.34	103.05	75.04
15ХСНД 15KhSND					
Температура обработки, °С Processing temperature, °С	0	200	350	500	650
Число зерен Number of grain	3719	5681	5552	5075	5040
Средняя величина зерна, мкм The average value of grain, μm	15.03	12.66	12.18	12.83	13.15
Среднее значение площади зерна, мкм ² The average value of the square of grain, μm ²	107.95	84.14	74.37	82.56	91.53

Ст3 St3					
Температура обработки, °C Processing temperature, °C	0	200	350	500	650
Число зерен Number of grain	5584	5762	5569	5663	4540
Средняя величина зерна, мкм The average value of grain, μm	12.14	11.24	13.12	13.03	15.22
Среднее значение площади зерна, μm^2 The average value of the square of grain, μm^2	75.77	64.72	83.43	88.26	104.75

Для понимания процентного содержания зерен на определенном балла в микрошлифе построим гистограммы распределения зерен по размерам и по площади и сравним полученные результаты между собой. Определение балла зерна осуществлялось согласно табл. 1, представленной в ГОСТ 5639-82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна» [16]. Так, на рис. 4–9 представлены гистограммы процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД.

Сравнивая полученные гистограммы между собой, заметим, что гистограммы, полученные по размеру и по площади для одной стали, отличаются друг от друга по виду распределения. Так, для гистограммы, полученной по размеру зерна, наибольший процент зерен приходится на зерна с 11-м баллом, а для гистограммы, полученной по площади зерна, – с 12-м. Однако стоит отметить, что гистограммы, полученные по размеру и по площади для исследуемых сталей, похожи между собой по виду распределения.

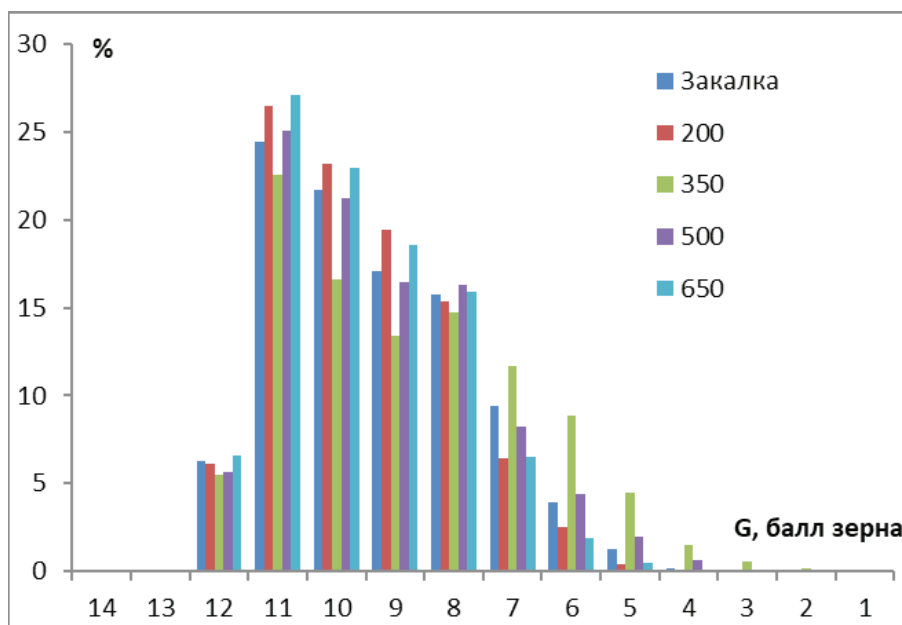


Рис. 4. Гистограмма процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали 09Г2С, по размеру зерна

Fig. 4. Histogram of the percentage distribution of grains by the rating number for microsections of heat-treated samples made of 09G2S steel (calculated by grain size)

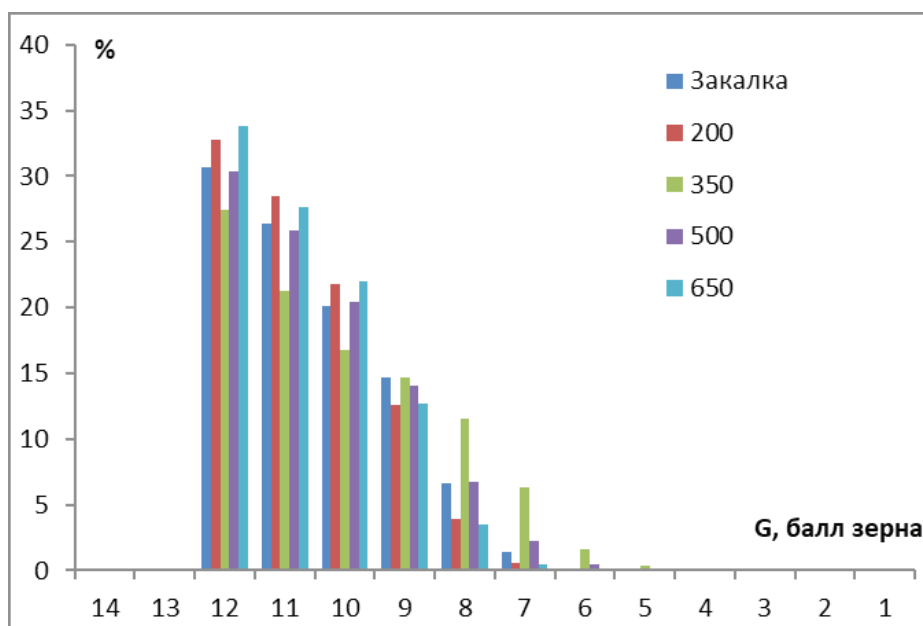


Рис. 5. Гистограмма процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали 09Г2С, по площади зерна

Fig. 5. Histogram of the percentage distribution of grains by the rating number for microsections of heat-treated samples made of 09G2S steel (calculated by grain area)

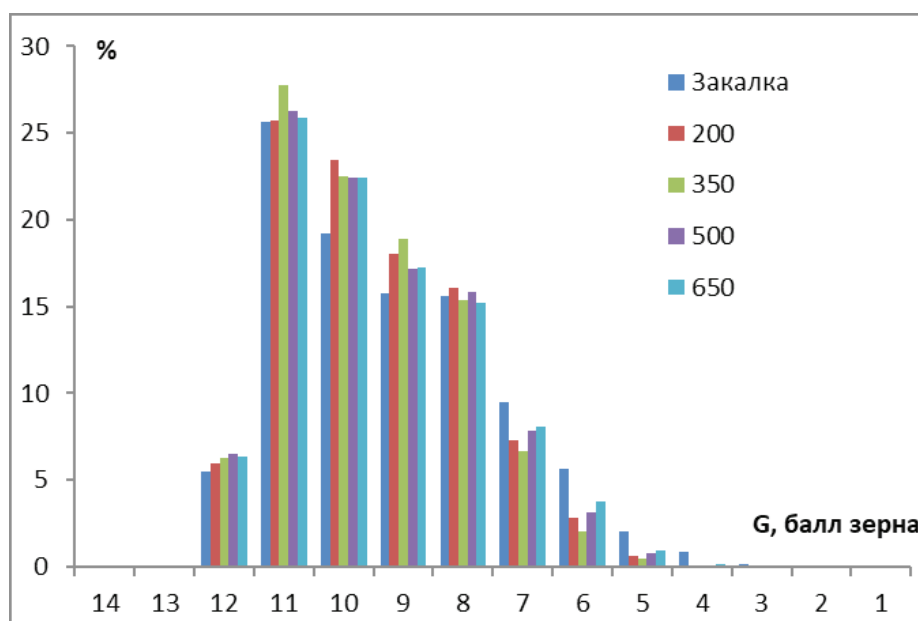


Рис. 6. Гистограмма процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали 15XCHD, по размеру зерна

Fig. 6. Histogram of the percentage distribution of grains by the rating number for microsections of heat-treated samples made of 15KhSND steel (calculated by grain size)

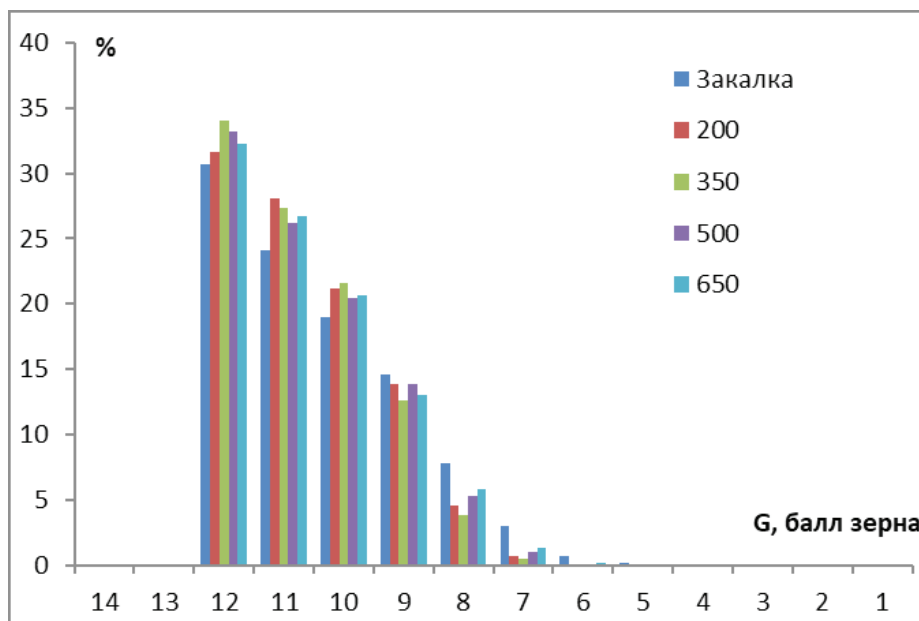


Рис. 7. Гистограмма процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали 15XCHD, по площади зерна

Fig. 7. Histogram of the percentage distribution of grains by the rating number for microsections of heat-treated samples made of 15KhSND steel (calculated by grain area)

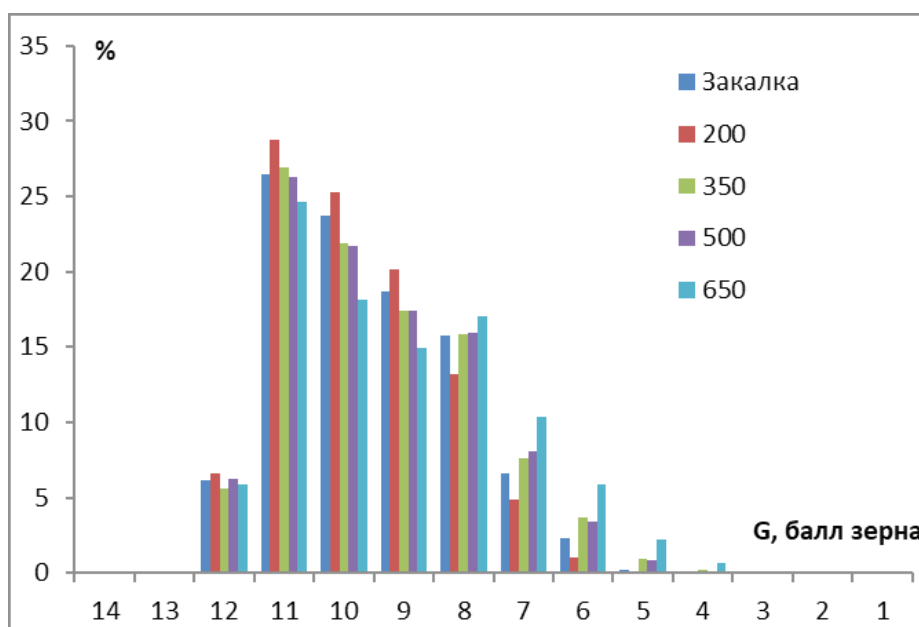


Рис. 8. Гистограмма процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, по размеру зерна

Fig. 8. Histogram of the percentage distribution of grains by the rating number for microsections of heat-treated samples made of St3 steel (calculated by grain size)

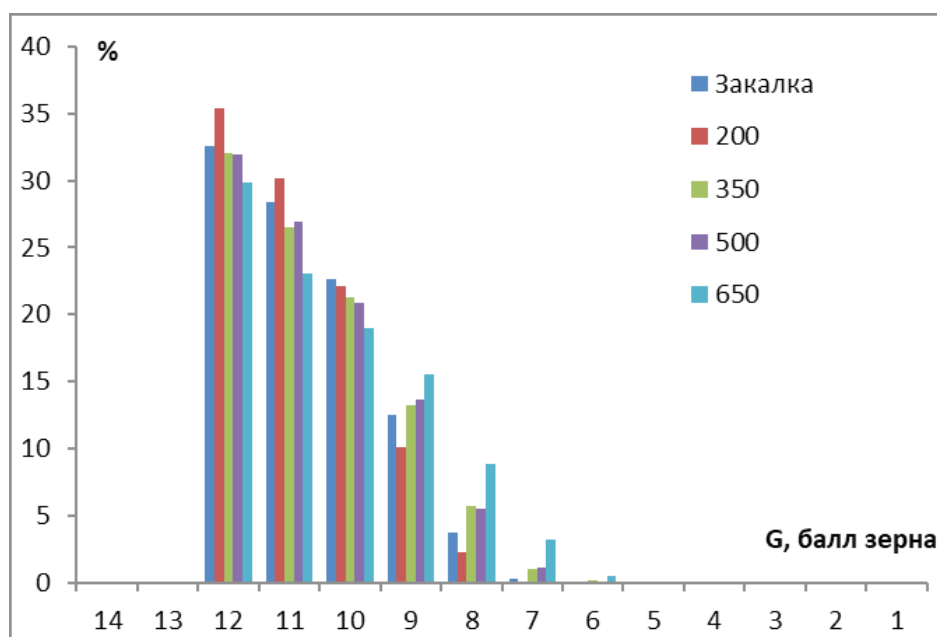


Рис. 9. Гистограмма процентного распределения зерен по баллам для микрошлифов термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, по площади зерна

Fig. 9. Histogram of the percentage distribution of grains by the rating number for microsections of heat-treated samples made of St3 steel (calculated by grain area)

Рассчитанные значения фактора разноразности для исследуемых образцов приведены в табл. 3.

Значения величины фактора разноразности для одних и тех же образцов, полученных по двум разным распределениям, отличаются друг от друга. Сравнивая величину фактора разноразности, полученную при классификации зерна по размеру (рис. 10), с величиной, полученной при классификации зерна по площади (рис. 11), можно заметить, что хотя факторы разноразности для одной и той же стали отличаются друг от друга по величине, они имеют схожий характер изменения, что наталкивает на мысль об использовании в конечном варианте оценки коррозии фактора разноразности, рассчитанного как среднее значение между фактором разноразности, полученным при распределении зерен по размеру, и фактором разноразности, полученным при распределении зерен по площади (рис. 12).

На рис. 13–15 представлены при лабораторном исследовании результаты скорости коррозии образцов, изготовленных из стали 09Г2С, Ст3, 15ХСНД, в морской воде.

Из рис. 13–15 видно, что наиболее отличающиеся значения скорости коррозии относительно всех экспериментов наблюдаются у первого эксперимента. Отличие в величинах скорости коррозии для него можно объяснить тем, что значения скорости коррозии в нем получены на образцах после механической шлифовки поверхности образцов, которая приводит к деформации поверхностного слоя и изменениям величин внутренних напряжений на глубину порядка 70 мкм, о чем можно прочесть в работе [21]. Изменения в величине внутренних напряжений существенно сказываются на протекании коррозионного процесса. Величины во втором и третьем эксперименте получены на образцах после электрохимической полировки, после которой не возникают искажения кристаллической решетки металла в результате механических воздействий и, как следствие, не происходит изменение величины внутренних напряжений.

Сравнивая между собой полученные зависимости, можно заметить, что для стали 09Г2С и Ст3 наблюдается увеличение скорости коррозии на 350 °С, у стали 15ХСНД на этой температуре наблюдается уменьшение скорости коррозии,

Таблица 3

Table 3

Изменение фактора разноразмерности для термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД

Changing the factor of heterogeneity for heat-treated samples made of St3, 09G2S, 15KhSND steels

Температура обработки, °С Processing temperature, °C		0	200	350	500	650
Сталь Steel						
09Г2С 09G2S	Fz (по размеру частиц) Fz (by particle size)	0,337	0,356	0,255	0,326	0,352
	Fz (по площади частиц) Fz (by particle area)	0,380	0,412	0,301	0,371	0,395
	Fz (ср. значение) Fz (average value)	0,359	0,384	0,278	0,348	0,373
15ХСНД 15KhSND	Fz (по размеру частиц) Fz (by particle size)	0,289	0,364	0,341	0,346	0,347
	Fz (по площади частиц) Fz (by particle area)	0,341	0,408	0,389	0,371	0,384
	Fz (ср. значение) Fz (average value)	0,315	0,386	0,365	0,358	0,365
Ст3 St3	Fz (по размеру частиц) Fz (by particle size)	0,367	0,392	0,332	0,331	0,273
	Fz (по площади частиц) Fz (by particle area)	0,412	0,439	0,378	0,386	0,324
	Fz (ср. значение) Fz (average value)	0,389	0,415	0,355	0,359	0,299

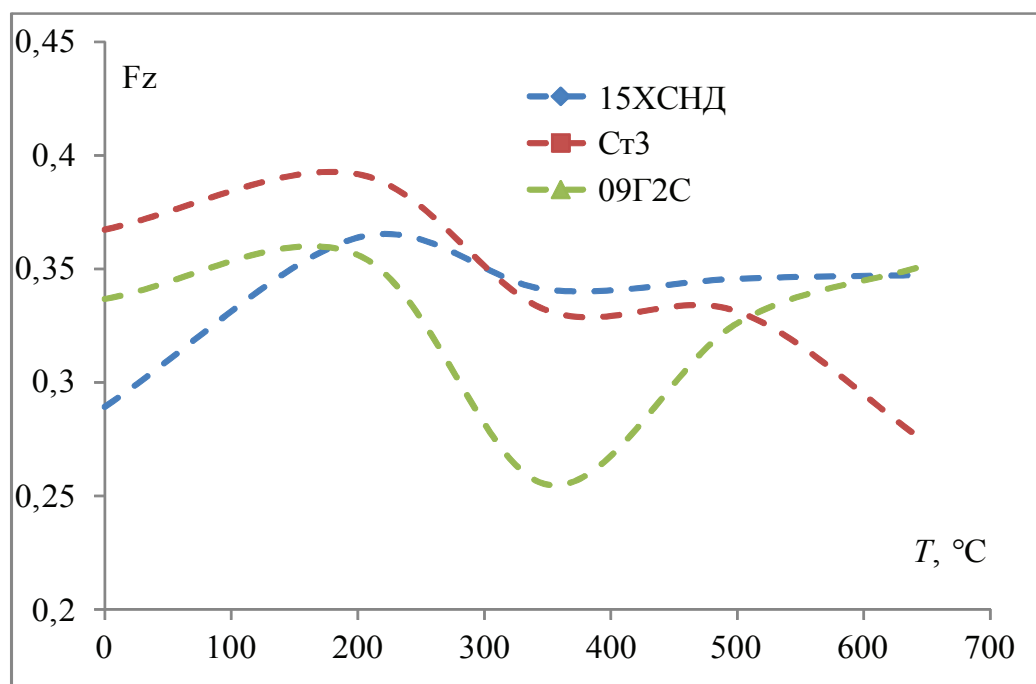


Рис. 10. Изменение фактора разноразмерности Fz для термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД, рассчитанного по размеру зерна

Fig. 10. Change in the grain size variation factor Fz for heat-treated samples made of St3, 09G2S and 15KhSND steels, calculated by grain size

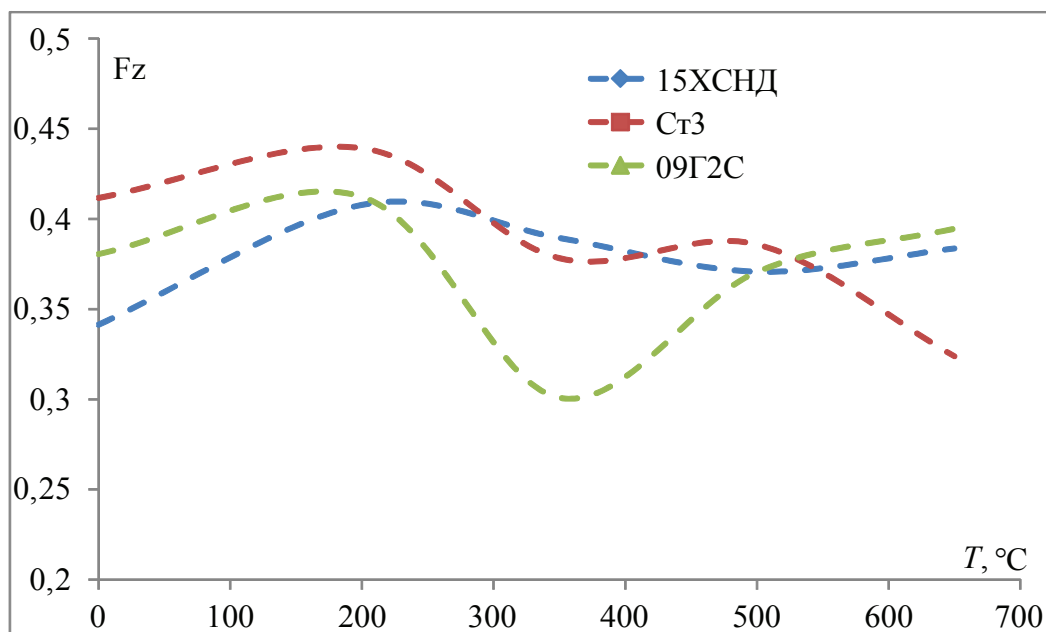


Рис. 11. Изменение фактора разнотерности F_z для термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД, рассчитанного по площади зерна

Fig. 11. Change in the grain size variation factor F_z for heat-treated samples made of St3, 09G2S and 15KhSND steels, calculated by grain area

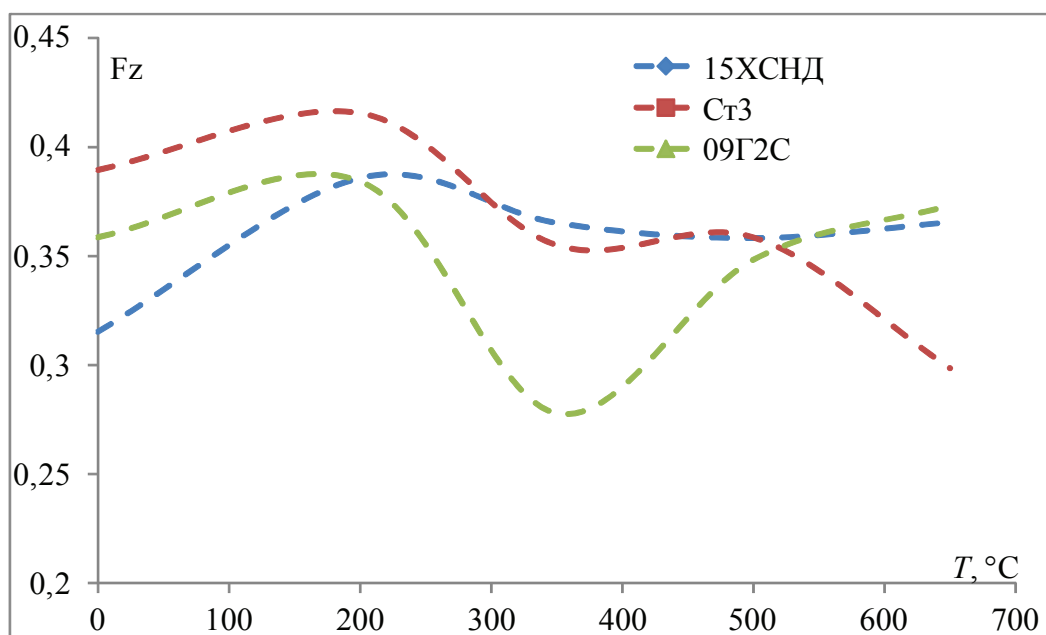


Рис. 12. Изменение среднего значения фактора разнотерности F_z для термообработанных образцов, изготовленных из стали Ст3, 09Г2С, 15ХСНД

Fig. 12. Change in the average value of the grain size variation factor F_z for heat-treated samples made of St3, 09G2S and 15KhSND steels

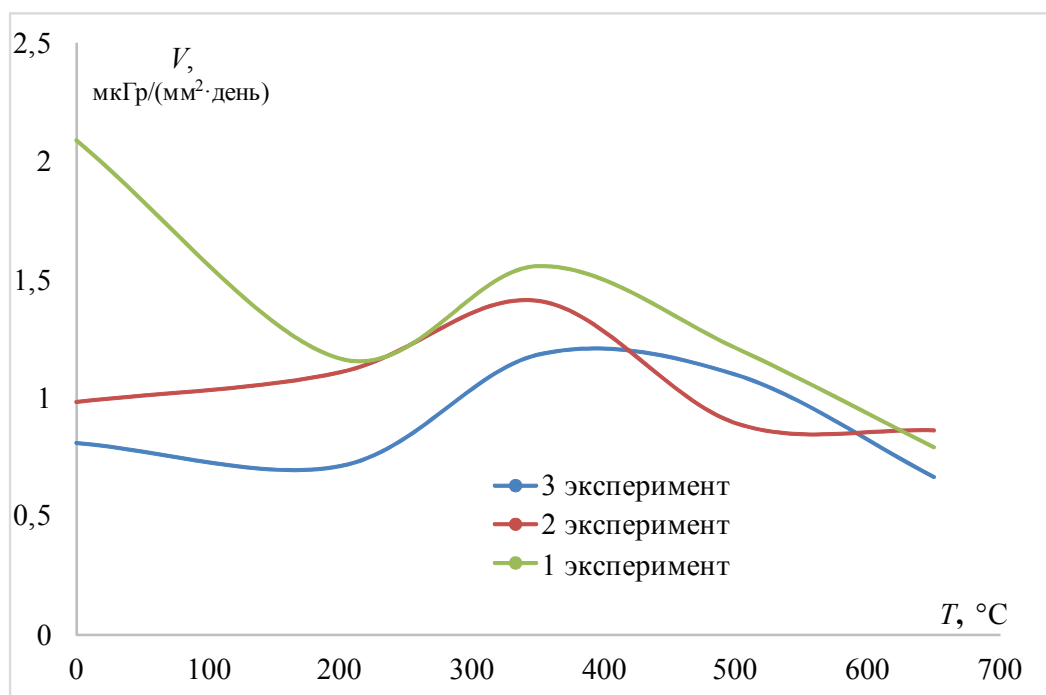


Рис. 13. Зависимость скорости коррозии в морской воде от температуры отпуска для образцов из стали 09Г2С

Fig. 13. Dependence of the corrosion rate in seawater on the tempering temperature for samples made of 09G2S steel

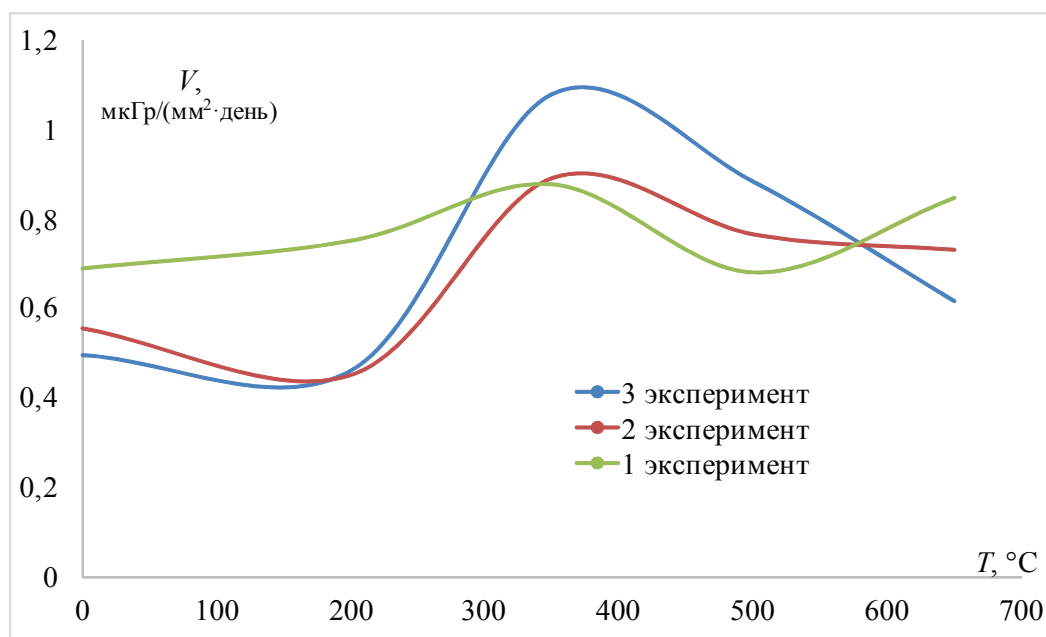


Рис. 14. Зависимость скорости коррозии в морской воде от температуры отпуска для образцов из стали Ст3

Fig. 14. Dependence of the corrosion rate in seawater on the tempering temperature for samples made of St3 steel

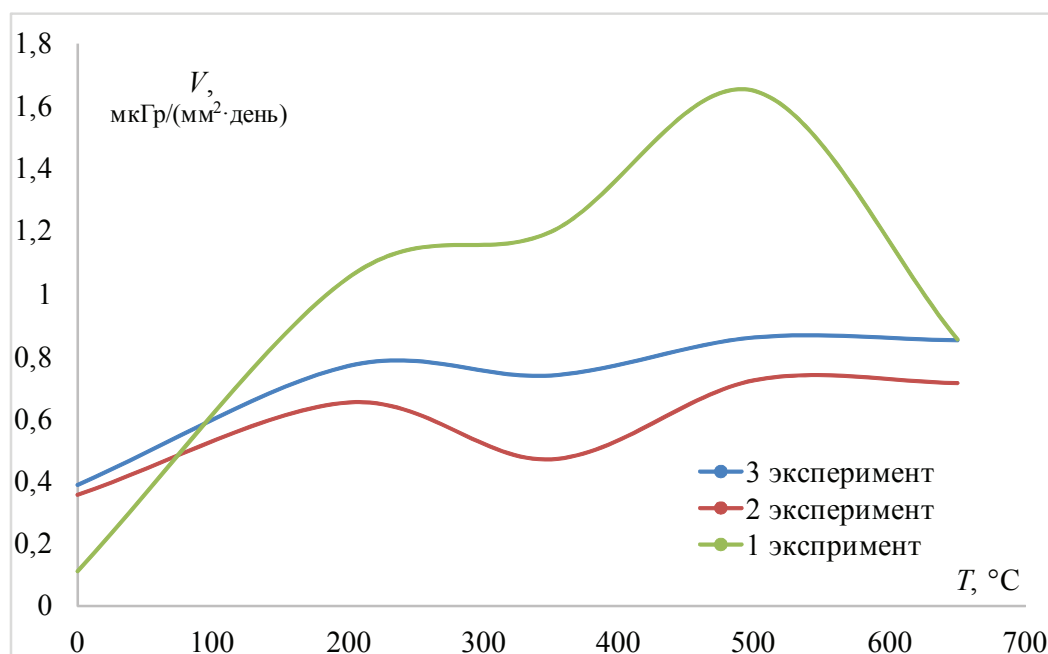


Рис. 15. Зависимость скорости коррозии в морской воде от температуры отпуска для образцов из стали 15XhND

Fig. 15. Dependence of the corrosion rate in seawater on the tempering temperature for samples made of 15KhSND steel

что, возможно, связано с процессами коагуляции и сфероидизации частиц цементита, которые существенным образом сказываются на коррозии [22–25]. Изменение микроструктуры стали 15XhND показано на рис. 16.

Сопоставив результаты, полученные после эксперимента в агрессивной коррозионной среде, с результатами расчета фактора разнородности, были получены зависимости, представленные на рис. 17.

Как можно отметить, на рис. 17 показаны зависимости, которые могут быть описаны с помощью одной линейной регрессионной кривой, что, возможно, свидетельствует о том, что характер взаимодействия выбранных для исследования конструкционных сталей с агрессивной средой носит один и тот же характер. Данный факт указывает на то, что в механизме коррозии поверхности данных сталей протекают одни и те же процессы, зависящие от дисперсности системы (фактора разнородности). Выпадение точек из общей зависимости для исследуемых сталей происходит при различных температурах: 15XhND – образец с закалкой; Ст3 – образец с отпуском при 650 °C; 09Г2С – образец с отпуском при 350 °C.

Подобные выпадения точек из общей зависимости могут быть объяснены с позиции изменения структурно-фазового состава. Так, при закалке стали 15XhND формируется структура, в которой не наблюдается эффекта нарушения когерентности решеток для мартенсита и цементита [22, 26–29]. В таком состоянии обе фазы имеют низкую плотность дефектов строения кристаллической решетки [25, 27, 30–31], что отражается на скорости коррозии, делая ее достаточно низкой.

Для образца стали 09Г2С с отпуском при температуре 350 °C процесс может быть объяснен процессами разупрочнения стали, связанными с уменьшением внутренних напряжений и, как следствие, уменьшением дефектности кристаллической решетки из-за снижения плотности дислокаций и различных дефектов строения [27–29, 31–34]. Данный процесс вызван распадом мартенсита на феррит и цементит, а также процессом выделения углерода [22, 25]. Получившийся при таком распаде феррит обладает низкой твердостью, что и обуславливает разупрочнение. Данный эффект можно наблюдать на графике зависимости величины внутренних напряжений от температуры отпуска, представ-

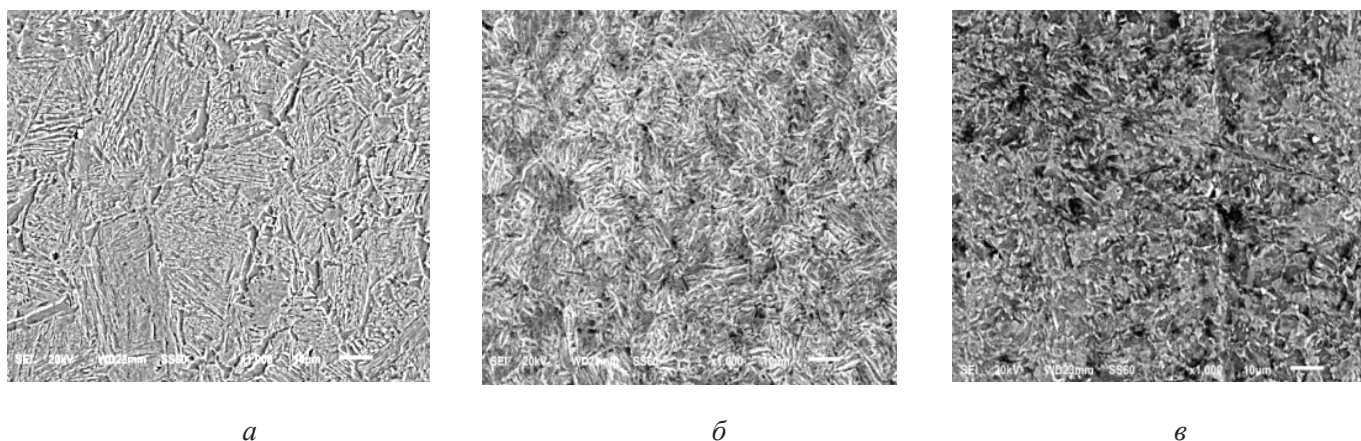


Рис. 16. Структура термообработанных образцов стали 15ХСНД при 1000 кратном увеличении в растровом электронном микроскопе:

a – закаленный образец; *б* – образце при отпуске 350 °С; *в* – образец при отпуске 650 °С

Fig. 16. The structure of the heat-treated samples of 15KhSND steel at 1000 times magnification scanning electron microscope:

a – heating up to 930 °С with quenching in water; *б* – quenching + tempering at 350 °С; *в* – quenching + tempering at 650 °С

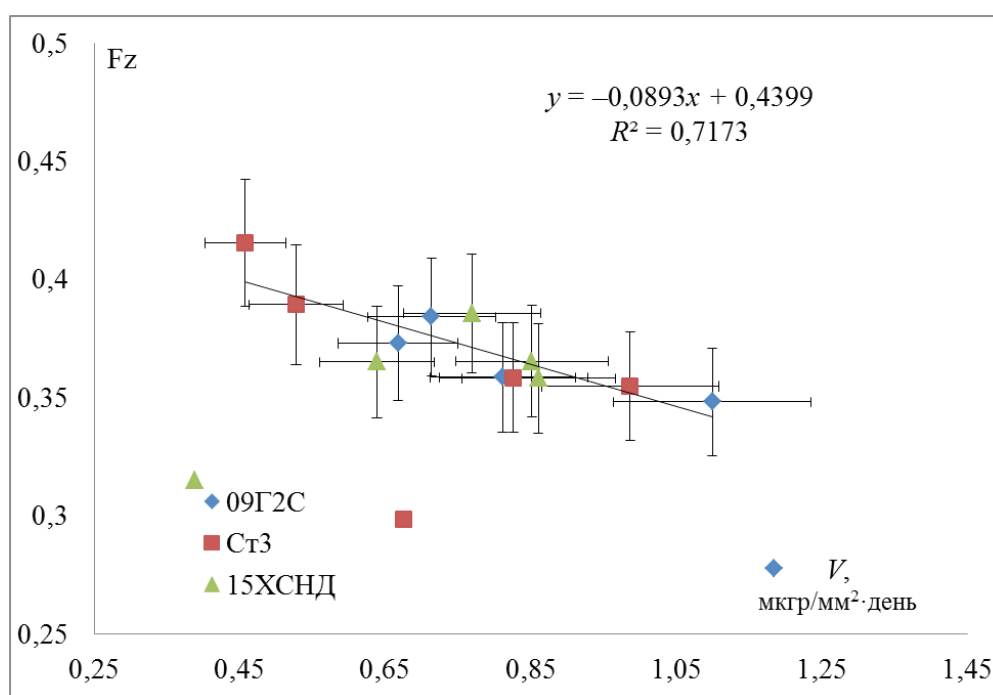


Рис. 17. Зависимость скорости коррозии в морской воде от фактора разнорзерности для образцов, изготовленных из конструкционной стали

Fig. 17. Dependence of the corrosion rate in seawater on the grain size variation factor for samples made of structural steel

ленном на рис. 18 [21]. Данный график зависимости получен при анализе рентгеновских дифрактограмм [34].

Для образца, изготовленного из стали Ст3, выпадение может быть объяснено тем, что при высоком отпуске происходит процесс коагуля-

ции частиц цементита. При этом средний размер зерна начинает увеличиваться. Структура приближается к равновесному состоянию [22–25], обуславливая уменьшение величины внутренних напряжений и числа зерен, увеличение их размеров и границ между ними. Процесс оста-

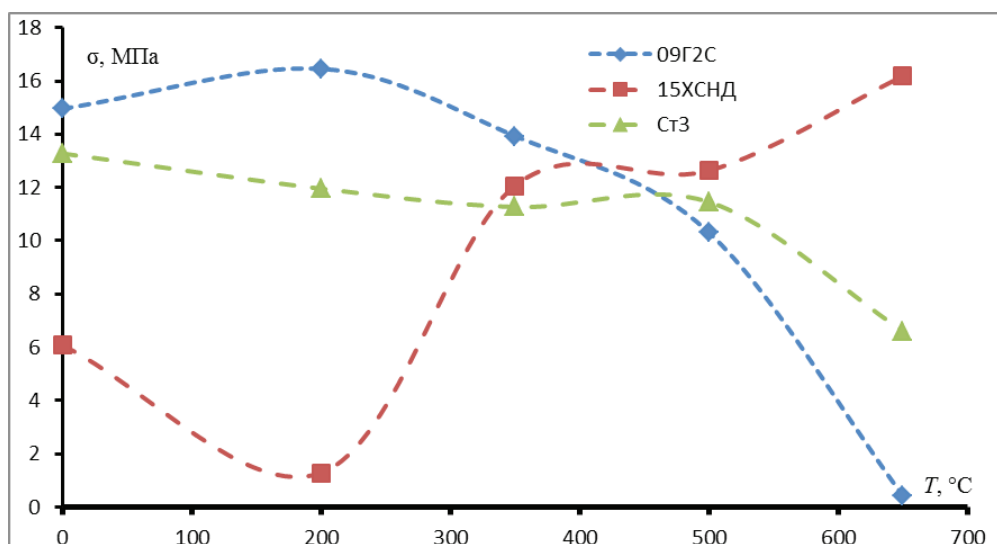


Рис. 18. Зависимость величины внутренних напряжений от температуры отпуска

Fig. 18. Dependence of the internal stress value on the tempering temperature

навливаются при достижении зерном «критического размера». Из-за уменьшения числа зерен, увеличения их размеров и увеличения границ между ними происходит уменьшение внутренних напряжений, что также сказывается на искаженности кристаллической структуры и приводит к уменьшению скорости коррозии стали.

Выводы

1. Согласно полученным данным установлено, что для скорости коррозии конструкционных сталей и фактора разнотерности наблюдается удовлетворительная корреляция.

2. Результаты работы показали, что выпадение точек из общей зависимости для исследуемых сталей происходит при различных температурах: 15ХСНД – образец с закалкой; Ст3 – образец с отпуском при 650 °C; 09Г2С – образец с отпуском при 350 °C. Наблюдаемые выпадения значений на корреляционной кривой могут быть связаны с процессами уменьшения искажений в кристаллической решетке стали при термической обработке. Выраженность этих процессов для рассматриваемых сталей может быть различной из-за наличия в их составе разного количества легирующих элементов.

3. Представленную работу в некотором смысле можно рассматривать как концепцию развития структурного определения коррозионной активности сталей и, следовательно, предсказания коррозионно-опасных состояний конструкций.

Список литературы

1. Малахов А.И., Жуков А.П. Основы материаловедения и теория коррозии. – М.: Высшая школа, 1989. – 516 с.
2. Коррозия резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов / Д. Нестеров, М. Сидорчук, В. Миллионщиков, Т. Беликова, Н. Ястребова // ТехНадзор. – 2015. – № 11 (108). – С. 540–541.
3. Nalli K. Corrosion and its mitigation in the oil and gas industry. An overview // PetroMin Pipeliner Report. – 2010. – January–March. – P. 10–16.
4. Коллаком Р.А. Диагностика повреждений. – М.: Мир, 1989. – 512 с.
5. Жук Н.П. Курс коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.
6. Intelligent coatings for corrosion control / ed. by A. Tiwari, L. Hihara, J. Rawlins. – Amsterdam: Butterworth-Heinemann, 2014. – 746 p. – ISBN 9780124114678.
7. Polyanchukov V.G. Modern corrosion monitoring of complex systems in acid media – the bridge into the 21st century // Werkstoffe und Korrosion. – 2001. – Vol. 52, N 2. – P. 117–123.
8. Application of the multichannel electrode method to monitoring of corrosion of steel in an artificial crevice / A. Naganuma, K. Fushimi, K. Azumi, H. Habazaki, H. Konno // Corrosion Science. – 2010. – Vol. 52, N 4. – P. 1179–1186. – DOI: 10.1016/j.corsci.2010.01.005.
9. Introduction to corrosion monitoring // Metal Samples: Corrosion Monitoring Systems. – Munford, AL, 2013. – URL: www.alspi.com/introduction.htm (accessed: 18.08.2020).
10. Steel bar corrosion monitoring by potentiostatic pulse method / L. Kong, G. Qiao, T. Zhang, G. Song // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 163–167. –

P. 2941–2944. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.163-167.2941.

11. Новиков В.Ф., Нерадовский Д.Ф., Соколов Р.А. Использование квазистатических петель магнитного гистерезиса для контроля структуры стали // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 2. – С. 38–49. – DOI: 10.15593/2224-9877/2016.2.03.

12. Помазова А.В., Панова Т.В., Геринг Г.И. Роль факторов формы зеренной структуры в электрохимической коррозии котельных труб, изготовленных из углеродистой стали 20 // Практика противокоррозионной защиты. – 2013. – № 3 (69). – С. 68–71.

13. A technique for predicting steel corrosion resistance / V.F. Novikov, R.A. Sokolov, D.F. Neradovskiy, K.R. Muratov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 289. – P. 1–6. – DOI: 10.1088/1757-899X/289/1/012013.

14. Li Y., Wang F.G., Liu G. Grain size effect on the electrochemical corrosion behavior of surface nanocrystallized low-carbon steel // Corrosion. – 2004. – Vol. 60, N 10. – P. 891–896. – DOI: 10.5006/1.3287822.

15. The effect of the structure-phase state of iron-cementite nanocomposites on local activation processes / A.V. Syugaev, S.F. Lomaeva, S.M. Reshetnikov, A.S. Shuravin, E.V. Sharafieva, D.V. Surnin // Protection of Metals. – 2008. – Vol. 44, N 4. – P. 395–399. – DOI: 10.1134/S0033173208040097.

16. ГОСТ 5639–82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна: введ. 1983–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 2003. – 45 с.

17. Лезинская Е.Я. Методы оценки структурной неоднородности металла труб оболочек ТВЭЛ и чехлов ТВС из коррозионно-стойких сталей и сплавов // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2003. – Вып. 3. – С. 108–112.

18. Лезинская Е.Я., Ключев Д.Ю., Николаенко Ю.Н. Новый метод оценки разнотерности структуры труб из нержавеющей сталей и сплавов // Теория и практика металлургии. – 2012. – № 1. – С. 68–73.

19. Гроховский В.И. Возможности цифровой микроскопии в металлографии // Цифровая микроскопия: материалы школы семинара. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001. – Ч. 1. – С. 18–20.

20. ГОСТ 9.008–85. ЕСЗКС. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. – М.: Изд-во стандартов, 2004. – 44 с.

21. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain

sizes using X-ray diffractometry method / R.A. Sokolov, V.F. Novikov, K.R. Muratov, A.N. Venediktov // Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 19, pt. 5. – P. 2584–2585. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

22. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.

23. Callister W.D. Materials science and engineering: an introduction. – 6th ed. – Hoboken, NJ: Wiley, 2020. – 848 p. – ISBN 978-0471135760.

24. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

25. Phase and structural transformations in low-carbon martensitic steels / L.M. Kleiner, D.M. Larin, L.V. Spivak, A.A. Shatsov // The Physics of Metals and Metallography. – 2009. – Vol. 108. – P. 153–160. – DOI: 10.1134/S0031918X09080080.

26. Влияние зернограницных сегрегаций на температуры мартенситного превращения в бикристаллах NiTi / Р.И. Бабицева, А.С. Семенов, С.В. Дмитриев, К. Жой // Письма о материалах. – 2019. – Т. 9, № 2. – С. 162–167. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

27. Wollenberger H.J. Point defects // Physical Metallurgy. / ed. by R.W. Cahn, P. Haasen. – Amsterdam: Elsevier, 1996. – Vol. 2. – P. 1621–1721. – DOI: 10.1016/B978-044489875-3/50023-5.

28. Rohrer G.S. Structure and bonding in crystalline materials. – Cambridge; New York: Cambridge University Press, 2004. – 552 p. – DOI: 10.1017/CBO9780511816116. – ISBN 9780511816116.

29. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 208 с.

30. Gao F., Heinisch H., Kurtz R.J. Diffusion of He interstitials in grain boundaries in α -Fe // Journal of Nuclear Materials. – 2006. – Vol. 351. – P. 133–140. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.2006.02.015.

31. Hart E.W. On the role of dislocations in bulk diffusion // Acta Metallurgica. – 1957. – Vol. 5, iss. 10. – P. 597. – DOI: 10.1016/0001-6160(57)90127-X.

32. Courtney T.H. Mechanical behavior of materials. – Singapore: McGraw Hill, 2000. – 752 p. – ISBN 978-1577664253.

33. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling / M. Li, M.A. Kirk, P.M. Baldo, D. Xu, B.D. Wirth // Philosophical Magazine. – 2012. – Vol. 92. – P. 2048–2078. – DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

34. Noyan I.C., Cohen J.B. Residual stress – measurement by diffraction and interpretation. – New York: Springer-Verlag, 1987. – 285 p. – ISBN 978-1-4613-9570-6.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2020 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Determination of the Relationship between the Factor of Grain Size Factor and the Corrosion Rate of Structural Steel

Roman Sokolov^{a, *}, Vitaly Novikov^b, Kamil Muratov^c, Anatolii Venediktov^d

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

^a  <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>,  falcon.rs@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1987-351X>,  vitaly.nowikov2017@yandex.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>,  muratows@mail.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-6899-4297>,  annattoliy@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 May 2020

Revised: 18 June 2020

Accepted: 15 August 2020

Available online: 15 September 2020

Keywords:

SEM

Tempering temperature

Grain size variation factor

Gravimetric method

Grain boundaries

Grain size

Corrosion rate

ABSTRACT

Introduction: Equipment using at hazardous production facilities is in most cases made of the structural steels, which are subject to severe corrosion damage in contact with aggressive environments. In aggressive environments, the process of corrosion destruction of the material has a multi-component nature. The multicomponent nature of corrosion processes still leaves the question as to what factors have a greater effect on the process of corrosion. In the literature, the size of the grain structure is indicated as the main corrosion-determining factor. However, in addition to the sizes of the grain, corrosion is also affected by the corresponding factor of grain size variation, characterizing the dispersion of the system as a whole. Therefore, differentiation of factors affecting the course of corrosion processes remains an urgent problem. **Purpose:** To analyze the possibility of using the grain size variation factor as a diagnostic parameter for determining the rate of the corrosive destruction of structural steel. **In article were studied** a heat-treated steel samples 15HSND, 09G2S and St3 made from rolled steel. **Methods of research:** For the study of steels 15KHSND, St3 and 09G2S was applied in the work: scanning electron and optical microscopes-to study the grain structure and intergranular boundaries; SIAMS 700 software package-to find the boundaries and average statistical data on the grain structure; a portable x-ray fluorescence chemical analyzer-to determine the chemical composition of the samples under study; laboratory balance with a measurement error of 0.001 g – to measure the mass of the samples. **Results and Discussion:** It is established that for the rate of corrosion of structural steels and the factor of heterogeneity, a single satisfactory linear correlation is observed, which can be used to predict the corrosion-hazardous States of structures. It is noted that the loss of some values from the General regression curve can be associated with the processes of reducing distortions in the crystal lattices of steel during a certain heat treatment. The severity of these processes for the considered steels may be different due to the presence of different amounts of alloying elements in their composition.

For citation: Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Determination of the relationship between the factor of grain size factor and the corrosion rate of structural steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 106–125. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125. (In Russian).

References

1. Malakhov A.I., Zhukov A.P. *Osnovy materialovedeniya i teoriya korrozii* [Fundamentals of materials science and corrosion theory]. Moscow, Vysshaya Shkola Publ., 1989. 516 p.
2. Nesterov D., Sidorchuk M., Millionshchikov V., Belikova T., Yastrebova N. Korroziya rezervuarov dlya khraneniya nefiti i nefteproduktov [Corrosion of tanks for oil and petroleum products]. *Tekhnadzor = Technical Supervision*, 2015, no. 11 (108), pp. 540–541.
3. Nalli K. Corrosion and its mitigation in the oil and gas industry. An overview. *PetroMin Pipeliner Report*, 2010, January–March, pp. 10–16.

* Corresponding author

Sokolov Roman A., Post-graduate Student, Assistant
 Tyumen Industrial University,
 38 Volodarskogo str.,
 625000, Tyumen, Russian Federation
 Tel.: +7-919-925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

4. Collacott R.A. *Structural integrity monitoring*. London, New York, Chapman and Hall, 1985 (Russ. ed.: Kollakot R.A. *Diagnostika povrezhdenii*. Moscow, Mir Publ., 1989. 512 p.).
5. Zhuk N.P. *Kurs korrozii i zashchity metallov* [The rate of corrosion and protection of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 472 p.
6. Tiwari A., Hihara L., Rawlins J., eds. *Intelligent coatings for corrosion control*. Amsterdam, Butterworth-Heinemann, 2014. 746 p. ISBN 9780124114678.
7. Polyanchukov V.G. Modern corrosion monitoring of complex systems in acid media – the bridge into the 21st century. *Werkstoffe und Korrosion*, 2001, vol. 52, no. 2, pp. 117–123.
8. Naganuma A., Fushimi K., Azumi K., Habazaki H., Konno H. Application of the multichannel electrode method to monitoring of corrosion of steel in an artificial crevice. *Corrosion Science*, 2010, vol. 52, no. 4, pp. 1179–1186. DOI: 10.1016/j.corsci.2010.01.005.
9. Introduction to corrosion monitoring. *Metal Samples: Corrosion Monitoring Systems*. Munford, AL, 2013. Available at: www.alspi.com/introduction.htm (accessed 18.08.2020).
10. Kong L., Qiao G., Zhang T., Song G. Steel bar corrosion monitoring by potentiostatic pulse method. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 163–167, pp. 2941–2944. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.163-167.2941.
11. Novikov V.F., Neradovskii D.F., Sokolov R.A. Ispol'zovanie kvazistaticheskikh petel' magnitnogo gistereza dlya kontrolya struktury stali [The using of quasi-static magnetic hysteresis loops to control steel structures]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2016, vol. 18, no. 2, pp. 38–49. DOI: 10/15593/2224-9877/2016.2.03.
12. Pomazova A.V., Panova T.V., Gering G.I. Rol' faktorov formy zerennoi struktury v elektrokhimicheskoi korrozii kotel'nykh trub, izgotovlennykh iz uglerodistoi stali 20 [Role of grain structure form factors in electrochemical corrosion of boiler tubes made of carbon steel 20]. *Praktika protivokorroziionnoi zashchity = Theory and Practice of Corrosion Protection*, 2013, no. 3 (69), pp. 68–71.
13. Novikov V.F., Sokolov R.A., Neradovskiy D.F., Muratov K.R. A technique for predicting steel corrosion resistance. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 289, pp. 1–6. DOI: 10.1088/1757-899X/289/1/012013.
14. Li Y., Wang F.G., Liu G. Grain size effect on the electrochemical corrosion behavior of surface nanocrystallized low-carbon steel. *Corrosion*, 2004, vol. 60, no. 10, pp. 891–896. DOI: 10.5006/1.3287822.
15. Syugaev A.V., Lomaeva S.F., Reshetnikov S.M., Shuravin A.S., Sharafieva E.V., Surnin D.V. The effect of the structure-phase state of iron-cementite nanocomposites on local activation processes. *Protection of Metals*, 2008, vol. 44, no. 4, pp. 395–399. DOI: 10.1134/S0033173208040097.
16. GOST 5639–82. *Stali i splavy. Metody vyyavleniya i opredeleniya velichiny zerna* [State Standard 5639–82. Steels and alloys. Methods of detection and determination of grain size]. Moscow, Standads Publ., 2003. 45 p.
17. Lezinskaya E.Ya. Metody otsenki strukturnoi neodnorodnosti metalla trub obolochek TVEL i chekhlov TVS iz korroziionno-stoikikh staley i splavov [Evaluation methods for structure non uniformity of metal for cladding tubes and wrapper of corrosion-resistant steels and alloys]. *Voprosy atomnoi nauki i tekhniki. Seriya: Fizika radiatsionnykh povrezhdenii i radiatsionnoe materialovedenie = Problems of Atomic Science and Technology. Physics of Radiation Effects and Radiation Materials Science*, 2003, no. 3, pp. 108–112. (In Russian).
18. Lezinskaya E.Ya., Klyuev D.Yu., Nikolaenko Yu.N. Novyi metod otsenki raznozernistosti struktury trub iz nerzhavayushchikh staley i splavov [New method for assessing the inequigranular structure of pipes of stainless steels and alloys]. *Teoriya i praktika metallurgii = Theory and Practice of Metallurgy*, 2012, no. 1, pp. 68–73. (In Russian).
19. Grokhovskiy V.I. [Possibilities of digital microscopy in metallography]. *Tsifrovaya mikroskopiya: materialy shkoly seminara* [Digital microscopy. School-seminar materials]. Ekaterinburg, USTU-UPI Publ., 2001, pt. 1, pp. 18–20. (In Russian).
20. GOST 9.008–85. *ESZKS. Metally i splavy. Metody opredeleniya pokazatelei korrozii i korroziionnoi stoikosti* [State Standard 9.008–85. Unified system of corrosion and ageing protection. Metals and alloys. Methods for determination of corrosion and corrosion resistance indices]. Moscow, Standards Publ., 2004. 44 p.
21. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 19, pt. 5, pp. 2584–2585. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.
22. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L. *Struktura termicheskii obrabotannoi stali* [Structure of heat treated steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1994. 288 p.
23. Callister W.D. *Materials science and engineering: an introduction*. 6th ed. Hoboken, NJ, Wiley, 2020. 848 p. ISBN 978-0471135760.

24. Gorelik S.S. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 568 p.
25. Kleiner L.M., Larinin D.M., Spivak L.V., Shatsov A.A. Phase and structural transformations in low-carbon martensitic steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2009, vol. 108, pp. 153–160. DOI: 10.1134/S0031918X09080080.
26. Babicheva R.I., Semenov A.S., Dmitriev S.V., Zhou K. Vliyanie zernogranichnykh segregatsii na temperatury martensitnogo prevrashcheniya v bikristallakh NiTi [Effect of grain boundary segregations on martensitic transformation temperatures in NiTi bi-crystals]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 2, pp. 162–167. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.
27. Wollenberger H.J. Point defects. *Physical Metallurgy*. Ed. by R.W. Cahn, P. Haasen. Amsterdam, Elsevier, 1996, vol. 2, pp. 1621–1721. DOI: 10.1016/B978-044489875-3/50023-5.
28. Rohrer G.S. *Structure and bonding in crystalline materials*. Cambridge, New York, Cambridge University Press, 2004. 552 p. DOI: 10.1017/CBO9780511816116. ISBN 9780511816116.
29. Novikov I.I. *Defekty kristallicheskogo stroeniya metallov* [Defects in the crystal structure of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 208 p.
30. Gao F., Heinisch H., Kurtz R.J. Diffusion of He interstitials in grain boundaries in α -Fe. *Journal of Nuclear Materials*, 2006, vol. 351, pp. 133–140. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2006.02.015.
31. Hart E.W. On the role of dislocations in bulk diffusion. *Acta Metallurgica*, 1957, vol. 5, iss. 10, p. 597. DOI: 10.1016/0001-6160(57)90127-X.
32. Courtney T.H. *Mechanical behavior of materials*. Singapore, McGraw Hill, 2000. 752 p. ISBN 978-1577664253.
33. Li M., Kirk M.A., Baldo P.M., Xu D., Wirth B.D. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling. *Philosophical Magazine*, 2012, vol. 92, pp. 2048–2078. DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.
34. Noyan I.C., Cohen J.B. *Residual stress – measurement by diffraction and interpretation*. New York, Springer-Verlag, 1987. 285 p. ISBN 978-1-4613-9570-6.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2020 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

РЕКОМЕНДАЦИИ ПО НАПИСАНИЮ НАУЧНОЙ СТАТЬИ

Оформление статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» должно соответствовать *по стилю и содержанию* требованиям журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules. 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 повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по 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, моно-

графии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 15–17 %. Если работа была издана и на русском и на английском (или других) языках, то в **Списке литературы** и в **References** лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе **BSI** (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>). Правила оформления англоязычного блока статьи представлены на сайте журнала в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

ФИНАНСИРОВАНИЕ

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

ВЫРАЖЕНИЕ ПРИЗНАТЕЛЬНОСТИ

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: **«Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов»** (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: **«The author declare no conflict of interest»**).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

*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 незначащих 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 ^1H or ^{31}P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ^{13}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}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 $B_4C-Ni-P$

(Заглавие статьи на русском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Елена Корниенко^{1, a, *}, Виктор Кузьмин^{2, b}, Александр Сивков^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

¹ Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

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

³ 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)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>,  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,

$B_4C-Ni-P$,

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 $B_4C-Ni-P$ // 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 повторений, 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 *, ', $\pm$, 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.

Т а б л и ц а
Table

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков покрытия
The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of coating

№ участка / No area	Химический элемент, ат. % / Chemical element, at. %				
	Ni	B	C	O	P
1	0.08	86.55	13.03	0.3	0.02
2	57.71	22.73	8.22	2.12	9.22
3	40.37	44.53	10.23	2	2.87
4	49.65	25.69	13.10	3.23	8.33
5	44.26	26.06	7.35	9.36	12.97

Сокращения и аббревиатуры

Следует избегать сокращений. Все имеющиеся в тексте сокращения должны быть расшифрованы, за исключением небольшого числа общеупотребительных.

Сокращения из нескольких слов разделяются пробелами (760 мм рт. ст.; т. пл.; пр. гр.), за исключением общеупотребительных (и т.д.; и т.п.; т.е.) и аббревиатур (РФА, КПД и т.п.).

Аббревиатуры или формулы химических соединений, употребляемые как прилагательные, пишутся через дефис: ИК-спектроскопия, ПЭ-пленка, ЖК-состояние, Na^+ -форма, ОН-группа, но группа ОН.

Размерности

Размерности отделяются от цифры пробелом (17,5 моль/ м^3 (17.5 mol/ м^3); 77 К; 58 Дж/моль (58 J/mol), 50 $\text{м}/\text{с}^2$, 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 ($\cdot$): Н·м/с или кг/(с·м·Па).

Для сложных размерностей допускается использование как отрицательных степеней: Дж·моль $^{-1}$ ·К $^{-1}$ или $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, так и скобок: Дж/(моль·К) или $\text{J} \cdot (\text{mol} \cdot \text{K})^{-1}$, 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,a).

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!**).

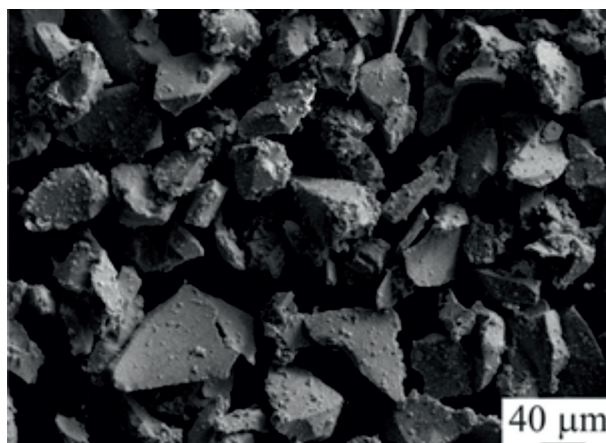


Рис. 1. Внешний вид частиц порошка $B_4C-Ni-P$

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 B₄C-Ni-P plasma coatings

(Заглавие статьи на английском языке. Название должно отражать основную идею выполненного исследования, быть по возможности кратким)

Elena Kornienko^{1, a, *}, Viktor Kuz'min^{2, b}, Alexander Sivkov^{3, c}

(Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов))

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

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

³ 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)

^a  <http://orcid.org/0000-0002-5874-5422>,  kornienko_ee@mail.ru, ^b  <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>,  vikuzmin57@mail.ru,

^c  <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

B₄C-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 B₄C-Ni-P Plasma Coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2017. no. 3 (76), pp. 30–50. doi: 10.17212/1994-6309-2017-3-30-50. (in Russian)

(Авторами указывается примерная ссылка на будущую работу в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта)

* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: kornienko_ee@mail.ru

(Указывается полностью ФИО, степень, звание, должность и место работы автора для переписки. Также в обязательном порядке должны быть представлены адрес, телефон и его электронная почта!)

References

(Список используемой литературы на английском языке подготавливается согласно правилам, представленным на сайте журнала)

Funding (Финансирование)

Указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Conflicts of Interest (Конфликт интересов)

(Указать наличие так называемого конфликта интересов, то есть условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т.д.). При отсутствии таковых использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest».)

Acknowledgements (Выражение признательности)

(Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Сведения для РИНЦ

Раздел МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹Корниенко Елена Евгеньевна, ²Кузьмин Виктор Иванович, ³Сивков Александр Анатольевич

¹Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

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

³Томский 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

Кузьмин В.И. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Сивков А.А. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru

Структурные особенности плазменных покрытий В₄С-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, В₄С-Ni-P, покрытие.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бор в ядерной технике / В.Д. Рисованный, А.В. Захаров, Е.П. Клочков, Т.М. Гусева. – Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2011. – 668 с. ISBN 5-9483-016-7.

2. Fabrication and Tribological Evaluation of Vacuum Plasma-Sprayed В₄С / Н. 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

(Авторами указывается примерный раздел, в котором будет опубликована работа в данном журнале. Редакция оставляет за собой право осуществлять редактирование данного пункта.)

¹ Kornienko Elena E., ² Kuz'min Viktor I., ³ Sivkov Alexander A.

¹ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

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

³ 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

Kuz'min V.I. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, e-mail: vikuzmin57@mail.ru

Sivkov A.A. ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-7685-5502>, e-mail: SivkovAA@mail.ru.

Structure features of B₄C-Ni-P plasma coatings

Аннотация к статье **на английском языке** должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); **структурированной** (следовать логике описания результатов в статье). Объем аннотации (реферата) должен быть не **менее 250 слов**). Аннотация должна включать в себя следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

Keywords:

Plasma spraying, Boron carbide, B₄C-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



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-23961 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 %

С 2015 г. опубликованным в журнале статьям присваивается цифровой идентификатор - *Digital Object Identifier (DOI)*. Метаданные каждой работы обязательно регистрируются в международном реестре научно-информационных материалов *CrossRef*.

Журнал индексируется в зарубежных базах данных и агрегаторах:

- Emerging Sources Citation Index (ESCI) Web of Science Core Collection;
- EBSCO (core) в базе «Applied Science & Technology Source Ultimate»;
- Ulrich's Periodicals Directory;
- ICI Journals Master List
- WorldCat;
- The European Library;
- AcademicKeys;
- Research Bible.

Журнал представлен:

- сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov;
- база данных eLibrary.ru, журнал индексируется в Российском индексе научного цитирования (РИНЦ);
- реферативный журнал и база данных ВИНТИ;

- электронно-библиотечная система издательства «ЛАНЬ»;
- национальный цифровой ресурс «РУКОНТ».

График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 137 ВЦ, зам. гл. редактора – В. Ю. Скиба.



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru



МЕРОПРИЯТИЯ

С 2014 г. научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ITE 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/>

