

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 24, Номер 3

ИЮЛЬ – СЕНТЯБРЬ 2022

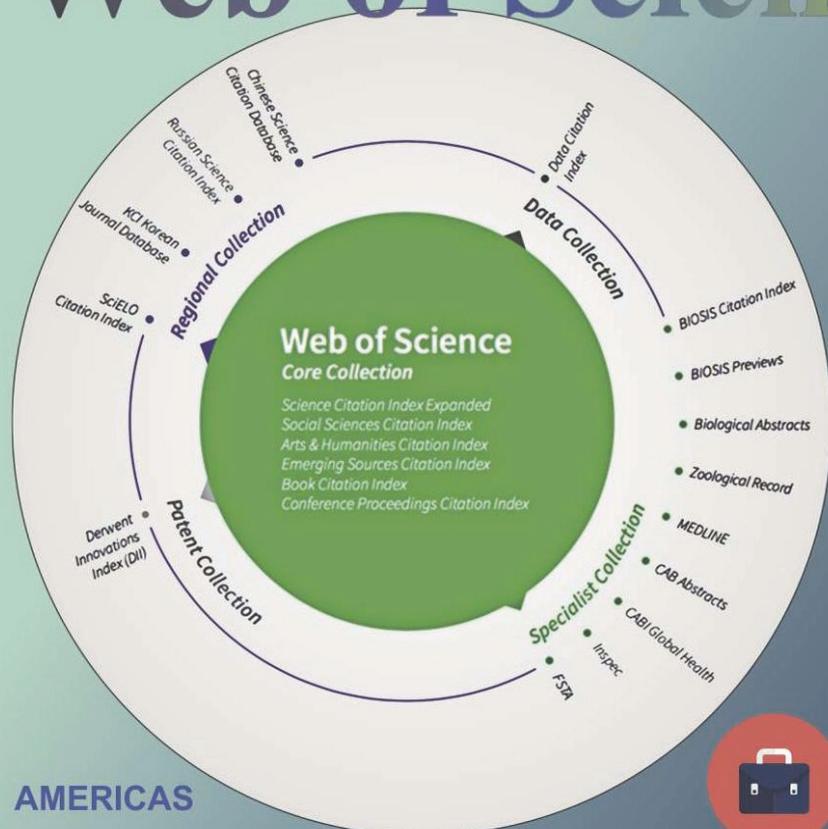
ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**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

EBSCO

For a complete office list, visit: clarivate.com

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 24 № 3 2022 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

Российская Федерация: **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 РАЕ, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, 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

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

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

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

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

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

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400
Индекс: **70590** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

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

Тел. +7 (383) 346-17-75

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

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

Цена свободная

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

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

16+

СОДЕРЖАНИЕ

ТЕХНОЛОГИЯ

Пермяков Г.Л., Давлятшин Р.П., Беленький В.Я., Трушников Д.Н., Варушкин С.В., Шеньон П. Численный анализ процесса электронно-лучевой аддитивной наплавки с вертикальной подачей проволочного материала.....	6
Ильиных А.С., Банул В.В., Воронцов Д.С. Теоретический анализ способов пассивного шлифования рельсов.....	22
Чинчаникар С. Моделирование характеристик износа при скольжении композиционного материала на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ), армированного углеродным волокном, в паре трения с SS304 (12X18H10T).....	40

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Аббасов В.А., Баширов Р.Дж. Особенности применения ультразвука при плазменно-механической обработке деталей из труднообрабатываемых материалов.....	53
--	----

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Столяров В.В., Андреев В.А., Карелин Р.Д., Угурчиев У.Х., Черкасов В.В., Комаров В.С., Юсупов В.С. Деформационная способность сплава с памятью формы TiNiHf при прокатке с импульсным током.....	66
Воронцов А.В., Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н., Новицкая О.С., Княжев Е.О., Денисова Ю.А., Леонов А.А., Денисов В.В. Микроструктура и остаточные напряжения многослойных покрытий ZrN/CrN, полученных плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом.....	76
Иванов И.В., Сафарова Д.Э., Батаева З.Б., Батаев И.А. Сравнение подходов, основанных на методе Вильямсона-Холла, для анализа структуры высокоэнтропийного сплава Al _{0,3} CoCrFeNi после холодной пластической деформаций.....	90
Крюков Д.Б. Структурные особенности и технология получения легких броневых композиционных материалов с механизмом локализации хрупких трещин.....	103

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ	112
---------------------------	-----

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ	123
---------------------------------	-----

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 05.09.2022. Выход в свет 15.09.2022. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 15,5. Уч.-изд. л. 28,83. Изд. № 137. Заказ 233. Тираж 300 экз.

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

BRABOTKA OMETALLOV METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 24 No.3 2022 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

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

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

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

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

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



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



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

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

☎ Tel.: +7 (383) 346-17-75

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

✉ 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*;

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

- Permyakov G.L., Davlyatshin R.P., Belenkiy V.Y., Trushnikov D.N., Varushkin S.V., Pang S.** Numerical analysis of the process of electron beam additive deposition with vertical feed of wire material..... 6
- Ilinykh A.S., Banul V.V., Vorontsov D.S.** Theoretical analysis of passive rail grinding..... 22
- Chinchanikar S.** Modeling of sliding wear characteristics of Polytetrafluoroethylene (PTFE) composite reinforced with carbon fiber against SS304..... 40

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Abbasov V.A., Bashirov R.J.** Features of ultrasound application in plasma-mechanical processing of parts made of hard-to-process materials..... 53

MATERIAL SCIENCE

- Stolyarov V.V., Andreev V.A., Karelin R.D., Ugurchiev U.Kh., Cherkasov V.V., Komarov V.S., Yusupov V.S.** Deformability of TiNiHf shape memory alloy under rolling with pulsed current..... 66
- Vorontsov A.V., Filippov A.V., Shamarin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V.** Microstructure and residual stresses of ZrN/CrN multilayer coatings formed by the plasma-assisted vacuum-arc method..... 76
- Ivanov I.V., Safarova D.E., Bataeva Z.B., Bataev I.A.** Comparison of approaches based on the Williamson-Hall method for analyzing the structure of an $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high-entropy alloy after cold deformation..... 90
- Kryukov D.B.** Structural features and technology of light armor composite materials with mechanism of brittle cracks localization..... 103

- EDITORIAL MATERIALS** 112

- FOUNDERS MATERIALS** 123



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Численный анализ процесса электронно-лучевой аддитивной наплавки с вертикальной подачей проволоочного материала

Глеб Пермяков^{1, a, *}, Роман Давлятин^{1, b}, Владимир Бельский^{1, c},
 Дмитрий Трушников^{1, d}, Степан Варушкин^{1, e}, Шеньон Панг^{2, f}

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский проспект, 29, г. Пермь, 614990, Россия

² Хуачжунский университет науки и технологии, район Хуншань, Луоюу, 1037, г. Ухань, 430074, Китайская Народная республика

^a <https://orcid.org/0000-0001-8158-3460>, gleb.permyakov@yandex.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-7388-7699>, romadavly@gmail.com,

^c <https://orcid.org/0000-0001-7869-6632>, vladimirbelenkij@yandex.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0001-7105-7934>, trdimitr@yandex.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-9346-6445>, stepan.varushkin@mail.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-5171-4148>, spang@mail.hust.edu.cn

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71

История статьи:

Поступила: 19 апреля 2022

Рецензирование: 28 апреля 2022

Принята к печати: 18 июня 2022

Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Электронный пучок
 Электронно-лучевая наплавка
 Аддитивные технологии
 Численный эксперимент

Финансирование:

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Пермского края (соглашение С-26/508 от 09.03.2021 г.) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (государственное задание № FSNM-2021-0011 и № FSNM-2020-0028).

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время во всем мире активно развиваются аддитивные технологии, которые находят все более широкое применение в промышленном производстве. Применение электронного пучка в аддитивных процессах направленного ввода энергии, так называемых Directed Energy Deposition (DED) технологиях, имеет ряд преимуществ, основными среди которых являются гибкость управления пространственно-энергетическими характеристиками теплового источника и наличие вакуумной защитной среды. Стандартной схемой осуществления аддитивной электронно-лучевой наплавки является оплавление электронным пучком проволоочного присадочного материала, подаваемого сбоку в зону воздействия электронного пучка, однако такая схема аддитивной электронно-лучевой наплавки не обеспечивает равномерность теплового воздействия в наплавляемой области. Наиболее эффективным вариантом при электронно-лучевой наплавке является вертикальная подача проволоки, обеспечивающая наиболее стабильное формирование ванны жидкого металла и соответственно наплавленных валиков. При этом до настоящего времени отсутствуют результаты численного анализа этого процесса с целью определения основных его закономерностей. **Цель работы:** проведение численных экспериментов для качественного анализа и определения закономерностей формирования наплавляемых валиков и переноса присадочного материала, зависимости геометрических характеристик получаемых валиков от влияния сил давления паров, направления и величины азимутального угла действия источников тепла. **Методами исследования** являлась серия численных экспериментов, при которых анализировались варианты процесса электронно-лучевой наплавки при расположении вектора скорости наплавки в плоскости действия электронных пучков, и перпендикулярно этой плоскости для определения основных закономерностей формирования наплавляемых валиков и переноса присадочного материала, зависимости геометрических характеристик получаемых валиков от влияния сил давления паров, направления действия источников тепла и азимутального угла действия источников тепла. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что геометрические характеристики наплавляемых валиков существенно зависят от взаимного расположения вектора скорости наплавки относительно плоскости действия электронных пучков, а учет силы давления паров оказывает значительное влияние на результаты численного моделирования формирования ванны расплава и протекающих в ней гидродинамических процессов. При этом при расположении вектора скорости наплавки перпендикулярно плоскости действия электронных пучков наблюдается более равномерная геометрия наплавляемых валиков металла, а увеличение азимутального угла действия источников тепла повышает вероятность выплесков на периферию наплавляемого валика, что связано с ограничением движения расплава в продольном направлении силами давления паров.

Для цитирования: Численный анализ процесса электронно-лучевой аддитивной наплавки с вертикальной подачей проволоочного материала / Г.Л. Пермяков, Р.П. Давлятин, В.Я. Бельский, Д.Н. Трушников, С.В. Варушкин, П. Шеньон // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 6–21. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-6-21.

*Адрес для переписки

Пермяков Глеб Львович, к.т.н., научный сотрудник,
 Пермский национальный исследовательский
 политехнический университет,
 Комсомольский пр., 29,
 614990, г. Пермь, Россия
 Тел.: +7 (964) 18504-75, e-mail: gleb.permyakov@yandex.ru

Введение

В настоящее время во всем мире активно развиваются аддитивные технологии, которые находят все более широкое применение в промышленном производстве. Общий рост рынка аддитивных технологий ежегодно составляет более 20 %. Аддитивное производство основывается на новой эффективной концепции цифрового производства, при которой имеет место тесная связь всех этапов конструирования и производства изделия, обеспеченная наличием цифрового прототипа изделия и применением принципов сквозного проектирования.

В качестве материалов для печати металлом используют порошки или проволоочный материал. Использование порошков позволяет получить конечное изделие со сложной геометрией и высоким качеством поверхности, однако внедрение этих технологий сдерживается высокой стоимостью порошковых материалов и низкой производительностью. Использование в качестве исходного материала проволоки позволяет достичь высокой производительности процесса и существенной экономии по сравнению с порошковыми технологиями в связи с использованием более дешевого проволоочного материала.

Применение электронного пучка в аддитивных процессах направленного ввода энергии, так называемых *Directed Energy Deposition* (DED) технологиях, имеет ряд преимуществ, основными среди которых являются гибкость управления пространственно-энергетическими характеристиками теплового источника и наличие вакуумной защитной среды [1–5]. Такие технологии начали активно применяться в промышленности с начала 2000-х годов для изготовления деталей реактивных двигателей, лопаток турбин и других изделий из конструкционных сталей и сплавов цветных металлов [5–10]. Сочетание этих технологий с последующей механической обработкой позволяет добиться высокой эффективности изготовления деталей по сравнению с традиционными технологиями.

Стадии производства изделия предшествует предварительное моделирование с целью определения параметров технологии изготовления изделия для обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик. При этом достоверность результатов моделирования в значитель-

ной мере зависит от качества и адекватности используемой модели процесса. Возможность моделирования технологического процесса представляет значительный интерес и является резервом для оптимизации технологических режимов изготовления деталей, разработки управляющих программ, минимизации дефектов и повышения качества изготовления сложных деталей.

Одним из важных факторов процессов электронно-лучевых аддитивных технологий, использующих наплавку проволоочного материала, является ориентация подачи проволоки.

Стандартной схемой осуществления аддитивной электронно-лучевой наплавки является оплавление электронным пучком проволоочного присадочного материала, подаваемого сбоку в зону воздействия электронного пучка. Такая схема аддитивной электронно-лучевой наплавки не обеспечивает равномерность теплового воздействия в наплавляемой области, так как электронный пучок не взаимодействует с частью наплавляемой поверхности в результате его экранировки присадочной проволокой. Разработан ряд моделей этого процесса, посвященных анализу процессов тепломассообмена при аддитивном формообразовании [11–14].

Наиболее эффективным вариантом при электронно-лучевой наплавке является вертикальная подача проволоки, обеспечивающая наиболее стабильное формирование ванны жидкого металла и соответственно наплавленных валиков. При этом для оплавления вертикально подаваемой проволоки целесообразно использовать две электронные пушки, симметрично оплавливающие присадочную проволоку. В работе [15] разработана математическая модель процесса оплавления вертикально оплавляемого проволоочного материала двумя симметрично расположенными электронными пучками без учета сил давления паров, а также дополнительных параметров процесса, таких как расположение и угол действия источников тепла, который оказывает значительное влияние на результаты численного моделирования формирования ванны расплава и протекающих в ней гидродинамических процессов.

В соответствии с этим целью данной работы служит проведение численных экспериментов для качественного анализа и определения ос-

новых закономерностей формирования наплавленных валиков, характера переноса присадочного материала и зависимостей геометрических характеристик получаемых валиков от влияния сил давления паров, относительного расположения вектора скорости наплавки и плоскости действия электронных пучков и величины азимутального угла действия источников тепла.

Методика исследований

При аддитивной электронно-лучевой наплавке двумя симметрично действующими электронными пучками в процессе движения подложки возможны различные варианты расположения плоскости, в которой действуют электронные пучки, относительно вектора скорости наплавки и величины азимутального угла действия источников тепла.

В данной работе при численном моделировании использовалась ранее разработанная авторами математическая модель [15], в которой рассматривается взаимодействие твердого и жидкого металла. Для этого выделяются две фазы: Ω^l – жидкая и Ω^s – твердая, объединение которых представляет собой всю исследуемую область Ω . Твердая фаза, в свою очередь, состоит из проволоки Ω^{wire} и подложки Ω^{sub} . Движение металлического расплава можно описать как движение вязкой несжимаемой жидкости. В общем случае система уравнений будет состоять из дифференциальных уравнений, описывающих эволюцию плотности ρ , скоростей \mathbf{u} и температуры T в форме балансовых законов (уравнения баланса массы, импульса и энергии соответственно):

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d\rho}{dt} = -\rho \nabla \cdot \mathbf{u}, \quad \mathbf{R} \in \Omega^{wire}, \\ \frac{d\mathbf{u}}{dt} = \frac{1}{\rho} (-\nabla p + \mathbf{f}_v + \mathbf{f}_s + \mathbf{f}_v) + \mathbf{g}, \quad \mathbf{R} \in \Omega^l, \\ \frac{d\rho}{dt} = 0, \quad \frac{d\mathbf{u}}{dt} = 0, \quad \mathbf{R} \in \Omega^s, \\ \rho c_p \frac{dT}{dt} = -\nabla \cdot \mathbf{q} - s_v - s_{rad}, \quad \mathbf{R} \in \Omega, \end{array} \right. \quad (1)$$

где \mathbf{u} – скорость; ρ – плотность; \mathbf{f}_v – вязкие силы; \mathbf{f}_s – сила поверхностного натяжения; \mathbf{f}_v – сила давления паров; \mathbf{g} – ускорение свободного паде-

ния; c_p – удельная теплоемкость; \mathbf{q} – тепловой поток; k – коэффициент теплопроводности; s_v – потери тепла на испарение; s_{rad} – потери тепла на излучение.

Плотность ρ и давление P связаны с помощью уравнения состояния:

$$P(\rho) = \frac{c_0^2 \rho_0}{7} \left[\left(\frac{\rho}{\rho_0} \right)^7 - 1 \right], \quad (2)$$

где c_0 и ρ_0 – скорость звука и плотность при нулевом приложенном напряжении.

Для несжимаемых жидкостей вязкие силы примут следующий вид:

$$\mathbf{f}_v = \eta \nabla^2 \mathbf{u}, \quad (3)$$

где η – динамическая вязкость.

Следуя континуальному подходу Брэкбилла и Коте [16], основанному на континуальной поверхностной силе (Continuous Surface Force, CSF), эффекты поверхностного натяжения рассматриваются как объемные силы в уравнении (1), распределенные по межфазному объему конечной ширины. Сила поверхностного натяжения складывается из нормальной и тангенциальной составляющей:

$$\mathbf{f}_s = -\alpha \kappa \mathbf{n} + (\mathbf{I} - \mathbf{nn}) \nabla \alpha, \quad (4)$$

где α – коэффициент поверхностного натяжения; $\kappa = \nabla \cdot \mathbf{n}$ – кривизна поверхности; \mathbf{n} – нормаль к поверхности; \mathbf{I} – единичный тензор, $\nabla \alpha = d\alpha(T)/dT$. Зависимость коэффициента поверхностного натяжения от температуры выбрана линейной:

$$\alpha(T) = \alpha_0 - \alpha'_0 (T - T_0), \quad (5)$$

где α_0 – коэффициент поверхностного натяжения при температуре T_0 . Эта зависимость и отражает эффект Марангони.

Помимо стандартных капиллярных эффектов высокие температуры, характерные для процессов аддитивного производства, приводят к испарению металла, что ведет к образованию силы давления паров и потере тепла на испарение. Обычно для моделирования этих процессов используется феноменологическая модель [17, 18]:

$$\begin{aligned} \mathbf{f}_v &= -p_v(T)\mathbf{n}, \quad p_v(T) = \\ &= C_p \exp\left[-C_T\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_v}\right)\right], \end{aligned} \quad (6)$$

где T_v – температура кипения, постоянные $C_p = 0,54 p_a$ и $C_T = h_v/R$ содержат атмосферное давление p_a , молярную скрытую теплоту плавления h_v и молярную газовую постоянную R .

Следуя той же феноменологической модели, что и для давления паров, потери тепла за счет испарения имеют вид

$$\begin{aligned} s_v &= -m_v [h_v + h(T)], \\ m_v &= 0,82 c_s p_v(T) \sqrt{\frac{C_M}{T}}, \\ h(T) &= \int_{T_{h,0}}^T c_p dT. \end{aligned} \quad (7)$$

где скорость энтальпии на единицу площади поверхности s_v получается из произведения потока массы пара на единицу площади поверхности m_v и суммы удельной энтальпии $h(T)$ и скрытой теплоты испарения h_v на единицу массы. $T_{h,0}$ – начальная температура удельной энтальпии, а константа $C_M = M/(2\pi R)$ содержит молярную массу M и молярную газовую постоянную R ; c_s – так называемая константа прилипания, которая принимает значение, близкое к единице для металлов [19, 20].

Сила давления плазменной дуги учитывается следующим образом [21]:

$$\begin{aligned} \mathbf{f}_{pl} &= -p_{pl}(x, y)\mathbf{n}, \\ p_{pl}(x, y) &= 2k_I I_a^2 \exp \times \\ &\times \left(-\frac{2}{R^2} \left((x-x_0)^2 + (y-y_0)^2\right)\right). \end{aligned} \quad (8)$$

Излучение моделируется уравнением Стефана–Больцмана:

$$s_{rad} = \sigma_B \varepsilon (T - T_0)^4, \quad (9)$$

где σ_B – постоянная Больцмана; ε – излучательная способность материала; T_0 – температура окружающей среды.

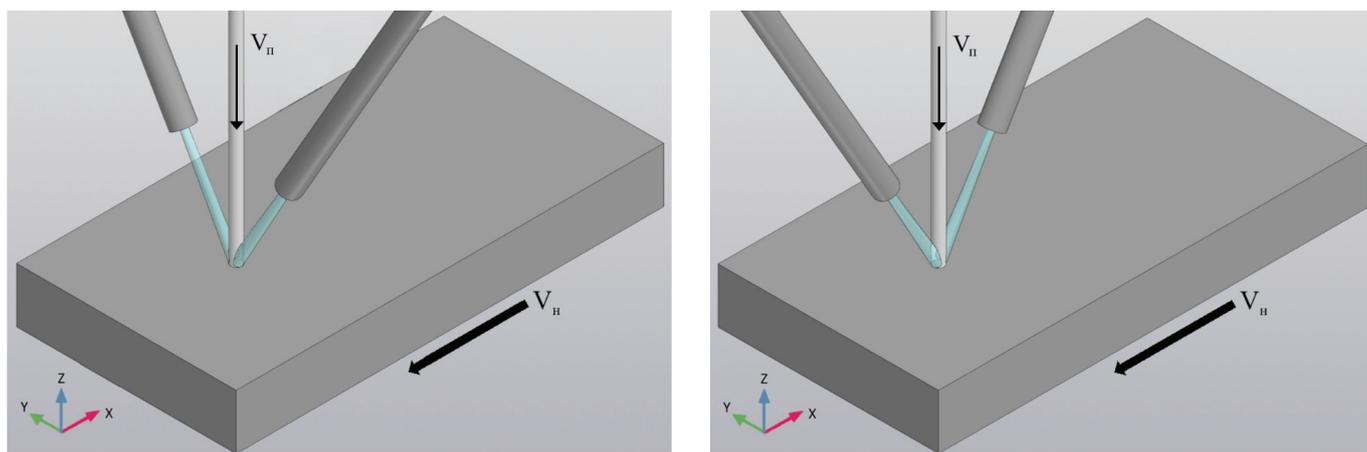
Для решения данной математической модели использовался метод гидродинамики сглаженных частиц (*Smoothed Particle Hydrodynamics*, SPH) и была проведена серия численных экспериментов по определению основных закономерностей формирования наплавляемых валиков и переноса присадочного материала, зависимости геометрических характеристик получаемых валиков от влияния сил давления паров, направления действия источников тепла и азимутального угла действия источников тепла. При этом анализировались варианты процесса электронно-лучевой наплавки при расположении вектора скорости наплавки в плоскости действия электронных пучков (рис. 1, а) и перпендикулярно этой плоскости (рис. 1, б).

При расчетах использовались следующие геометрические характеристики моделируемой системы и предварительные параметры процесса (табл. 1).

В качестве наплавляемого материала и материала подложки при моделировании рассматривалась аустенитная хромоникелевая сталь 04X18H10 (теплофизические характеристики представлены в табл. 2).

Численная реализация осуществлялась на многопроцессорном компьютере IBM 2×300 sas 15k (4xIntel Xeon E7520, 64 Гб) с использованием возможностей многопоточковых вычислений MPI в пакете LAMMPS.

Исследование влияния взаимного расположения вектора скорости наплавки относительно плоскости действия электронных пучков. На рис. 2 и 3 представлены результаты численного анализа процесса наплавки вертикально подаваемого проволочного материала, оплаиваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, без учета (рис. 2, а) и с учетом (рис. 2, б) сил давления паров металла. На рис. 2 представлен вариант, при котором вектор скорости наплавки лежит в плоскости действия электронных пучков, а на рис. 3 – вариант, при котором вектор скорости наплавки перпендикулярен плоскости действия электронных пучков.



а

б

Рис. 1. Варианты относительного расположения вектора скорости наплавки и плоскости действия электронных пучков:

а – вектор скорости наплавки лежит в плоскости действия электронных пучков; б – вектор скорости наплавки перпендикулярен плоскости действия электронных пучков

Fig. 1. Variants of the relative position of the deposition velocity vector and the action plane of the electron beams: а – the deposition velocity vector lies in the action plane of the electron beams; б – the deposition velocity vector is perpendicular to the action plane of the electron beams

Таблица 1

Table 1

Характеристики системы System characteristics

Характеристики Characteristics	Обозначение Designation	Размерность Dimension	Значение Value
Размер подложки Substrate size	$D \times \text{Ш} \times B$ $L \times B \times H$	мм mm	20×10×3,5
Диаметр проволоки Wire diameter	d_n d_w	мм mm	1,2
Скорость подачи проволоки Wire feed speed	V_{nn} V_{wf}	мм/с mm/sec	30
Скорость движения подложки (скорость наплавки) Substrate motion speed (deposition speed)	V_n V_s	мм/с mm/sec	15
Диаметр источников тепла (электронных пучков) Diameter of heat sources (electron beams)	D	мм mm	1,5
Тепловая мощность каждого источника Thermal power of each source	Q	Вт W	350
Азимутальный угол действия источников тепла Azimuthal angle of the heat sources action	α	°	45/15

Полученные результаты свидетельствуют о том, что геометрические характеристики наплавляемых валиков существенно зависят от взаимного расположения вектора скорости наплавки

относительно плоскости действия электронных пучков.

Без учета сил давления паров в обоих случаях наблюдается формирование достаточно рав-

Использованные при расчете теплофизические характеристики стали 04X18H10
Thermal physical characteristics of 04Cr18Ni10 steel used in the calculation

Характеристика Characteristics	Обозначение Designation	Размерность Dimension	Значение Value
Температура плавления Melting temperature	$T_{пл}$ T_{melt}	К К	1800
Удельная теплоемкость Specific heat capacity	C_p	Дж·кг ⁻¹ ·К ⁻¹ J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹	710
Плотность Density	ρ	кг·м ⁻³ kg·m ⁻³	7680
Теплопроводность Thermal conductivity	λ	Вт·м ⁻¹ ·К ⁻¹ W·m ⁻¹ ·K ⁻¹	26
Скрытая теплота плавления Enthalpy of fusion	$H_{пл}$ H_f	Дж/кг J/kg	276 000
Температура кипения Boiling Point	$T_{кип}$ T_{evp}	К К	3133
Энтальпия испарения Enthalpy of evaporation	$H_{кип}$ H_{evp}	Дж/кг J/kg	351 000
Динамическая вязкость Dynamic viscosity	μ	Па·с Pa·s	0,007
Коэффициент поверхностного натяжения Surface tension coefficient	σ	Н·м ⁻¹ N·m ⁻¹	1,615
Температурный коэффициент поверхностного натяжения Temperature coefficient of surface tension	$\gamma = \frac{d\sigma}{dT}$	Н·м ⁻¹ ·К ⁻¹	-0,00043

номерных валиков без значительных искажений линии сплавления и струйный перенос присадочного материала в ванну расплава.

Учет силы давления паров оказывает значительное влияние на результаты численного моделирования формирования ванны расплава и протекающих в ней гидродинамических процессов, так как известно, что силы давления паров являются основной движущей силой в сварочной ванне [22]. Изменяется также характер переноса присадочного материала.

При учете действия сил давления паров численные расчеты показывают значительно большую глубину проплавления основного металла, ширина наплавленных валиков при этом увеличивается приблизительно на 20 %. Под действием сил давления паров в расплаве формируется кратер, и металл вытесняется на периферию

ванны жидкого металла. Кратер имеет вытянутую форму в направлении, совпадающем с проекцией плоскости действия электронных пучков. Изменения в соотношении сил, действующих на ванну и формируемые капли присадочного материала, приводят к переходу на крупнокапельный перенос металла.

С учетом сил давления паров при расположении вектора скорости наплавки в плоскости действия электронных пучков имеет место асимметрия геометрии наплавленных валиков. Это связано с тем, что векторы силы давления паров от воздействия тепловых источников, находясь в плоскости расположения вектора наплавки, ограничивают движение расплава в продольном направлении и вытесняют его на периферию наплаваемого валика, при этом направление выплесков имеет стохастический характер.

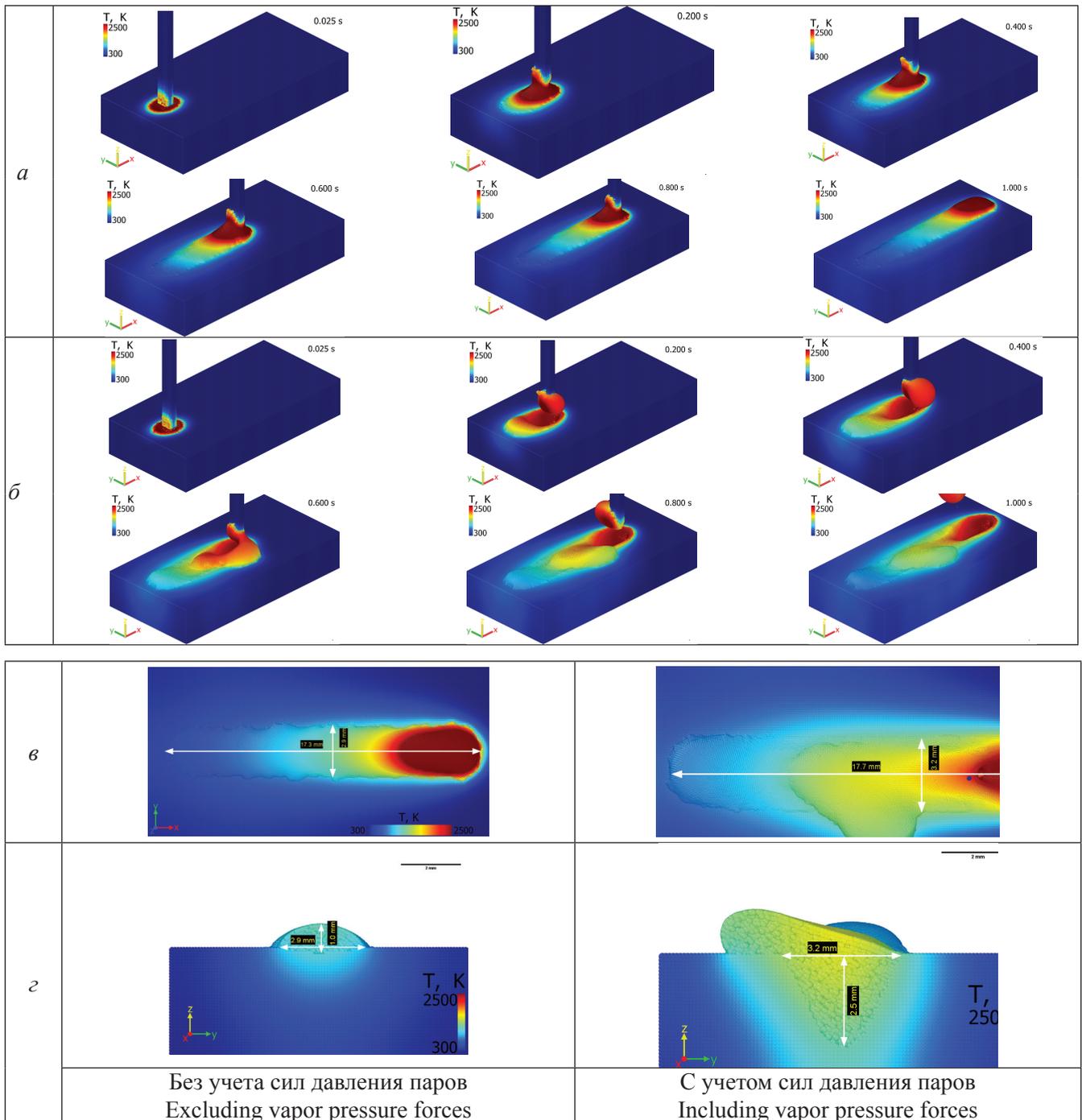


Рис. 2. Результаты численного расчета процесса наплавки вертикально подаваемого проволочного материала, оплаиваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, для варианта, при котором вектор скорости наплавки лежит в плоскости действия электронных пучков:

a – фрагменты результатов численного анализа без учета действия сил давления паров металла; *б* – фрагменты результатов численного анализа с учетом сил давления паров металла; *в* – геометрические характеристики наплавленного валика; *г* – поперечные сечения зон проплавления и геометрия валиков (мощность каждого источника тепла 350 Вт, азимутальный угол действия каждого источника тепла 45° к вертикали)

Fig. 2. The results of numerical calculation of the deposition process of vertically fed wire material melted by two symmetrically acting electron beams, for the variant in which the deposition velocity vector lies in the action plane of the electron beams:

a – fragments of the results of numerical analysis excluding metal vapor pressure; *б* – fragments of numerical analysis results including metal vapor pressure forces; *в* – geometric characteristics of the deposited beads; *г* – cross sections of fusion zones and geometry of the beads (power of each heat source is 350 W, azimuthal angle of each heat source is 45° to the vertical)

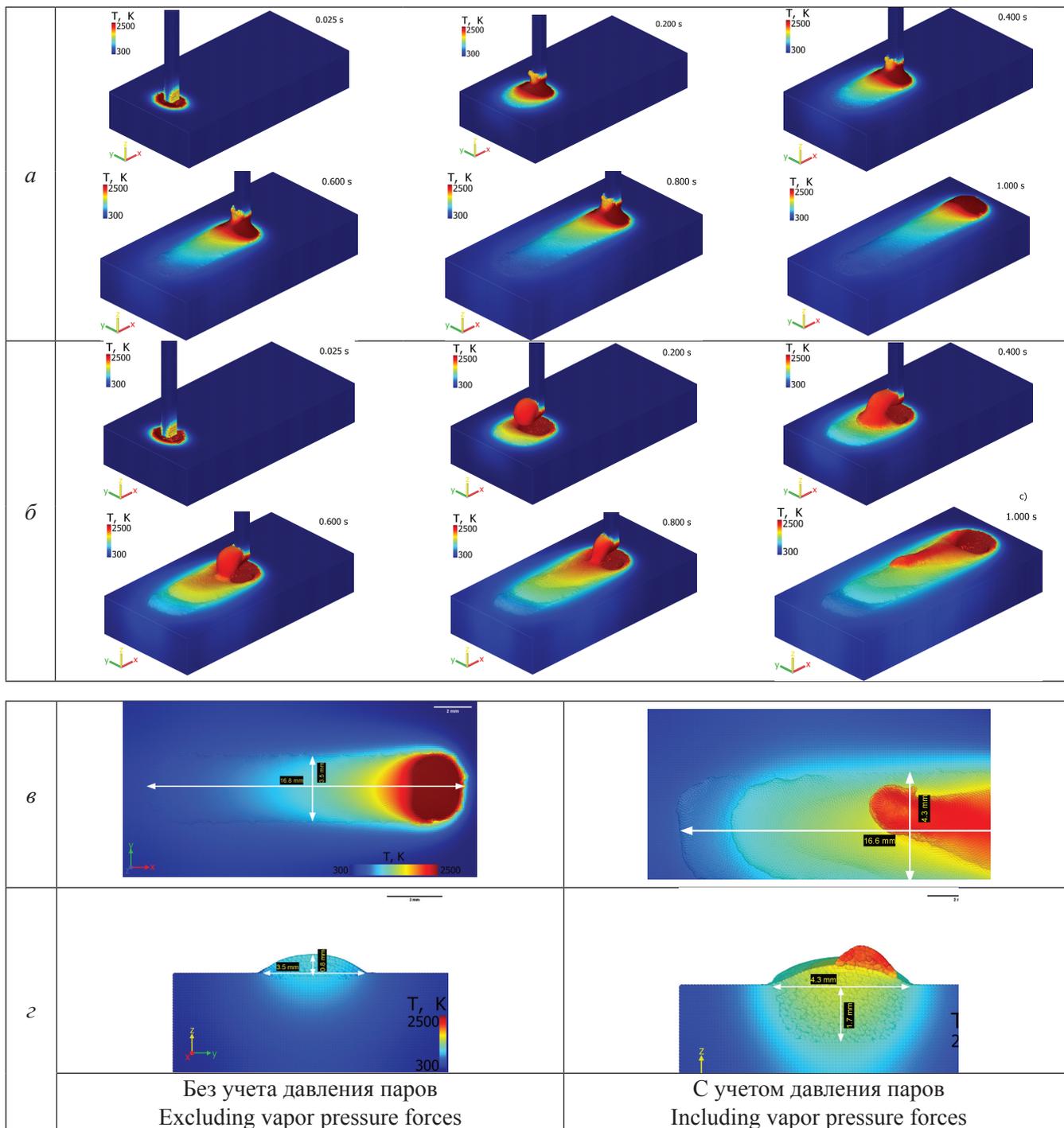


Рис. 3. Результаты численного расчета процесса наплавки вертикально подаваемого проволочного материала, оплаиваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, для варианта, при котором вектор скорости наплавки перпендикулярен плоскости действия электронных пучков:

а – фрагменты результатов численного анализа без учета действия сил давления паров металла; *б* – фрагменты результатов численного анализа с учетом сил давления паров металла; *в* – геометрические характеристики наплавленного валика; *г* – поперечные сечения зон проплавления и геометрия валиков (мощность каждого источника тепла 350 Вт, азимутальный угол действия каждого источника тепла 45° к вертикали)

Fig. 3. Results of numerical calculation of the of the deposition process of a vertically fed wire material melted by two symmetrically acting electron beams, for the variant in which the deposition velocity vector is perpendicular to the plane of action of the electron beams:

а – fragments of the results of numerical analysis excluding metal vapor pressure; *б* – fragments of numerical analysis results including metal vapor pressure; *в* – geometric characteristics of the deposited beads; *г* – cross sections of fusion zones and geometry of the beads (power of each heat source is 350 W, azimuthal angle of each heat source is 45 ° to the vertical)

При расположении вектора скорости наплавки перпендикулярно плоскости действия электронных пучков наблюдается более равномерная геометрия валиков, поскольку распределение сил, действующих на ванну расплава, не препятствует движению расплава в хвостовую её часть. При этом не происходит локальных выплесков за пределы наплавляемого валика.

Исследование влияния азимутального угла наклона электронных пучков. На рис. 4 и 5 представлены результаты численного анализа процесса наплавки вертикально подаваемого проволочного материала, оплаваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, при различных азимутальных углах наклона электронных пучков.

Результаты расчетов показывают, что с уменьшением азимутального угла уменьшается площадь проекции электронных пучков на плоскость подложки, при этом ширина зоны обработки также сокращается. При сохранении объема подаваемого присадочного материала это приводит к увеличению высоты наплавляемых валиков. Кроме того, повышается плотность энергии в пятне нагрева и увеличивается проплавливающая способность электронных пучков.

При расположении вектора скорости в плоскости действия электронных пучков с уменьшением азимутального угла действия каждого источника увеличивается глубина проплавления и увеличивается высота наплавляемого валика. Ширина наплавляемых валиков остается практически без изменений.

Уменьшение азимутального угла положительным образом сказывается на равномерности наплавляемых валиков, исключается возможность локальных выплесков на периферию, при этом весь поступающий металл участвует в формировании валика, и наблюдается мелкокапельный перенос присадочного материала.

С увеличением азимутального угла действия каждого источника повышается вероятность выплесков на периферию за счет того, что векторы силы давления паров от воздействия тепловых источников, находясь в плоскости расположения вектора наплавки, ограничивают движение расплава в продольном направлении, и тем сильнее вытесняют его на периферию наплавляемого валика, чем ближе азимутальный угол действия каждого источника к горизонтали.

При расположении вектора скорости перпендикулярно плоскости действия электронных пучков с уменьшением азимутального угла действия каждого источника сокращается ширина наплавляемых валиков и увеличивается глубина проплавления подложки и высота наплавляемых валиков.

Результаты и обсуждение

Численные эксперименты по определению зависимостей геометрических характеристик получаемых валиков от влияния сил давления паров, направления действия источников тепла и азимутального угла действия источников тепла показали, что учет силы давления паров оказывает значительное влияние на результаты численного моделирования формирования ванны расплава и протекающих в ней гидродинамических процессов, а также на характер капельного переноса металла.

Было установлено, что при расположении вектора скорости наплавки перпендикулярно плоскости действия электронных пучков наблюдается более равномерная геометрия валиков, поскольку распределение сил, действующих на ванну расплава, не препятствует движению расплава в хвостовую её часть. При этом увеличение азимутального угла действия источников тепла повышает вероятность выплесков на периферию наплавляемого валика, что связано с ограничением движения расплава в продольном направлении силами давления паров.

Заключение

Результаты численного анализа процесса аддитивной электронно-лучевой наплавки проволочного материала, оплаваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, подтвердили необходимость учета влияния сил давления паров ввиду значительного влияния на гидродинамические процессы в сварочной ванне, характер переноса наплавляемого металла и, как следствие, на формирование наплавляемых валиков.

В результате численного эксперимента наилучшее формирование наплавляемых валиков обеспечивается при меньшем азимутальном угле наклона каждого электронного пучка

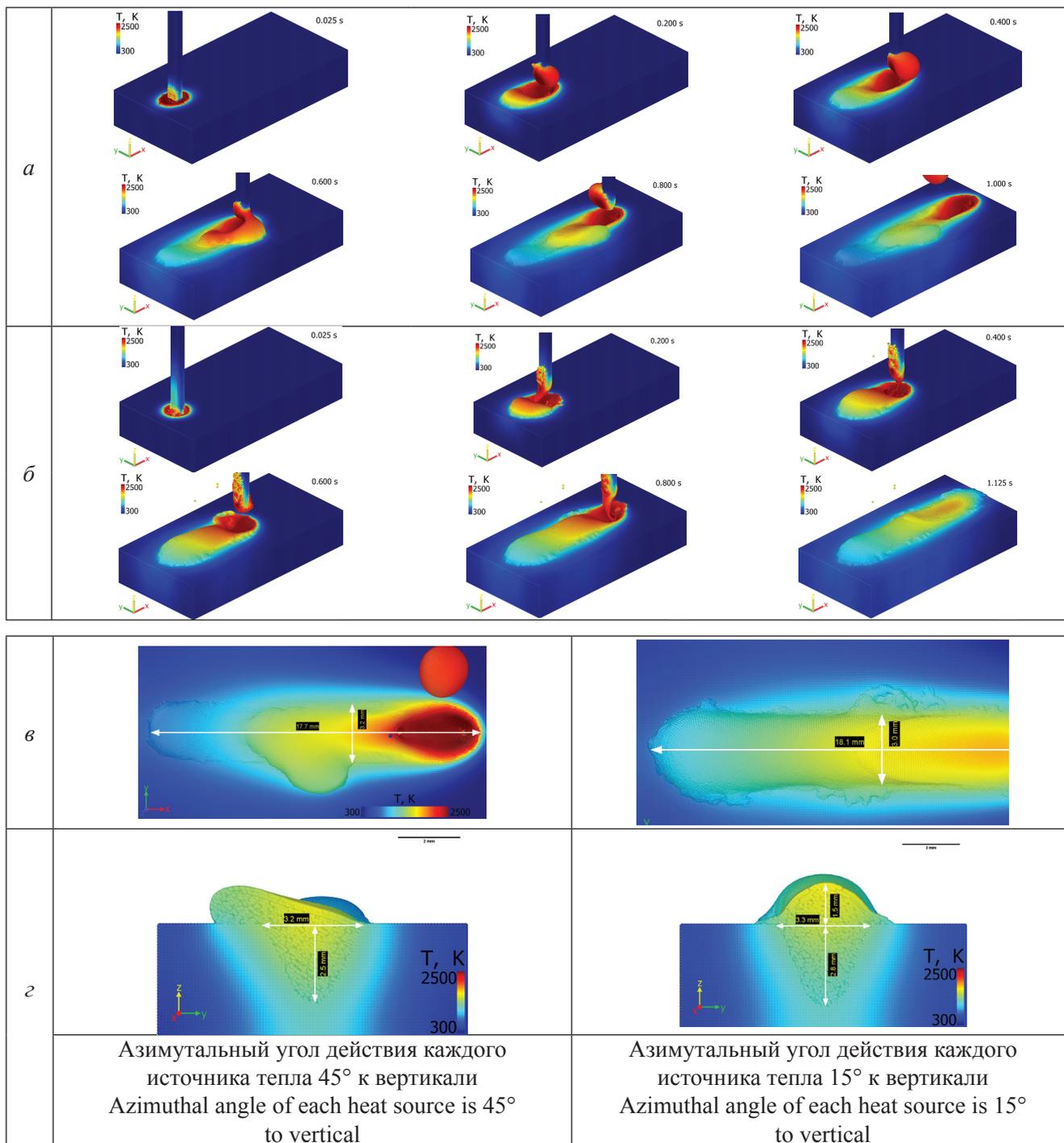


Рис. 4. Результаты численного расчета процесса наплавки вертикально подаваемого проволочного материала, оплаиваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, для варианта, при котором вектор скорости наплавки лежит в плоскости действия электронных пучков:

a – фрагменты результатов численного анализа при азимутальном угле наклона каждого электронного пучка 45° к вертикали; *б* – фрагменты результатов численного анализа при азимутальном угле наклона каждого электронного пучка 15° к вертикали; *в* – геометрические характеристики наплавленного валика; *z* – поперечные сечения зон проплавления и геометрия валиков (мощность каждого источника тепла 350 Вт)

Fig. 4. Results of numerical calculation of the deposition process of a vertically fed wire material, melted by two symmetrically acting electron beams, for the variant in which the deposition velocity vector lies in the action plane of the electron beams:

a – fragments of the results of numerical analysis at an azimuthal angle of inclination of each electron beam 45° to the vertical; *б* – fragments of the results of numerical analysis at an azimuthal angle of inclination of each electron beam 15° to the vertical; *в* – geometric characteristics of the deposited bead; *z* – cross-sections of the penetration zones and geometry of the beads (power of each heat source is 350 W)

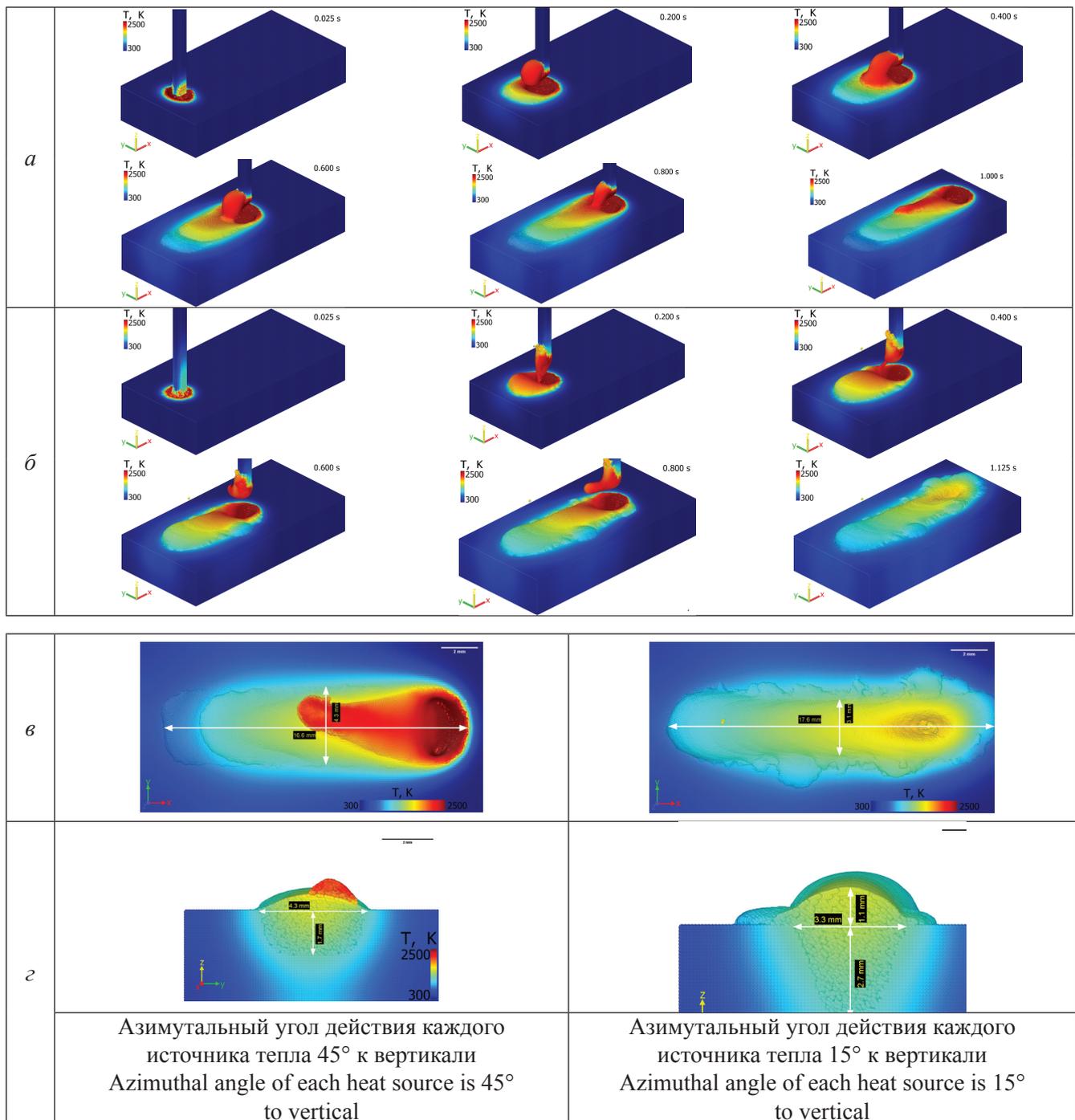


Рис. 5. Результаты численного расчета процесса наплавки вертикально подаваемого проволочного материала, оплаиваемого двумя симметрично действующими электронными пучками, для варианта, при котором вектор скорости наплавки перпендикулярен плоскости действия электронных пучков:

а – фрагменты результатов численного анализа при азимутальном угле наклона каждого электронного пучка 45° к вертикали; б – фрагменты результатов численного анализа при азимутальном угле наклона каждого электронного пучка 15° к вертикали; в – геометрические характеристики наплавленного валика; г – поперечные сечения зон проплавления и геометрия валиков (мощность каждого источника тепла 350 Вт)

Fig. 5. Results of numerical calculation of the deposition process of a vertically fed wire material, melted by two symmetrically acting electron beams, for the variant in which the deposition velocity vector is perpendicular to the plane of action of the electron beams:

а – fragments of the results of numerical analysis at an azimuthal angle of inclination of each electron beam 45° to the vertical; б – fragments of the results of numerical analysis at an azimuthal angle of inclination of each electron beam 15° to the vertical; в – geometric characteristics of the deposited bead; г – cross-sections of the penetration zones and geometry of the beads (power of each heat source is 350 W)

к вертикали, при этом наблюдаются незначительные искажения формы наплавляемых валиков от расположения вектора скорости наплавки относительно плоскости действия электронных пучков, что также подтверждает перспективность разрабатываемой технологии для выращивания деталей сложной формы.

Следующим этапом исследований станет верификация и калибровка математической модели с использованием экспериментальных данных для обеспечения возможности прогнозирования результатов наплавки и дальнейшей оптимизации процесса.

Список литературы

1. *Taminger K.M., Hafley R.A.* Electron beam freeform fabrication (EBF³) for cost effective near-net shape manufacturing. – Hampton, VA: National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2006. – (NASA technical memorandum; NASA/TM-2006-214284URL). – URL: <https://ntrs.nasa.gov/citations/20060009152> (accessed: 23.06.2022).

2. Patent Application US 2016/0288244 A1. Electron beam layer manufacturing: № 5/180,665: filed 13.06.2016: publ. date 06.10.2016 / Scott Stecker. – 30 p.

3. In-process thermal imaging of the electron beam freeform fabrication process / K.M. Taminger, C.S. Domack, J.N. Zalameda, B.L. Taminger, R.A. Hafley, E.R. Burke // Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering. – 2016. – Vol. 9861. – P. 986102. – DOI: 10.1117/12.2222439.

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

5. Особенности формирования изделий методом электронно-лучевой наплавки / А.В. Гуденко, А.П. Слива, В.К. Драгунов, А.В. Щербаков // *Сварочное производство*. – 2018. – № 8. – С. 12–19.

6. Effect of surface treatments on electron beam freeform fabricated aluminum structures / K.M. Taminger, R.A. Hafley, D.T. Fahringer, R.E. Martin // 2004 International Solid Freeform Fabrication Symposium. – Austin, TX, 2004. – P. 460–470. – DOI: 10.26153/tsw/7012.

7. AWS C7.1M/C7.1:2013. Recommended practices for electron beam welding and allied processes / American Welding Society (AWS), Committee on High Energy Beam Welding and Cutting. – American Welding Society, 2013. – 150 p. – ISBN 0-87171-721-2.

8. *Bird R.K., Atherton T.S.* Effect of orientation on tensile properties of Inconel 718 block fabricated with electron beam freeform fabrication (EBF3). – Hampton,

VA: National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2010. – (NASA technical memorandum; NASA/TM-2010-216719). – URL: <https://ntrs.nasa.gov/citations/20100025706> (accessed: 23.06.2022).

9. Microstructure and mechanical properties of electron beam deposits of AISI 316L stainless steel / L. Wang, S.D. Felicelli, J. Coleman, R. Johnson, K.M.B. Taminger, R.L. Lett // Proceedings of the ASME 2011 International Mechanical Engineering Congress and Exposition. – Denver, Colorado, USA, 2011. – Vol. 3: Design and Manufacturing. – P. 15–21. – DOI: 10.1115/IMECE2011-62445.

10. *Ivanchenko V.G., Ivasishin O.M., Semiatin S.L.* Evaluation of evaporation losses during electron-beam melting of Ti-Al-V alloys // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2003. – Vol. 34 (6). – P. 911–915. – DOI: 10.1007/s11663-003-0097-7.

11. Research on modeling of heat source for electron beam welding fusion-solidification zone / Y. Wang, P. Fu, Y. Guan, Z. Lu, Y. Wei // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2013. – Vol. 26 (1). – P. 217–223. – DOI: 10.1016/j.cja.2012.12.023.

12. *Chowdhury S., Nirsanametla Y., Muralidhar M.* Studies on heat transfer analysis of Ti2AlNb electron beam welds using hybrid volumetric heat source // Proceedings of the International Congress 2017 of the International Institute of Welding, 07–09 December 2017. – Chennai, India, 2017.

13. Modelling of heat and mass transfer for wire-based additive manufacturing using electric arc and concentrated sources of energy / D. Trushnikov, A. Perminov, V. Belenkiy, G. Permyakov, M. Kartashov, E. Matveev, A. Dushina, Y. Schitsyn, S. Pang, K.P. Karunakaran // *International Journal of Engineering and Technology*. – 2018. – Vol. 7, N 4.38. – P. 741–747. – DOI: 10.14419/ijet.v7i4.38.25777.

14. *Mladenov G.M., Koleva E.G., Trushnikov D.N.* Mathematical modelling for energy beam additive manufacturing // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2018. – Vol. 1089. – Art. 012001. – DOI: 10.1088/1742-6596/1089/1/012001.

15. Разработка и совершенствование технологий и оборудования для электронно-лучевого выращивания изделий / Д.Н. Трушников, Г.Л. Пермяков, С.В. Варушкин, Р.П. Давлятин, Ю.В. Баяндин, Ш. Панг // *СТИН*. – 2021. – № 6. – С. 38–40.

16. *Brackbill J., Kothe D.* Dynamic modeling of the surface tension // Proceedings of the Third Microgravity Fluid Physics Conference. – Cleveland, OH: NASA Lewis Research Center, 1996. – P. 693–698.

17. *Anisimov S.I., Khokhlov V.A.* Instabilities in laser-matter interaction. – Boca Raton, FL: CRC Press, 1995. – 141 p. – ISBN 0-8493-8660-8.

18. Weld pool flows during initial stages of keyhole formation in laser welding / J.-H. Cho, D.F. Farson, J.O. Milewski, K.J. Hollis // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2009. – Vol. 42, N 17. – DOI: 10.1088/0022-3727/42/17/175502.

19. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter and denudation zones / S.A. Khairallah, A.T. Anderson, A. Rubenchik, W.E. King // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 108 (16). – P. 36–45. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.014.

20. Fundamental analysis of the influence of powder characteristics in Selective Laser Melting of molybdenum based on a multi-physical simulation model /

K.-H. Leitz, C. Grohs, P. Singer, B. Tabernig, A. Planckensteiner, H. Kestler, L.S. Sigl // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2018. – Vol. 72. – P. 1–8. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.11.034.

21. Страхова Е.А., Ерофеев В.А., Судник В.А. Физико-математическое моделирование процесса широкослойной наплавки с поперечными колебаниями плазмотрона // *Сварка и диагностика*. – 2009. – № 3. – С. 32–38.

22. Semak V., Matsunawa A. The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 1997. – Vol. 30, N 18. – P. 2541–2552.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Numerical analysis of the process of electron beam additive deposition with vertical feed of wire material

Gleb Permyakov^{1, a, *}, Roman Davlyatshin^{1, b}, Vladimir Belenkiy^{1, c},
Dmitry Trushnikov^{1, d}, Stepan Varushkin^{1, e}, Shengyong Pang^{2, f}

¹ Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolsky Prospekt, Perm, 614990, Russian Federation

² Huazhong University of Science and Technology, Luoyu street No1037, Hongshan district, Wuhan city, 430074, China

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8158-3460>,  gleb.permyakov@yandex.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0002-7388-7699>,  romadavly@gmail.com,

^c  <https://orcid.org/0000-0001-7869-6632>,  vladimirbelenkij@yandex.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-7105-7934>,  trdimitr@yandex.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0002-9346-6445>,  stepan.varushkin@mail.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-5171-4148>,  spang@mail.hust.edu.cn

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 April 2022

Revised: 28 April 2022

Accepted: 18 June 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

Electron Beam

Electron beam surfacing

Additive technologies

Numerical experiment

Funding

This work was financially supported by the Ministry of Education and Science of Perm Krai (Agreement S-26/508 of 09.03.2021) and the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (State Task No. FSNM-2021-0011 and No. FSNM-2020-0028).

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. At present, additive technologies are actively developing all over the world and are becoming more and more widely used in industrial production. The use of electron beams in additive processes of directed energy input, the so-called Directed Energy Deposition (*DED*) technologies, has several advantages, the main ones being the flexibility of controlling the spatial and energy characteristics of the thermal source and the presence of a vacuum protective environment. The standard scheme for additive electron beam deposition is melting of a wire filler material fed from the side into the electron beam affected area, but this additive electron beam deposition pattern does not provide a uniform thermal impact in the deposited area. The most effective method for electron-beam deposition is vertical wire feeding, which provides the most stable formation of the liquid metal bath and, consequently, the deposited beads. At the same time, so far there are no results of numerical analysis of this process in order to determine its main regularities. **The aim of the work** is to carry out numerical experiments for qualitative analysis and determination of the regularities of formation of deposited beads and transfer of filler material, the dependence of the geometric characteristics of the obtained beads on the influence of vapor pressure forces, direction and value of the azimuthal angle of heat sources. **The research methods** were a series of numerical experiments, which analyzed variants of the electron-beam surfacing process at the location of the surfacing rate vector in the action plane of electron beams and perpendicular to this plane to determine the basic regularities of deposited beads formation and transfer of filler material, dependence of geometric characteristics of obtained beads on the influence of vapor pressure forces, direction of heat sources and the azimuth angle of heat sources. **Results and discussion.** It is found that the geometric characteristics of the deposited beads significantly depend on the relative position of the deposition velocity vector with respect to the plane of the electron beams, and consideration of the vapor pressure has a significant influence on the results of numerical simulation of the weld pool formation and the hydrodynamic processes occurring in it. In this case, the location of the deposition velocity vector perpendicular to the action plane of the electron beams, there is a more uniform geometry of the deposited metal beads, and increasing the azimuthal angle of the heat sources increases the probability of spitting to the periphery of the deposited bead, which is associated with limitation of the melt motion in the longitudinal direction by the vapor pressure forces.

For citation: Permyakov G.L., Davlyatshin R.P., Belenkiy V.Y., Trushnikov D.N., Varushkin S.V., Pang S. Numerical analysis of the process of electron beam additive deposition with vertical feed of wire material. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 6–21. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-6-21. (In Russian).

* Corresponding author

Permyakov Gleb L., Ph.D. (Engineering), Researcher,

Perm National Research Polytechnic University

29 Komsomolsky Prospekt,

614990, Perm, Russia

Tel.: +7 (964) 18504-75, e-mail: gleb.permyakov@yandex.ru

References

1. Taminger K.M., Hafley R.A. *Electron beam freeform fabrication (EBF³) for cost effective near-net shape manufacturing*. NASA technical memorandum. NASA/TM-2006-214284URL. Hampton, VA, National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2006. Available at: <https://ntrs.nasa.gov/citations/20060009152> (accessed 23.06.2022).
2. Stecker S. *Electron beam layer manufacturing*. Patent US, no. 2016/0288244 A1, 2016.
3. Taminger K.M., Domack C.S., Zalameda J.N., Taminger B.L., Hafley R.A., Burke E.R. In-process thermal imaging of the electron beam freeform fabrication process. *Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering*, 2016, vol. 9861, p. 986102. DOI: 10.1117/12.2222439.
4. Fuchs J., Schneider C., Enzinger N. Wire-based additive manufacturing using an electron beam as heat source. *Welding in the World*, 2018, vol. 62, pp. 267–275. DOI: 10.1007/s40194-017-0537-7.
5. Gudenko A.V., Sliva A.P., Dragunov V.K., Shcherbakov A.V. Osobennosti formirovaniya izdelii metodom elektronno-luchevoi naplavki [Features of the formation of products by electron-beam surfacing]. *Svarochnoe proizvodstvo = Welding International*, 2018, no. 8, pp. 12–19. (In Russian).
6. Taminger K.M., Hafley R.A., Fahringer D.T., Martin R.E. Effect of surface treatments on electron beam freeform fabricated aluminum structures. *2004 International Solid Freeform Fabrication Symposium*, Austin, TX, 2004, pp. 460–470. DOI: 10.26153/tsw/7012.
7. AWS C7.1M/C7.1:2013. *Recommended practices for electron beam welding and allied processes*. American Welding Society, 2013. 150 p. ISBN 0-87171-721-2.
8. Bird R.K., Atherton T.S. *Effect of orientation on tensile properties of Inconel 718 block fabricated with electron beam freeform fabrication (EBF³)*. NASA Technical Memorandum. NASA/TM-2010-216719. Hampton, VA, National Aeronautics and Space Administration, Langley Research Center, 2010. Available at: <https://ntrs.nasa.gov/citations/20100025706> (accessed 23.06.2022).
9. Wang L., Felicelli S.D., Coleman J., Johnson R., Taminger K.M.B., Lett R.L. Microstructure and mechanical properties of electron beam deposits of AISI 316L stainless steel. *Proceedings of the ASME 2011 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*. Vol. 3: *Design and Manufacturing*, Denver, Colorado, USA, 2011, pp. 15–21. DOI: 10.1115/IMECE2011-62445.
10. Ivanchenko V.G., Ivasishin O.M., Semiatin S.L. Evaluation of evaporation losses during electron-beam melting of Ti-Al-V alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2003, vol. 34 (6), pp. 911–915. DOI: 10.1007/s11663-003-0097-7.
11. Wang Y., Fu P., Guan Y., Lu Z., Wei Y. Research on modeling of heat source for electron beam welding fusion-solidification zone. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2013, vol. 26 (1), pp. 217–223. DOI: 10.1016/j.cja.2012.12.023.
12. Chowdhury S., Nirsanametla Y., Muralidhar M. Studies on heat transfer analysis of Ti2AlNb electron beam welds using hybrid volumetric heat source. *Proceedings of the International Congress 2017 of the International Institute of Welding*, 07–09 December 2017, Chennai, India, 2017.
13. Trushnikov D., Perminov A., Belenkiy V., Permyakov G., Kartashov M., Matveev E., Dushina A., Schitsyn Y., Pang S., Karunakaran K.P. Modelling of heat and mass transfer for wire-based additive manufacturing using electric arc and concentrated sources of energy. *International Journal of Engineering and Technology*, 2018, vol. 7, no. 4.38, pp. 741–747. DOI: 10.14419/ijet.v7i4.38.25777.
14. Mladenov G.M., Koleva E.G., Trushnikov D.N. Mathematical modelling for energy beam additive manufacturing. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1089, art. 012001. DOI: 10.1088/1742-6596/1089/1/012001.
15. Trushnikov D.N., Permyakov G.L., Varushkin S.V., Davlyatshin R.V., Bayandin Y.V., Pang S. Improving the electron-beam additive manufacturing growth of components. *Russian Engineering Research*, 2021, vol. 41, no. 9, pp. 874–876. DOI: 10.3103/S1068798X21090276. Translated from *STIN*, 2021, no. 6, pp. 38–40.
16. Brackbill J., Kothe D. Dynamic modeling of the surface tension. *Proceedings of the Third Microgravity Fluid Physics Conference*, Cleveland, OH, NASA Lewis Research Center, 1996, pp. 693–698.
17. Anisimov S.I., Khokhlov V.A. *Instabilities in laser-matter interaction*. Boca Raton, FL, CRC Press, 1995. 141 p. ISBN 0-8493-8660-8.
18. Cho J.-H., Farson D.F., Milewski J.O., Hollis K.J. Weld pool flows during initial stages of keyhole formation in laser welding. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2009, vol. 42, no. 17. DOI: 10.1088/0022-3727/42/17/175502.
19. Khairallah S.A., Anderson A.T., Rubenchik A., King W.E. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter and denudation zones. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108 (16), pp. 36–45. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.014.



20. Leitz K.-H., Grohs C., Singer P., Tabernig B., Plankensteiner A., Kestler H., Sigl L.S. Fundamental analysis of the influence of powder characteristics in Selective Laser Melting of molybdenum based on a multi-physical simulation model. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, vol. 72, pp. 1–8. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.11.034.

21. Strakhova E.A., Erofeev V.A., Sudnik V.A. Fiziko-matematicheskoe modelirovanie protsessa shirokosloinoi naplavki s poperechnymi kolebaniyami plazmotrona [Physical-mathematical modeling of wide-layer surfacing with transverse oscillations of plasma torch]. *Svarka i diagnostika = Welding and Diagnostics*, 2009, no. 3, pp. 32–38. (In Russian).

22. Semak V., Matsunawa A. The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 1997, vol. 30, no. 18, pp. 2541–2552.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Теоретический анализ способов пассивного шлифования рельсов

Андрей Ильиных^{a,*}, Виктор Банул^b, Денис Воронцов^c

Сибирский государственный университет путей сообщения, ул. Дуси Ковальчук, 191, 630049, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-4234-6216>, asi@stu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-4257-2686>, banul@ngs.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-3819-781X>, voroncovds@stu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923

История статьи:

Поступила: 15 июня 2022
Рецензирование: 29 июня 2022
Принята к печати: 05 июля 2022
Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Шлифование рельсов
Пассивное шлифование
Эффективность механической обработки
Производительность шлифования

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке субсидий из Федерального бюджета на развитие кооперации российских образовательных организаций высшего образования, государственных научных учреждений и организаций реального сектора экономики в целях реализации комплексных проектов по созданию высокотехнологических производств.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Существуют различные технологии механической обработки рельсов, предназначенные для устранения дефектов на поверхности катания и продления их жизненного цикла. Наиболее распространенной является технология шлифования рельсов вращающимися шлифовальными кругами с применением рельсошлифовальных поездов. Основной ее недостаток – низкая рабочая скорость перемещения шлифовального поезда, требующая организации технологических окон с остановкой движения поездов по перегону. Для выполнения профилактического шлифования рельсов с минимальным съемом металла с головки рельса в последние годы получают распространение технологии пассивного шлифования с применением шлифовальных кругов. Пассивное шлифование – это когда на шлифовальном круге отсутствует мощность для активного его вращения. Такие методы позволяют достигать высоких скоростей движения шлифовального поезда, а работы можно осуществлять в графике движения поездов без закрытия перегона. В настоящее время технологии пассивного шлифования являются относительно новыми и не обладают необходимой научной базой для осуществления оптимизации процесса механической обработки. **Цель работы.** Теоретические исследования кинематического и силового анализа двух методов пассивного шлифования рельсов: периферией и торцом шлифовального круга. **Методология проведения работы:** кинематический и силовой расчет схем шлифования рельсов. **Результаты и их обсуждение.** В рамках теоретических исследований проведен кинематический и силовой анализ двух методов пассивного шлифования, на основании которого определены оптимальные условия их реализации. Установлено, что метод пассивного шлифования периферией круга имеет большую на 20 % производительность и энергоэффективность процесса перед торцевым пассивным шлифованием за счет большей скорости вращения шлифовального круга при равных усилиях его прижатия к рельсу. При этом пассивное шлифование торцом круга отличается большим в 2 раза диапазоном изменения как скорости вращения шлифовального круга, так и усилия его прижатия, что позволяет при равных скоростях движения шлифовальных поездов достичь большего съема металла. В заключении сформулированы перспективные задачи дальнейших исследований в области пассивного шлифования рельсов.

Для цитирования: Ильиных А.С., Банул В.В., Воронцов Д.С. Теоретический анализ способов пассивного шлифования рельсов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 22–39. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-22-39.

Введение

На сегодняшний день в условиях интенсификации работы железных дорог вопросам содержания железнодорожного пути и, в частности, рельсов уделяется особое внимание. Одним из

*Адрес для переписки

Ильиных Андрей Степанович, д.т.н., доцент
Сибирский государственный университет путей сообщения,
ул. Дуси Ковальчук, 191,
630049, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 328–04–13, e-mail: asi@stu.ru

приоритетных направлений, которое позволяет продлить жизненный цикл рельсов, является технология их шлифования в условиях железнодорожного пути [1–3]. Задачи, возлагаемые на данный вид технологического воздействия, обширные и могут заключаться как в предотвращении образования дефектов контактно-усталостного характера, так и удалении уже имеющихся дефектов и формировании требуемого профиля рельсов [4]. В связи с этим в зависимости от поставленных задач разделяют шлифование превентивное (предупредительное, профилактическое), ремонтное (корректирующее) и восстановительное (профилирующее). Каждый из указанных подходов определяет технологию его реализации [5]. Так, восстановительное шлифование характеризуется необходимостью большого съема металла с рельса при относительно невысоких скоростях движения рельсошлифовального поезда (РШП), а, в свою очередь, превентивное шлифование должно выполняться на максимальных скоростях дви-

жения РШП с относительно небольшим съемом металла рельса (см. таблицу). Эффективно реализовать такой диапазон режимов работы на одном виде технологического оборудования невозможно [6–8]. Применяемые на сегодняшний день рельсошлифовальные поезда типа RR–48, РШП–48 и РШП–48К ограничиваются следующими режимами шлифования: рабочая скорость РШП от 4 до 8 км/ч; средний съем металла от 0,05 до 0,3 мм за проход. При этом реализуется схема «активного» шлифования, которая заключается в плоском торцевом шлифовании вращающимися абразивными кругами с частотой вращения 3600 об/мин, которые приводятся во вращение электродвигателями. Таким образом, использование указанных типов рельсошлифовальных поездов в профилактических целях крайне не эффективно, поскольку невозможно производить работы по шлифованию на скоростях РШП, превышающих 8 км/ч, даже при минимальном съеме металла.

Технологические воздействия по шлифованию рельсов

Technological impacts of rail grinding

Технологическое воздействие / Technological impact	Цель воздействия / The purpose of the impact	Технология обработки / Machining technology
Превентивное (предупредительное, профилактическое) / Preventive (prophylactic)	Недопущение образования поверхностных дефектов рельсов / Preventing the formation of surface defects in rails	Незначительный съем металла (до 0,1 мм) на больших скоростях движения (до 90 км/ч) / Insignificant metal removal (up to 0.1 mm) at high speeds (up to 90 km/h)
Ремонтное (корректирующее) / Repair (corrective)	Удаление поверхностных дефектов рельсов, устранение волнообразного износа, корректировка поперечного профиля рельса / Removal of surface defects of rails, elimination of wave-like wear, correction of the cross profile of the rail	Большой съем металла (до 1,5 мм) на отдельных участках головки рельса на средних скоростях движения (до 15 км/ч) / Heavy metal removal (up to 1.5 mm) in certain sections of the rail head at medium speeds (up to 15 km/h)
Восстановительное (профилирующее) / Restorative (profiling)	Восстановление поперечного (ремонтного) профиля рельсов, перепрофилирование старогодных рельсов и при переукладке рельсов в кривых участках пути / Restoration of the transverse (repair) profile of rails, reprofiling of old-year rails and when relaying rails in curved track sections	Большой съем металла (до 3,5 мм) по всему поперечному профилю рельса на малых скоростях движения (до 6 км/ч) / Heavy metal removal (up to 3.5 mm) along the entire transverse profile of the rail at low speeds (up to 6 km/h)

Еще одним фактором, оказывающим значительное влияние на эффективность процесса шлифования рельсов, – это необходимость организации технологических окон для производства работ. Существующие скорости работы РШП (до 8 км/ч) не позволяют их использовать в рамках расписания движения пассажирских и грузовых составов, что приводит к необходимости закрытия для движения целых перегонов – организация технологических окон и, как следствие, к возникновению больших финансовых затрат, вызванных уменьшением пропускных способностей участков железнодорожного пути [9].

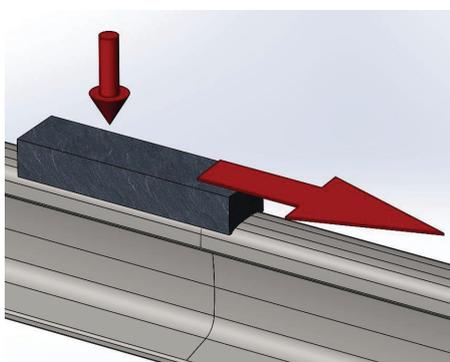
На основании вышеизложенного актуальной проблемой путевого комплекса железных дорог является расширение технологических возможностей рельсошлифовальных поездов. Ключевой задачей в решении указанной проблемы является повсеместное увеличение рабочей скорости рельсошлифовальных поездов с целью исключения или, как минимум, сокращения продолжительности технологических окон. Наиболее перспективным является повышение скоростей РШП при выполнении работ по профилактическому и корректирующему шлифованию с незначительными съемами металла рельса [10, 11].

Технология шлифования рельсов с момента своего появления была направлена прежде всего на недопущение образования волнообразного износа рельсов, пробуксовок и поверхностных дефектов на наиболее нагруженных участках

пути, т. е. носила профилактический характер. С этой целью начиная с 60-х годов XX века применялась технология пассивного шлифования рельсов [12]. Термин – «пассивное» в данном случае характеризует отсутствие у абразивного инструмента дополнительных движений (как правило, вращательного или возвратно-поступательного) за счет специальных приводных механизмов. Шлифование происходит только за счет прижатия и продольного перемещения инструмента.

Реализация данной технологии на отечественных железных дорогах осуществлялась при помощи так называемых рельсошлифовальных вагонов (РШВ), которые также выполняли функцию рельсооткалывания. В движение эти вагоны приводились локомотивом. Принцип их работы заключался в прижатии к рельсу с постоянным усилием абразивных брусков (рис. 1, а), которые находились на ходовых тележках вагонов между колесными парами (рис. 1, б). Таким образом, при движении вагонов производилось шлифование поверхности катания головки рельса.

Данная технология шлифования предполагала рабочее перемещение РШВ на достаточно высоких скоростях – до 60 км/ч и не требовала организации технологических окон. При этом она обладала рядом существенных недостатков, таких, как быстрое засаливание абразивных брусков и необходимость их приработки под конкретный поперечный профиль рельса. Кроме того, в процессе шлифования формировались только продольные риски на обработанной по-



а



б

Рис. 1. Рельсошлифовальный вагон РШВ:

а – принципиальная схема шлифования; б – общий вид шлифовального оборудования РШВ

Fig. 1. Railgrinder RShV:

а – grinding schematic diagram; б – general view of the grinding equipment

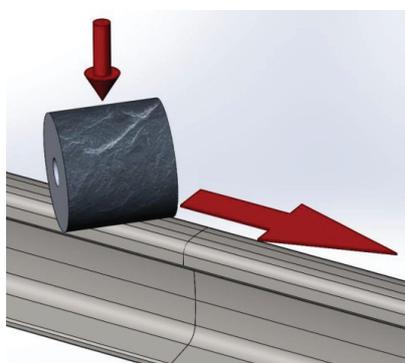
верхности рельса, что снижало эффективность удаления металла.

В силу указанных недостатков и низкой эффективности процесса брускового пассивного шлифования к середине 90-х годов XX века он был практически полностью заменен на технологию шлифования рельсов с применением «активных» рабочих органов – вращающихся шлифовальных кругов. Но, как было отмечено ранее, РШП, реализующие технологию активного шлифования рельсов, значительно ограниченные по скорости рабочего перемещения, могут работать только в «окно» и, как правило, используются для ремонтного и восстановительного шлифования. Таким образом, вопрос организации превентивного шлифования рельсов усложнялся отсутствием соответствующего оборудования, способного шлифовать рельсы на больших скоростях движения.

С растущей плотностью и скоростью грузовых и пассажирских перевозок, развитием высокоскоростного движения потребность в профилактическом шлифовании без нарушения движения поездов только возрастала. В этой связи в начале 2000-х годов немецкой компанией Stahlberg-Rönsch (SRL) был предложен способ пассивного высокоскоростного шлифования рельсов периферией шлифовального круга – High Speed Grinding (HSG), который в некоторой степени исключал недостатки известного брускового пассивного шлифования [13–14] (далее – метод HSG).

В методе HSG предложено производить одновременное шлифование верхней и боковой рабочих поверхностей головки рельса с помощью цилиндрических шлифовальных кругов. Эти круги имеют возможность свободного вращения вокруг своей оси и прижимаются соответствующим механизмом к головке рельса под заданным углом к направлению движения. Вращение шлифовальных кругов осуществляется за счет действия сил трения между поверхностями рельса и круга при продольном перемещении абразивного инструмента (рис. 2, а). Таким образом, в ходе самопроизвольного проворачивания шлифовального круга обеспечивается непрерывная обновляемость рабочей поверхности абразивного инструмента и, как следствие, исключается его засаливание [14, 15].

В 2007 году компания SRL построила машину, работающую по методу HSG. Новый рельсошлифовальный поезд RC-01 включал 96 шлифовальных кругов (рис. 2, б) и мог производить шлифование на скоростях до 80 км/ч, удаляя при этом слой металла толщиной около 0,05 мм за проход. На тот момент RC-01 был первым в мире и единственным рельсошлифовальным поездом, который применялся для шлифования рельсов без закрытия перегона и вписывался в рамки регулярного графика движения грузовых и пассажирских поездов. RC-01 работал на основных направлениях и высокоскоростных линиях Deutsche Bahn Netz AG [14, 15].



а



б

Рис. 2. Рельсошлифовальный поезд RC-01:

а – принципиальная схема шлифования; б – общий вид шлифовального оборудования RC-01

Fig. 2. Railway grinding train RC-01:

а – grinding schematic diagram; б – general view of the grinding equipment

В дальнейшем компания SRL вошла в состав группы компаний Vossloh, и на сегодняшний день метод HSG является ее уникальной технологией. С помощью данной технологии, а также на основе накопленного опыта эксплуатации шлифовального поезда RC-01 в Vossloh разработали и в 2010 году изготовили новый рельсошлифовальный поезд – HSG-2 (рис. 3). В новой машине был использован все тот же метод HSG (см. рис. 2, а), при этом максимальная рабочая скорость поезда была увеличена до 100 км/ч [15].

Новая шлифовальная машина позволила Vossloh стать первой частной компанией, предоставляющей услуги по профилактическому техническому обслуживанию высокоскоростных участков железных дорог в Европе и Китае.

При всех положительных моментах у метода HSG имеется и недостаток. Основной отрицательной стороной метода пассивного шлифования периферией шлифовального круга является

необходимость приработки абразивного инструмента под обрабатываемый поперечный профиль рельса.

Так, в начальный момент обработки шлифовальный круг имеет цилиндрическую форму и его контакт с рельсом осуществляется по поверхности катания (рис. 4, а). В процессе шлифования абразивный круг начинает изнашиваться и принимать очертания профиля рельса, при этом контакт круга с рельсом расширяется (рис. 4, б). При дальнейшей обработке абразивный круг полностью прирабатывается и охватывает шлифованием как верхнюю, так и боковую рабочую поверхности рельса (рис. 4, в).

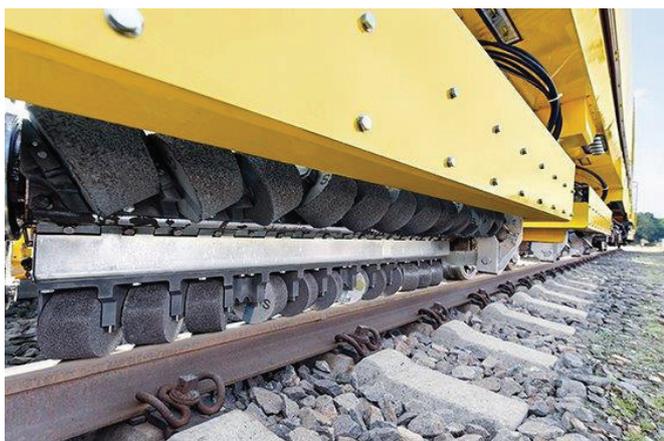
Таким образом, от момента начала шлифования до полной приработки абразивного инструмента должно пройти определенное количество времени. С учетом того, что рабочая скорость рельсошлифовального поезда составляет около 100 км/ч, поезд проезжает значительную часть пути, на которой профиль рельса остается не полностью обработанным. Кроме того, следует отметить, что геометрия поперечного профиля рельса на различных участках железнодорожного пути может быть неодинакова, т. е. можно предполагать, что при определенных условиях, абразивные круги могут частично находиться в состоянии приработки до полного своего износа. Особенно это характерно при наличии кривых участков пути различного радиуса, спусков или подъемов, участков торможения или разгона на обрабатываемом перегоне.

Для исключения указанного недостатка метода HSG в Сибирском государственном университете путей сообщения (СГУПС) предложен способ пассивного шлифования торцом абразивного круга [16]. В предлагаемом способе расположение шлифовальных кругов относительно рельса аналогично методу активной обработки вращающимися шлифовальными кругами, применяемому на рельсошлифовальных поездах типа РШП (рис. 5), при этом абразивный инструмент не имеет привода от электродвигателя и свободно закреплен на оси вращения.

Шлифование в данном случае происходит за счет прижатия торца абразивного круга к обрабатываемой поверхности рельса и одновременной его установки с эксцентриситетом e относительно соответствующей дорожки шлифования (рис. 6). Тем самым обеспечивается пассивное



а



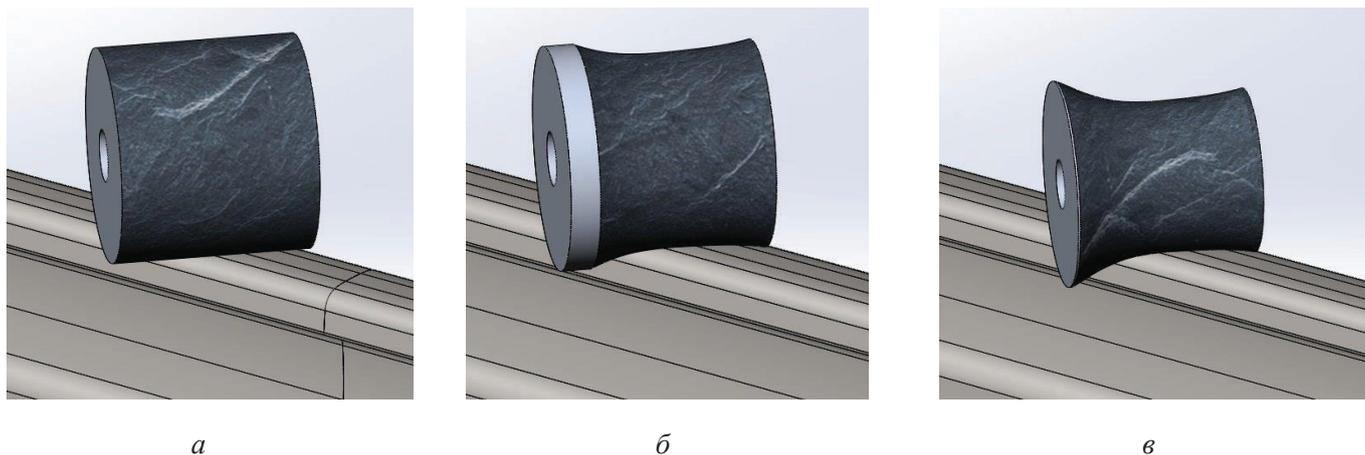
б

Рис. 3. Рельсошлифовальный поезд HSG-2:

а – общий вид HSG-2; б – общий вид шлифовального оборудования HSG-2

Fig. 3. Railway grinding train HSG-2:

а – general view of HSG-2; б – general view of grinding equipment HSG-2



а

б

в

Рис. 4. Схема приработки абразивного круга в технологии HSG:

а – начало работы; б – процесс приработки; в – приработанный инструмент

Fig. 4. The scheme of breaking-in of an abrasive wheel by HSG technology:

а – process beginning; б – breaking-in process; в – broken-in tool



а



б

Рис. 5. Шлифовальное оборудование рельсошлифовальных поездов типа РШП:

а – общий вид шлифовального оборудования РШП; б – схема расстановки шлифовальных кругов по поперечному профилю рельса

Fig. 5. Grinding equipment of RShP rail grinding trains:

а – general view of the grinding equipment RShP; б – scheme of the grinding wheels arrangement along the rail transverse profile

вращение шлифовального круга, за счет действия сил трения по мере линейного перемещения рельсошлифовального поезда [16] (далее – метод СГУПС).

Дополнительным преимуществом метода, предложенного СГУПС, является возможность его реализации на базе существующей конструкции рельсошлифовальных поездов типа РШП, а также возможность совмещения технологий пассивного и активного шлифования в одной путовой машине.

Оценка возможности применения тех или иных способов обработки рельсов для заданных условий эксплуатации может быть осуществлена только с помощью имеющейся научной базы, которая применительно к пассивному шлифованию рельсов на сегодняшний день отсутствует в силу своей ограниченной применимости. Кроме того, технология пассивного шлифования рельсов является относительно новой и характеризуется небольшим количеством исследований в этой области и, как следствие, ограниченным

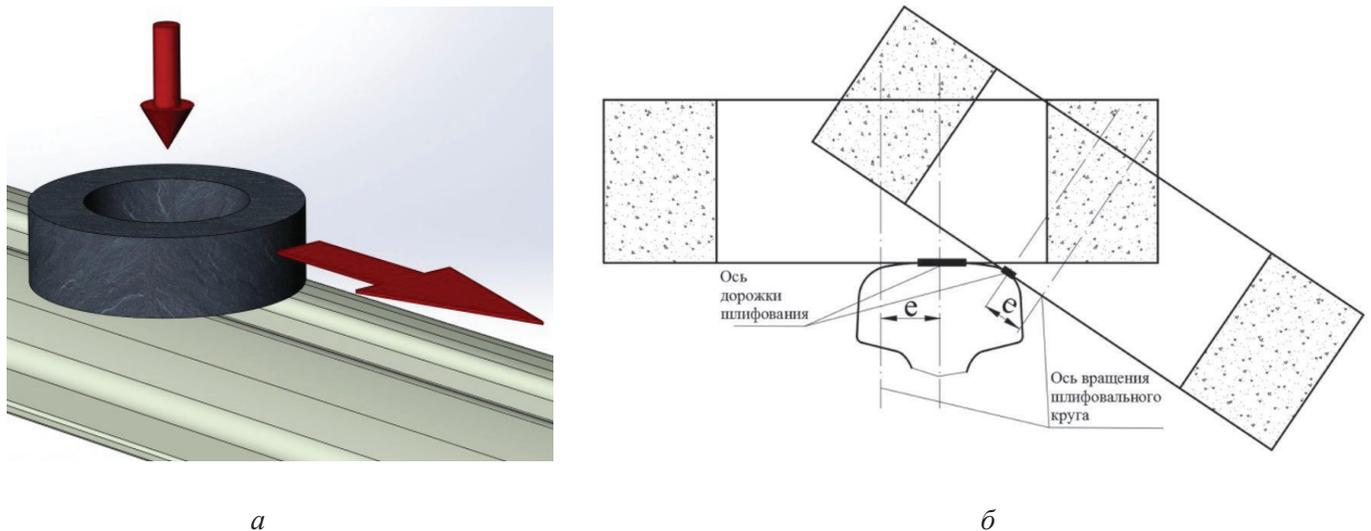


Рис. 6. Способ пассивного шлифования СГУПС:
 а – принципиальная схема шлифования; б – схема формирования эксцентриситета

Fig. 6. Passive grinding method by STU:

а – grinding schematic diagram of; б – formation of eccentricity diagram

количеством публикаций, что подтверждается в работах.

Таким образом, **целью исследований**, представленных в данной статье, являлось проведение сравнительного теоретического анализа двух рассмотренных схем пассивного шлифования рельсов по методам HSG и СГУПС с позиции эффективности их применения при механической обработке рельсов.

Теоретические исследования

Эффективность процесса шлифования рельсов определяется, прежде всего, производительностью механической обработки, которая складывается из скорости линейного перемещения абразивного инструмента (скорости рельсошлифовального поезда) и съема металла с поверхности рельса. Если в целях сравнения двух схем шлифования задаться одинаковой скоростью рельсошлифовальных поездов, то ключевым параметром оценки эффективности будет съем металла при обработке. Под съемом металла в данном случае подразумевается аналог припуска на обработку, отличающийся тем, что ввиду отсутствия жесткости технологической системы величина удаляемого слоя металла определяется не настроечным размером технологического оборудования, а усилием прижатия шлифовального круга к рельсу [17].

Исходя из теории резания единичным зерном [18–20] удаляемый слой металла при шлифовании определяется глубиной рисков, формируемых абразивными зёрнами и их количеством. В свою очередь, глубина рисков определяется силой прижатия шлифовального круга к обрабатываемой поверхности, а их количество – частотой вращения шлифовального круга. Таким образом, потенциальная производительность рассматриваемых схем «пассивного» шлифования будет определяться развиваемой скоростью вращения шлифовального круга и его вращающим моментом. В комплексе эти два параметра будут определять возможную к реализации мощность резания. На основании вышеизложенного для решения поставленной задачи был проведен кинематический и силовой анализ двух рассматриваемых схем шлифования. В ходе анализа были приняты следующие допущения.

1. В анализе приняты идеализированные условия взаимодействия шлифовального круга с рельсом.

2. Движение шлифовального поезда передает силовое воздействие на шлифовальный круг через рельс, т. е. рассматривается воздействие рельса на шлифовальный круг.

3. Рассматривается взаимодействие шлифовального круга с рельсом в точке контакта, рас-

полагающейся на его периферии. В эту точку приходится силовое воздействие от движения шлифовального поезда.

4. Коэффициент резания металла принимает-ся как коэффициент трения. При этом в анализе не учитывается площадь взаимодействия шлифовального круга с рельсом.

5. В анализе приняты идентичные условия реализации схем шлифования. В сравнительных расчетах принимались одинаковые значения коэффициентов трения, усилий прижатия, диаметров шлифовального круга и скоростей шлифовального поезда.

С учетом поставленной задачи с точки зрения кинематического анализа наибольший интерес в рассматриваемых схемах шлифования представляет определение возможной скорости шлифовального круга в зависимости от скорости перемещения шлифовального поезда. Для определения возможных скоростей шлифовальных кругов рассмотрим расчетные схемы взаимодействия шлифовального круга с рельсом при различных схемах шлифования, которые представлены на рис. 7 (вид сверху).

Для представленных схем скорость вращения шлифовального круга будет определяться по следующим соотношениям:

для метода HSG:

$$V_c = V_t \cos \alpha, \tag{1}$$

где V_c – скорость вращения шлифовального круга, м/с; V_t – скорость движения шлифовального поезда, м/с; α – угол разворота шлифовального круга относительно направления движения, град.;

для метода СГУПС:

$$V_c = \frac{V_t}{\cos \varphi}, \tag{2}$$

где φ – угол, определяющий точку контакта шлифовального круга с рельсом в зависимости от его смещения относительно оси рельса, град.;

$$\cos \varphi = \frac{e}{R}, \tag{3}$$

где e – эксцентриситет, м (смещение оси вращения шлифовального круга относительно дорожки шлифования (см. рис. 6)); R – радиус шлифовального круга, м (в дальнейших расчетах принято $R = 125$ мм).

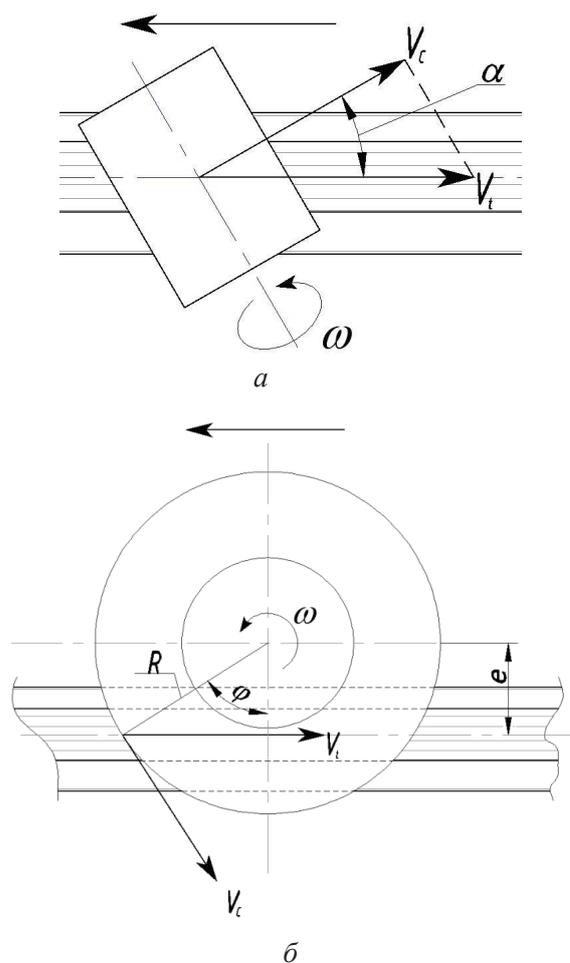


Рис. 7. Схемы кинематического взаимодействия шлифовальных кругов:

a – способ HSG; *б* – способ СГУПС

Fig. 7. Kinematic interaction schemes of grinding wheels:

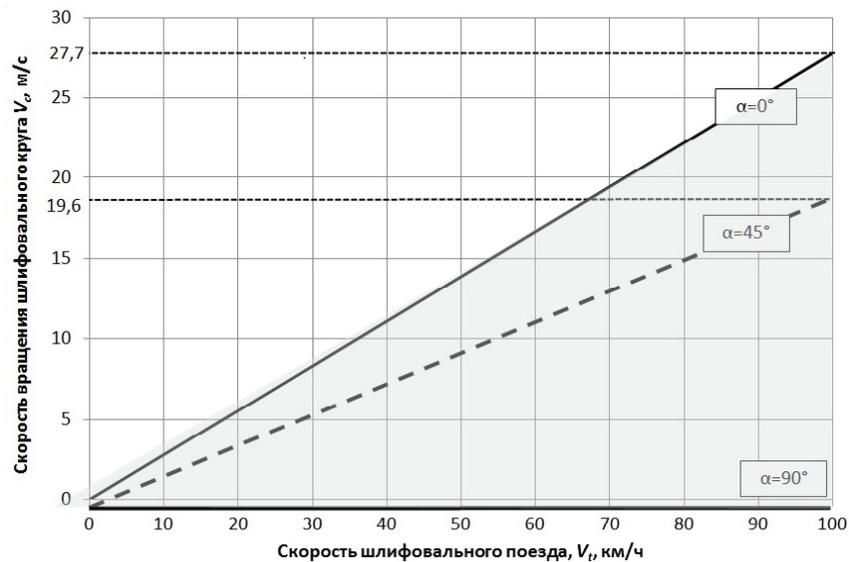
a – HSG method; *б* – STU method

С учетом формулы (3) выражение (2) примет следующий вид:

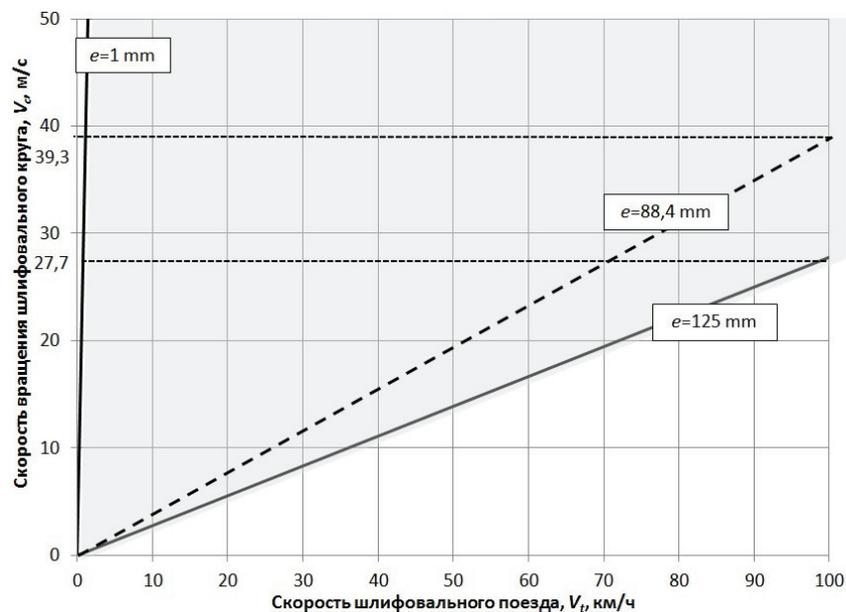
$$V_c = \frac{V_t R}{e}. \tag{4}$$

Графически зависимости (1) и (4) представлены на рис. 8. Из графиков видно, что в обеих схемах шлифования увеличение скорости шлифовального круга происходит пропорционально увеличению скорости шлифовального поезда. При этом значительное влияние на степень изменения скорости шлифовального круга оказывает угол α для схемы HSG и эксцентриситет e для схемы СГУПС.

Серым цветом на графиках выделены области возможных значений скорости шлифовального круга в зависимости от исходных условий.



а



б

Рис. 8. Зависимость скорости вращения шлифовального круга от скорости движения шлифовального поезда:

а – способ HSG; б – способ СГУПС

Fig. 8. Dependence of a grinding wheel rotation speed on grinding train speed:

а – HSG method; б – STU method

На графике (рис. 8, а) видно, что в схеме шлифования HSG скорость шлифовального круга может достичь максимального значения 27,7 м/с при скорости поезда 100 км/ч и $\alpha = 0^\circ$. Фактически это свидетельствует о вращении–качении шлифовального круга без проскальзывания. Это значит, что при $\alpha = 0^\circ$ процесса срезания стружки происходит не будет независимо от скорости движения поезда.

Рассмотрение схемы шлифования СГУПС из графика (рис. 8, б) показывает, что в отличие от схемы HSG скорость круга 27,7 м/с – это минимально возможное значение для скорости поезда 100 км/ч и реализуется эта скорость при максимальном эксцентриситете e , который равен радиусу шлифовального круга ($e = 125\text{ мм}$). При уменьшении эксцентриситета e скорость шлифовального круга значительно увеличивается

и при значениях e , близких к нулю, теоретически может достигать 3500 м/с (выходит за область представленного графика).

Таким образом, при прочих равных условиях схема шлифования СГУПС изначально обладает более высокой скоростью шлифовального круга, что свидетельствует о возможно большей потенциальной производительности процесса шлифования. Однако обособленный кинематический анализ не дает полного представления об эффективности рассматриваемых схем механической обработки.

Рассмотрим силовое воздействие на шлифовальный круг, которое возникает при реализации рассматриваемых схем шлифования. Расчетные схемы представлены на рис. 9. Движение шлифовального поезда передает через рельс силовое воздействие F_t на шлифовальный круг, которое, в свою очередь, раскладывается на силу, приводящую шлифовальный круг во вращение F_r , и силу F_g , препятствующую вращению, которую условно можно принять за силу непосредственного шлифования (силу резания). При этом следует отметить, что в обоих

случаях силовое воздействие от шлифовального поезда F_t одинаковое и определяется зависимостью

$$F_t = Q\lambda, \quad (5)$$

где Q – сила прижатия шлифовального круга к обрабатываемой поверхности головки рельса, Н; λ – коэффициент взаимодействия шлифовального круга с поверхностью рельса. Данный коэффициент представляет собой аналог коэффициента трения, зависящий от свойств абразивного инструмента (зернистость, материал абразивного зерна и др.) и обрабатываемой поверхности рельса. Определяется данный коэффициент эмпирическим путем на основании отношения силы трения к реакции силы, направленной по нормали к поверхности касания, возникающей при прижатии шлифовального круга к рельсу. С учетом того, что в настоящей работе проводится сравнительный анализ двух схем шлифования, принимаются равные значения λ для обеих схем шлифования. Для упрощения дальнейших сравнительных расчетов для обеих схем шлифования принимается $\lambda = 1$.

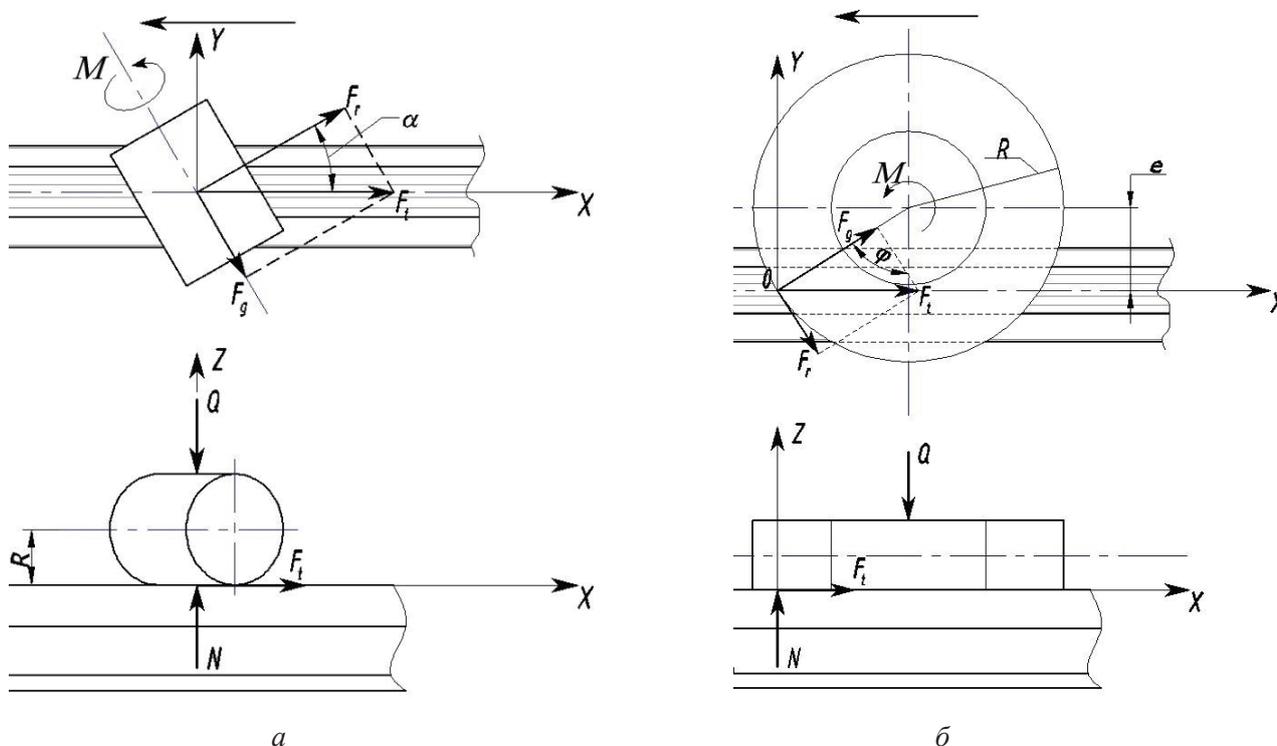


Рис. 9. Схемы силового взаимодействия шлифовальных кругов:

a – способ HSG; *б* – способ СГУПС

Fig. 9. Force interaction of grinding wheels schemes:

a – HSG method; *б* – STU method

В соответствии с представленными схемами (рис. 9, а) определим составляющие силового взаимодействия шлифовального круга с рельсом. Для способа шлифования HSG составляющие силы определяются соотношениями:

$$F_r = F_t \cos \alpha = Q\lambda \cos \alpha, \quad (6)$$

$$F_g = F_t \sin \alpha = Q\lambda \sin \alpha. \quad (7)$$

Для способа СГУПС:

$$F_r = F_t \cos \varphi = \frac{F_t e}{R} = \frac{Q\lambda e}{R}, \quad (8)$$

$$F_g = F_t \sin \varphi = \frac{F_t \sqrt{R^2 - e^2}}{R} = \frac{Q\lambda \sqrt{R^2 - e^2}}{R}. \quad (9)$$

Из представленных зависимостей (6)–(9) видно, что с увеличением одной из составляющей силового воздействия вторая будет уменьшаться. Соотношения составляющих сил будут определяться углом α для метода HSG и углом φ , определяющимся эксцентриситетом e , для метода СГУПС.

В качестве примера произведем расчет по формулам (6)–(9) для всех возможных диапазонов угла α и эксцентриситета e . В расчетах примем значения $Q = 500$ Н и $\lambda = 1$, $R = 125$ мм. Результаты расчетов графически отображены на рис. 10.

На обоих графиках (рис. 10) видно, что имеется точка пересечения зависимостей составляющих силового воздействия F_r и F_g . Те области графиков, где сила F_r , приводящая шлифовальный круг во вращение, меньше силы резания F_g , характеризуются тем, что шлифовальный круг имеет меньшую возможность к проворачиванию. При этом, чем больше разница в значениях этих составляющих силы, тем вероятность проворачивания шлифовального круга меньше. Так, при значениях угла α , близких к 90° , а эксцентриситета e , близких к нулю, вращение шлифовальных кругов практически исключается, и процесс механической обработки рельса по своему принципу переходит в обычное брусковое шлифование, описанное ранее (см. рис. 1).

Обратная ситуация возникает, когда значение силы F_r превышает значение силы F_g . В этом случае свободное проворачивание шлифовального круга начинает преобладать над процессом срезания металла, и при минимальных значениях угла α и максимальных значениях эксцентриситета e движение абразивного инструмента фактически переходит во вращение–качение без проскальзывания, при котором процесс механической обработки не происходит.

Точку пересечения графиков в данном случае можно считать условием оптимизации значений угла α или же эксцентриситета e для соответствующих методов шлифования, при которых будет осуществляться максимально эффективная механическая обработка поверхности рельса с равномерным вращением шлифовального круга, исключаящее его засаливание и потерю работоспособности.

Исходя из условия $F_r = F_g$ совместное решение уравнений (6) и (7) для метода HSG показывает, что $\cos \alpha = \sin \alpha$, что соответствует $\alpha = 45^\circ$, которое и можно считать оптимальным значением угла разворота шлифовального круга. Аналогичное решение уравнений (8) и (9) для метода СГУПС показывает, что оптимальное значение эксцентриситета определяется зависимостью

$$e = \frac{R}{\sqrt{2}}, \quad (10)$$

и при принятом радиусе шлифовального круга $R = 125$ мм $e = 88,4$ мм. Полученные оптимальные значения α и e являются постоянными и неизменными, независимо от значений Q и λ .

Возвращаясь к кинематическому анализу, можно сопоставить скорости вращения шлифовальных кругов для полученных оптимальных значений α и e (см. рис. 8). Так, при значении $\alpha = 45^\circ$ и при скорости рельсошлифовального поезда 100 км/ч скорость шлифовального круга для метода HSG составит 19,6 м/с. Для метода СГУПС при прочих равных условиях при значении $e = 88,4$ мм скорость шлифовального круга составит 39,3 м/с, что свидетельствует о потенциале метода СГУПС в части большей производительности механической обработки.

Выполненный по отдельности кинематический и силовой анализ рассматриваемых методов шлифования не позволяет в полной мере оценить эффективность процессов механической

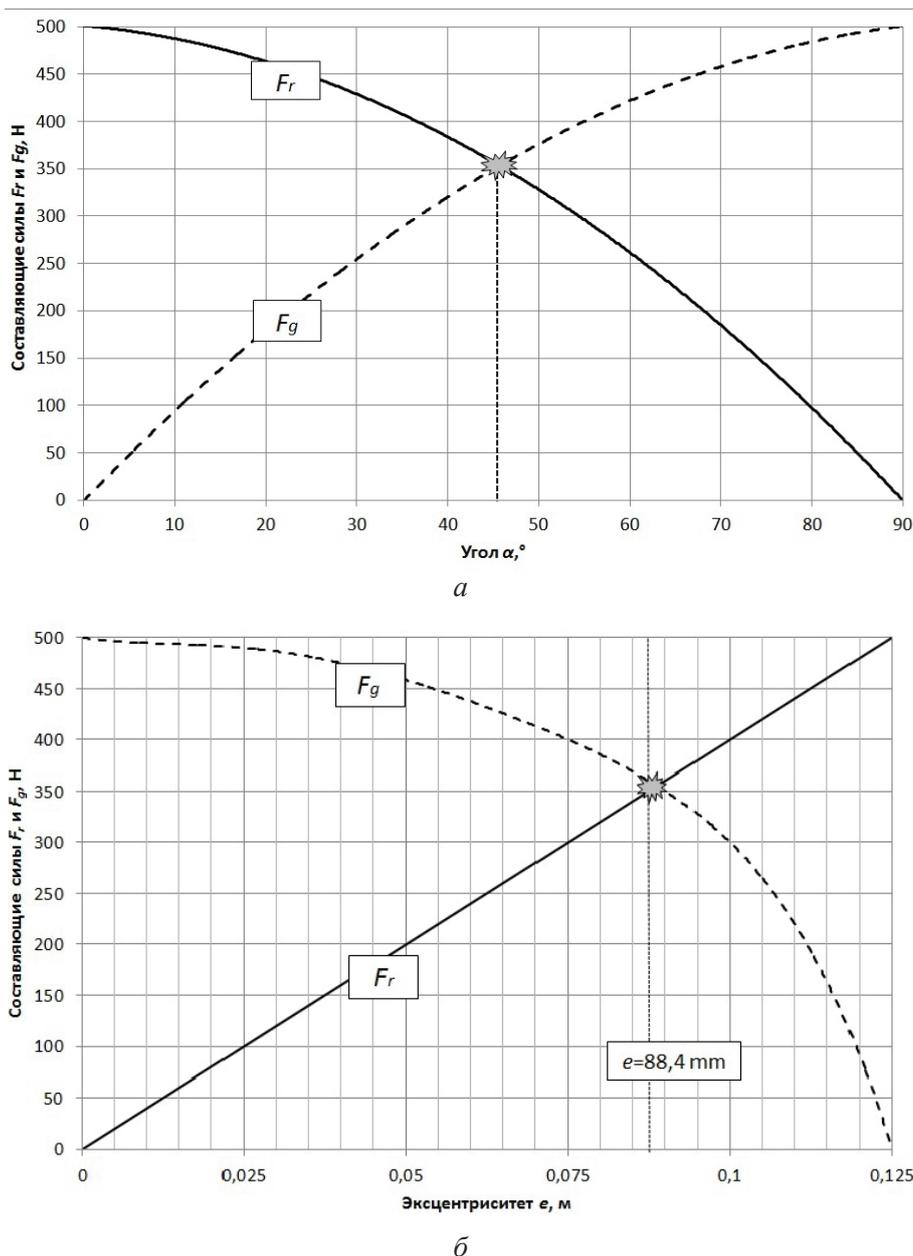


Рис. 10. Графики изменений составляющих силового воздействия на шлифовальный круг при $Q = 500$ Н, $\lambda = 1$ и $R = 125$ мм:
 а – способ HSG; б – способ СГУПС

Fig. 10. Graphs of variance in components of force action on a grinding wheel at $Q = 500$ N, $\lambda = 1$ and $R = 125$ mm:
 а – HSG method; б – STU method

обработки. С целью сопоставления полученных результатов определим скорость вращения шлифовального круга как функцию от силового воздействия на абразивный инструмент. Для этого воспользуемся законом изменения кинетической энергии. При этом, если задаться ограничением, что начальная кинетическая энергия равна нулю, т. е. движение начинается из состояния покоя, то уравнение будет иметь следующий вид:

$$T - T_0 = \sum_{n=1}^k A_k, \tag{11}$$

где T – кинетическая энергия рассматриваемой системы, Дж; T_0 – начальная кинетическая энергия рассматриваемой системы, Дж; A_k – работа k -й силы, действующей на шлифовальный круг, Дж.

В общем виде кинетическая энергия для рассматриваемых случаев будет вычисляться по формуле

$$T = \frac{mV_c^2}{2} + \frac{J\omega_c^2}{2}, \quad (12)$$

где ω_c – угловая скорость вращения шлифовального круга, рад/с; J – момент инерции шлифовального круга, кг·м².

Если опустим определение моментов инерции и угловой скорости шлифовальных кругов, то формула (12) примет следующий вид для рассматриваемых методов шлифования:

для метода HSG:

$$T = mV_c^2; \quad (13)$$

для метода СГУПС:

$$T = \frac{5}{4}mV_c^2, \quad (14)$$

где m – масса шлифовального круга, кг.

Из расчетных схем (см. рис. 9) видно, что работу совершает только вращающий момент шлифовальных кругов, который определяется по следующим формулам:

для метода HSG:

$$M = F_r R = Q\lambda R \cos \alpha; \quad (15)$$

для метода СГУПС:

$$M = F_r R = Q\lambda e. \quad (16)$$

Таким образом, работа вращающего момента шлифовального круга для обоих способов будет определяться по формуле

$$A = M\varphi_c, \quad (17)$$

где M – вращающий момент, образуемый силой F_r при взаимодействии шлифовального круга с поверхностью рельса, Н·м; φ_c – угол поворота шлифовального круга относительно расчетной оси вращения в единицу времени t , определяемый через угловую скорость ω_c по формуле

$$\varphi_c = \omega_c t. \quad (18)$$

С учетом формул (15), (16) и (18) зависимость для определения работы шлифовальных кругов (17) примет следующий вид:

для метода HSG:

$$A = Q\lambda V_c \cos \alpha t; \quad (19)$$

для метода СГУПС:

$$A = \frac{Q\lambda e V_c}{R} t. \quad (20)$$

Подставив формулы (13), (14), (19) и (20) для соответствующих методов обработки в уравнение (11) и решив его относительно скорости шлифовального круга V_c , получим:

для метода HSG:

$$V_c = \frac{Q\lambda \cos \alpha}{m} t; \quad (21)$$

для метода СГУПС:

$$V_c = \frac{4Q\lambda e}{5mR} t. \quad (22)$$

Полученные зависимости позволяют учесть силовые и кинематические составляющие рассматриваемых процессов пассивного шлифования рельсов и в первом приближении оценить их эффективность.

Результаты и их обсуждение

Для ранее определенных оптимальных значений $\alpha = 45^\circ$ и $e = 88,4$ мм произведем расчет по полученным зависимостям (21) и (22), принимая прочие равные условия: диапазон изменения усилия прижатия Q от 100 до 1000 Н, $m = 10$ кг, $\lambda = 1$. Результаты расчетов графически представлены на рис. 11.

Из графика (рис. 11) видно, что при одном и том же усилии прижатия шлифовального круга к рельсу Q скорость его эффективной работы по методу HSG на 20 % превышает скорость, возникающую при методе СГУПС. Например, при $Q = 450$ Н эффективная работа шлифовального круга при методе HSG будет достигаться при $V_c = 31,8$ м/с, а при методе СГУПС – при $V_c = 25,5$ м/с. Таким образом, можно сделать заключение, что при равных значениях Q производительность по методу HSG на 20 % больше, чем по методу СГУПС. При этом следует отметить, что в соответствии с кинематикой процесса обработки при одинаковой скорости шлифовального поезда возможная скорость шлифовального круга по методу СГУПС практически в 2 раза превышает скорость круга

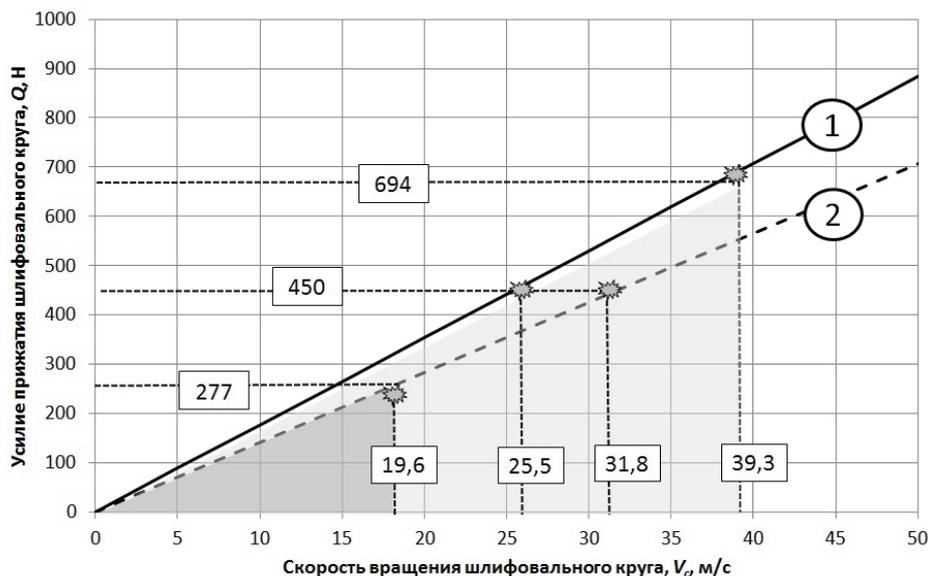


Рис. 11. Зависимость скорости вращения шлифовального круга от усилия его прижатия к рельсу при оптимальных значениях $\alpha = 45^\circ$ и $e = 88,4$ мм:

1 – способ СГУПС; 2 – способ HSG

Fig. 11. The dependence of a grinding wheel rotation speed on the force of its pressing against rail at optimal values $\alpha = 45^\circ$ and $e = 88.4$ mm:

1 – STU method; 2 – HSG method

по методу HSG. Так, при скорости поезда $V_t = 100$ км/ч максимально возможная скорость шлифовального круга для метода HSG составляет $V_c = 19,6$ м/с, а для метода СГУПС $V_c = 36,3$ м/с (см. рис. 8). Таким образом, технология пассивного шлифования, реализуемая по методу HSG, изначально будет ограничена максимально достижимой скоростью шлифовального круга и соответствующим ей усилием прижатия. На графике (рис. 11) область возможных значений V_c и Q для метода HSG показана темно-серым цветом.

Метод СГУПС в рассматриваемом случае имеет более широкий диапазон изменения скорости вращения шлифовального круга и усилия его прижатия и, как следствие, большую возможность к увеличению съема металла. Светло-серая область – область возможных значений V_c и Q для метода СГУПС. Эти области показаны в качестве примера применительно к скорости шлифовального поезда 100 км/ч. В целом полученные результаты теоретических исследований коррелируются с полученными экспериментальными данными, представленными в работах [21, 22].

Заклучение

Проведенный теоретический анализ двух методов пассивного шлифования рельсов с применением шлифовальных поездов позволяет сделать следующие выводы.

1. Технология пассивного шлифования, реализуемая по методу HSG, имеет большую производительность и энергоэффективность процесса механической обработки в сравнении с методом СГУПС за счет большей скорости вращения шлифовального круга при равных усилиях его прижатия к рельсу.

2. Метод пассивного шлифования СГУПС отличается большим диапазоном изменения как скорости вращения шлифовального круга, так и усилия его прижатия. Это позволяет при равных с методом HSG скоростях движения шлифовальных поездов достичь большей скорости шлифования поверхности рельса и добиться большего съема металла за счет более сильного прижатия шлифовального круга к рельсу.

3. Представленный подход позволяет сформировать базу данных оптимальных режимов пассивного шлифования рельсов, на основе которой можно осуществлять аргументированный

выбор усилий прижатия шлифовального круга к рельсу исходя из требуемого съема металла и заданной скорости шлифовального поезда.

4. Проведенный анализ носит идеализированный характер, в котором не учтен ряд существенных параметров, оказывающих значительное влияние как на физические процессы взаимодействия шлифовальных кругов с рельсом, так и на сам процесс механической обработки. При этом он дает общее сравнительное представление об эффективности и возможной производительности рассматриваемых методов пассивного шлифования.

5. Перспективным направлением дальнейших исследований в области пассивного шлифования рельсов является расширение теории взаимодействия шлифовальных кругов с рельсом за счет включения в математическую модель таких параметров, как площадь контакта шлифовального круга с рельсом, структура и зернистость абразивного инструмента и съем металла. Кроме того, ключевой задачей можно считать экспериментальное и теоретическое определение численных значений коэффициента взаимодействия шлифовального круга с рельсом λ .

Список литературы

1. Rail surface quality analysis according to rail grinding on operational railway track / W. Jeong, J. Hong, H. Kho, H. Lee // Journal of the Korean Society for Railway. – 2021. – Vol. 24, iss. 10. – P. 852–860. – DOI: 10.7782/JKSR.2021.24.10.852.

2. Lundmark J. Rail grinding and its impact on the wear of wheels and rails // Licentiate Thesis. – 2007. – URL: <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:990239/FULLTEXT01.pdf> (accessed: 03.08.2022).

3. Jeong W., Shin J. Grinding effect analysis according to control variables of compact rail surface grinding machine // Journal of the Korean Society for Railway. – 2020. – Vol. 23, iss. 7. – P. 688–695. – DOI: 10.7782/JKSR.2020.23.7.688.

4. Обобщение передового опыта тяжеловесного движения: вопросы взаимодействия колеса и рельса / У. Дж. Харрис, С.М. Захаров, Дж. Ландгрэн, Х. Турне, В. Эберсен. – М.: Интекст, 2002. – 408 с. – ISBN 978-5-89277-037-0.

5. Ильиных А.С., Бондарев Э.С. Отечественный и зарубежный опыт организации и планирования работ по шлифованию рельсов // Фундаментальные

и прикладные вопросы транспорта. – 2021. – № 1 (2). – С. 11–24. – DOI: 10.52170/2712-9195/2021_2_11.

6. Fan W., Liu Y., Li J. Development status and prospect of rail grinding technology for high speed railway // Journal of Mechanical Engineering. – 2018. – Vol. 54, iss. 22. – P. 184–193. – DOI: 10.3901/JME.2018.22.184.

7. Design method of rail grinding target profile based on non-uniform rational B-spline / F. Lin, S. Wang, H. Zhang, W. Hu // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit. – 2021. – Vol. 235, iss. 8. – P. 946–956. – DOI: 10.1177/0954409720972819.

8. Influence of rail grinding process parameters on rail surface roughness and surface layer hardness / E. Uhlmann, P. Lypovka, L. Hochschild, N. Schröer // Wear. – 2016. – Vol. 366–367 – P. 287–293. – DOI: 10.1016/j.wear.2016.03.023.

9. Ilinykh A., Matafonov A., Yurkova E. Efficiency of the production process of grinding rails on the basis of optimizing the periodicity of works // Advances in Intelligent Systems and Computing. – 2019. – Vol. 2. – P. 672–681. – DOI: 10.1007/978-3-030-37919-3_67.

10. Сулов А.Г., Бишутин С.Г., Захаров Л.А. Инновационные технологии рельсообработки высокоскоростных железных дорог // Научно-технологические исследования в машиностроении. – 2020. – № 8. – С. 11–17. – DOI: 10.30987/2223-4608-2020-8-11-17.

11. Schoch W. Grinding of rails on high-speed railway lines: a matter of great importance // Rail Engineering International. – 2007. – Vol. 36, iss. 1. – P. 6–8.

12. Funke H. Rail grinding. – Berlin: Transpress, 1986. – 153 p.

13. Taubert M., Püschel A. Speed grinding rail // International Railway Journal. – 2009. – N 7. – P. 31–33.

14. Скоростное шлифование рельсов // Железные дороги мира. – 2010. – № 7. – С. 68–71.

15. Высокоскоростное шлифование рельсов // Железные дороги мира. – 2011. – № 8. – С. 62–66.

16. Патент № 2759298 Российская Федерация. Способ обработки поверхности головки рельса и устройство для его осуществления: № 2021103701: заявл. 12.02.2021; опубл. 11.11.2021 / А.С. Ильиных, В.В. Банул.

17. Особенности формирования технологического процесса плоского шлифования торцом круга при упругой подвеске шлифовальной головки / В.А. Аксенов, А.С. Ильиных, М.С. Галай, А.В. Матафонов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т. 18, № 4. – С. 34–47. – DOI: 10.15593/2224-9877/2016.4.03.



18. *Doman D., Warkentin A., Bauer R.* A survey of recent grinding wheel topography models // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2006. – Vol. 46, iss. 3. – P. 343–352. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.05.013.

19. Experimental observation of tool wear in rotary ultrasonic machining of advanced ceramics / W. Zenga, Z. Lib, Z. Peib, C. Treadwell // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2005. – Vol. 45, iss. 12–13. – P. 1468–1473.

20. Designed a passive grinding test machine to simulate passive grinding process / P. Liu, W. Zou, J. Peng, X. Song, F. Xiao // *Processes*. – 2021. – Vol. 9, iss. 8. – P. 1317. – DOI: 10.3390/pr9081317.

21. Study on the effect of grinding pressure on material removal behavior performed on a self-designed passive grinding simulator / P. Liu, W. Zou, J. Peng, X. Song, F. Xiao // *Applied Sciences*. – 2021. – Vol. 11, iss. 9. – P. 4128. – DOI: 10.3390/app11094128.

Конфликт интересов

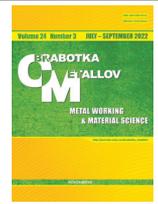
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Theoretical analysis of passive rail grinding

Andrey Ilinykh ^{a,*}, Viktor Banul ^b, Denis Vorontsov ^c

Siberian Transport University, 191 Dusy Kovalchuk st., Novosibirsk, 630049, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-4234-6216>, asi@stu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-4257-2686>, banul@ngs.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0002-3819-781X>, voroncovds@stu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 June 2022

Revised: 29 June 2022

Accepted: 05 July 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

Rail grinding

Passive grinding

Machining efficiency

Grinding performance

Funding

The research was carried out with the financial support of subsidies from the Federal Budget for the development of cooperation between Russian educational institutions of higher education, state scientific institutions and organizations of the real sector of the economy in order to implement complex projects to create high-tech industries.

Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. There are different rail machining technologies designed to eliminate defects on the tread surface and extend the life cycle of rails. The most used is the technology of grinding rails with rotating grinding wheels using rail-grinding trains. Its main disadvantage is the low working speed of the grinding train that requires the organization of track possessions with stopping the movement of trains along the haul. To perform preventive rail grinding with minimal metal removal from the rail head, passive grinding technologies using grinding wheels have become widespread in last years. Passive grinding is when there is no power on the grinding wheel to rotate it actively. Such methods make it possible to achieve high speeds of the grinding train, and the work can be carried out in the train schedule without closing the stage. Currently, passive grinding technologies are relatively new and do not have the necessary scientific basis for optimizing the machining process. **The aim of the work** is to perform theoretical studies of kinematic and force analyzes of two methods of rail passive grinding: the periphery and the end face of the grinding wheel. **Methodology** of the work is kinematic and power calculations of rail grinding schemes. **Results and discussion.** Within the framework of theoretical studies, a kinematic and force analysis of two methods of passive grinding are carried out, on the basis of which the optimal conditions for its implementation are determined. It is established that the method of passive grinding by the periphery of the wheel has a 20 % higher productivity and energy efficiency of the process before end passive grinding due to the higher rotation speed of the grinding wheel with equal forces of pressing it to the rail. At the same time, passive grinding with the end of the wheel is distinguished by a twice greater range of change in both the speed of the grinding wheel rotation and the force of its pressing that makes it possible to achieve greater metal removal at equal speeds of the grinding trains. In conclusion, promising tasks for further research in the field of passive rail grinding are formulated.

For citation: Ilinykh A.S., Banul V.V., Vorontsov D.S. Theoretical analysis of passive rail grinding. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 22–39. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-22-39. (In Russian).

References

1. Jeong W., Hong J., Kho H., Lee H. Rail surface quality analysis according to rail grinding on operational railway track. *Journal of the Korean Society for Railway*, 2021, vol. 24, iss. 10, pp. 852–860. DOI: 10.7782/JKSR.2021.24.10.852.
2. Lundmark J. Rail grinding and its impact on the wear of wheels and rails. *Licentiate Thesis*, 2007. Available at: <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:990239/FULLTEXT01.pdf> (accessed 03.08.2022).

* Corresponding author

Ilinykh Andrey S, D.Sc. (Engineering), Professor
Siberian Transport University,
191 Dusy Kovalchuk st.,
630049, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: 8 (383) 328-03-92, e-mail: asi@stu.ru



3. Jeong W., Shin J. Grinding effect analysis according to control variables of compact rail surface grinding machine. *Journal of the Korean Society for Railway*, 2020, vol. 23, iss. 7, pp. 688–695. DOI: 10.7782/JKSR.2020.23.7.688.
4. Zakharov S., Kharris W.J., Landgren J., H. Tourny, Ebersöhn W. *Guidelines to Best practices For heavy haul Railway operations: Wheel and rail Interface issues*. Virginia Beach, Va., International Heavy Haul Association, 2001 (Russ. ed.: Kharris U.Dzh., Zakharov S.M., Landgren Dzh., Turne Kh., Ebersen V. *Obobshchenie peredovogo opyta tyazhelovesnogo dvizheniya: voprosy vzaimodeistviya koleasa i rel'sa*. Moscow, Intekst Publ., 2002. 408 p. ISBN 978-5-89277-037-0).
5. Ilinykh A.S., Bondarev E.S. Otechestvennyi i zarubezhnyi opyt organizatsii i planirovaniya rabot po shlifovaniyu rel'sov [The national and overseas experience to organizing and planning works of the grinding rails]. *Fundamental'nye i prikladnye voprosy transporta = Fundamental and Applied Issues of Transport*, 2021, no. 1 (2), pp. 11–24. DOI: 10.52170/2712-9195/2021_2_11
6. Fan W., Liu Y., Li J. Development status and prospect of rail grinding technology for high speed railway. *Journal of Mechanical Engineering*, 2018, vol. 54, iss. 22, pp. 184–193. DOI: 10.3901/JME.2018.22.184.
7. Lin F., Wang S., Zhang H., Hu W. Design method of rail grinding target profile based on non-uniform rational B-spline. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*, 2021, vol. 235, iss. 8, pp. 946–956. DOI: 10.1177/0954409720972819.
8. Uhlmann E., Lypovka P., Hochschild L., Schröer N. Influence of rail grinding process parameters on rail surface roughness and surface layer hardness. *Wear*, 2016, vol. 366–367, pp. 287–293. DOI: 10.1016/j.wear.2016.03.023.
9. Ilinykh A., Matafonov A., Yurkova E. Efficiency of the production process of grinding rails on the basis of optimizing the periodicity of works. *Advances in Intelligent Systems and Computing*, 2019, vol. 2, pp. 672–681. DOI: 10.1007/978-3-030-37919-3_67.
10. Suslov A.G., Bishutin S.G., Zakharov L.A. Innovatsionnye tekhnologii rel'soobrabotki vysokoskorostnykh zheleznykh dorog [Innovation technologies of rail working for high-speed railways]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2020, no. 8, pp. 11–17. DOI: 10.30987/2223-4608-2020-8-11-17.
11. Schoch W. Grinding of rails on high-speed railway lines: a matter of great importance. *Rail Engineering International*, 2007, vol. 36, iss. 1, pp. 6–8.
12. Funke H. *Rail grinding*. Berlin, Transpress, 1986. 153 p.
13. Taubert M., Püschel A. Speed grinding rail. *International Railway Journal*, 2009, no. 7, pp. 31–33.
14. Skorostnoe shlifovanie rel'sov [Speed rail grinding]. *Zheleznye dorogi mira = Railways of the World*, 2010, no. 7, pp. 68–71.
15. Vysokoskorostnoe shlifovanie rel'sov [High-speed rail grinding]. *Zheleznye dorogi mira = Railways of the World*, 2011, no. 8, pp. 62–66.
16. Ilinykh A.S., Banul V.V. *Sposob obrabotki poverkhnosti golovki rel'sa i ustroistvo dlya ego osushchestvleniya* [Method of processing head rail surface and device for implementation]. Patent RF, no. 2759298, 2021.
17. Aksenov V.A., Ilinykh A.S., Galay M.S. Matafonov A.V. Osobennosti formirovaniya tekhnologicheskogo protsessa ploskogo shlifovaniya tortsom kruga pri uprugoi podveske shlifoval'noi golovki [Features of formation of the flat grinding technological process by an end face of a circle with an elastic suspension grinding head]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2016, vol. 18, no. 4, pp. 34–47. DOI: 10.15593/2224-9877/2016.4.03.
18. Doman D., Warkentin A., Bauer R. A survey of recent grinding wheel topography models. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, vol. 46, iss. 3, pp. 343–352. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.05.013.
19. Zenga W., Lib Z., Peib Z., Treadwell C. Experimental observation of tool wear in rotary ultrasonic machining of advanced ceramics. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, vol. 45, iss. 12–13, pp. 1468–1473.
20. Liu P., Zou W., Peng J., Song X., Xiao F. Designed a passive grinding test machine to simulate passive grinding process. *Processes*, 2021, vol. 9, iss. 8, p. 1317. DOI: 10.3390/pr9081317.
21. Liu P., Zou W., Peng J., Song X., Xiao F. Study on the effect of grinding pressure on material removal behavior performed on a self-designed passive grinding simulator. *Applied Sciences*. 2021, vol. 11, iss. 9, pp. 4128. DOI:10.3390/app11094128.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

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



Моделирование характеристик износа при скольжении композиционного материала на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ), армированного углеродным волокном, в паре трения с SS304 (12X18H10T)

Сатиш Чинчаникар*

Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне - 411039, Махараштра, Индия

<https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>, satish.chinchanikar@viit.ac.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9:531.3

История статьи:

Поступила: 14 июля 2022
 Рецензирование: 26 июля 2022
 Принята к печати: 27 июля 2021
 Доступно онлайн: 15 сентября 2021

Ключевые слова:

ПТФЭ
 Износ
 Искусственная нейронная сеть
 Стержень-диск
 SS304

АННОТАЦИЯ

Введение. В последнее десятилетие композиционные материалы на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) все чаще используются в качестве альтернативных материалов в автомобилестроении. ПТФЭ характеризуется низким коэффициентом трения, более высокой твердостью и коррозионной стойкостью. Однако этот материал имеет высокую скорость износа. Группа исследователей попыталась повысить износостойкость ПТФЭ, армировав его различными наполнителями. **Цель работы.** В данной работе экспериментально исследованы характеристики износа при сухом скольжении композиционного материала на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 мас.%), в паре трения с нержавеющей сталью SS304. Кроме того, с помощью искусственных нейронных сетей (ИНС) разработаны экспериментальные математические модели и модели для прогнозирования удельной скорости изнашивания с учетом влияния давления, скорости скольжения и температуры поверхности. **Методы исследования.** Эксперименты по сухому скольжению проводились на машине для испытания на износ типа «стержень-диск» с изменением нормальной нагрузки на штифт, скорости вращения диска и температуры поверхности. Эксперименты по исследованию влияния входных параметров на удельную скорость изнашивания в широком диапазоне проектных пространств планировались системно. Всего было проведено пятнадцать экспериментов на 5-километровой дистанции без повторения эксперимента с центральным бегом. Скорости скольжения получали подбором диаметра дорожки на диске и соответствующей скорости вращения диска. Для ИНС-модели был использован алгоритм машинного обучения с обратным распространением с прямой связью. **Результаты и обсуждение.** Это исследование показало лучшую точность прогнозирования благодаря архитектуре ИНС, имеющей два скрытых слоя со 150 нейронами на каждом. Исследование выявило увеличение удельной скорости изнашивания при нормальной нагрузке, скорости скольжения и температуре поверхности. Однако это увеличение более заметно при более высоких параметрах процесса. Нормальная нагрузка и скорость скольжения наиболее существенно влияют на удельную скорость изнашивания. Значения удельной скорости изнашивания, полученные в результате расчета по разработанным моделям, хорошо согласуются с экспериментальными значениями со средней погрешностью, близкой к 10%. Это показывает, что модель может быть использована для получения скорости износа композита на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 мас.%), в паре трения с нержавеющей сталью SS304. Проведенное исследование имеет задел для дальнейших исследований, рассматривающих влияние различных архитектур ИНС, различного количества нейронов и скрытых слоев на точность прогнозирования скорости износа.

Для цитирования: Чинчаникар С. Моделирование характеристик износа при скольжении композиционного материала на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ), армированного углеродным волокном, в паре трения с SS304 (12X18H10T) // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 40–52. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-40-52.

Введение

Трибологическое поведение скользящих контактных поверхностей оказывает заметное влияние на потери мощности, тепловыделение и общую производительность системы. Иссле-

дователи предприняли несколько попыток заменить обычный материал композитным, более легким и экономичным, подходящим для конкретного применения. В последнее десятилетие композиционные материалы на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) все чаще используются в качестве альтернативных материалов в автомобилестроении.

ПТФЭ, более известный как *Тефлон*, наиболее предпочтителен в качестве альтернативного

*Адрес для переписки

Чинчаникар Сатиш, Ph.D. (Engineering), Professor
 Институт информационных технологий Вишвакармы,
 Кондва (Бадрек), Пуне - 411039, Махараштра, Индия
 Тел.: 91-2026950441, e-mail: satish.chinchanikar@viit.ac.in

материала при наличии скользящего контакта. ПТФЭ характеризуется низким коэффициентом трения, твердостью и коррозионной стойкостью. Однако этот материал имеет высокую скорость износа. Группа исследователей предприняла попытку повысить износостойкость ПТФЭ путем армирования его различными наполнителями, учитывая его широкий спектр применения в автомобилестроении, в узлах, имеющих скользящий контакт [1-5].

Sonawane и др. [1] наблюдали лучшие показатели износа при трении скольжения ПТФЭ, упрочненного 35 % углеродного волокна, по сравнению с ПТФЭ, упрочненным 25 % углеродного волокна, в паре с контртелом из сплава Al6061. Сталь *AISI 304* – аустенитная нержавеющая сталь наиболее часто используемая в быту, автомобилестроении и промышленности. При рассмотрении композиционного материала на основе ПТФЭ в качестве альтернативного материала для применения в автомобилестроении *Chinchanikar* и др. [2] измерили характеристики сухого износа при скольжении композита на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 мас.%), в паре трения с нержавеющей сталью *AISI 304*. В их исследовании наблюдалось явление пленки переноса на контртело с увеличением давления на поверхностях скольжения, что способствовало снижению удельной скорости изнашивания. Однако необходимы дальнейшие исследования развития пленки переноса на поверхности скольжения с учетом влияния нормальной нагрузки, скорости скольжения и температуры.

Unal и др. [3] исследовали износ ПТФЭ, ПТФЭ + 17 % стекловолокна, ПТФЭ + 25 % бронзы, ПТФЭ + 35 % углеродного волокна. Их исследование показало снижение коэффициента трения для ПТФЭ и композитов до определенной нормальной нагрузки, после которой трение и скорость износа возрастали. В их исследовании наблюдалось образование тонкой и однородной пленки переноса в случае ПТФЭ и разрыв пленки переноса в случае композита с бронзой и углеродным волокном.

Sachin [4] исследовал износостойкость ПТФЭ и композитов на его основе, со стекло- и углеродным волокном в качестве наполнителя. В их исследовании наблюдалось увеличение потери объема с увеличением нагрузки и рас-

стояния. Однако потеря объема уменьшалась с увеличением размера абразива, что сочли доминирующим фактором износостойкости материалов. Их исследование показало, что композиты с углеродным наполнителем обладают большей износостойкостью, чем *PTFE*-матрица, армированная стекловолокном.

Venkateswarlu et al. [5] исследовали механические свойства, такие как твердость, временное сопротивление разрушению при растяжении и относительное удлинение чистого ПТФЭ и различных композитов на его основе с различной концентрацией наполнителя. В их исследовании наблюдалось увеличение твердости при оптимальном содержании наполнителя, а при увеличении концентрации наполнителя значения твердости снижались. С другой стороны, временное сопротивление разрушению при растяжении и относительное удлинение ПТФЭ-композитов уменьшались с увеличением содержания наполнителя. Их исследование показало, что бронза является многообещающим наполнителем для получения более высокого временного сопротивления разрушению и меньшего удлинения.

Экспериментальное исследование *Wang* и др. [6] показало, что единичные включения коротких углеродных волокон и графита значительно снижают трение в случае композитов на основе *PI* (*полиимид*) и их сопротивление износу. *Song* и др. в работе [7] исследовали влияние добавок стекловолокна и дисульфида молибдена (MoS_2) на износ и трение ПТФЭ-композита с рубленым углеродным волокном в качестве наполнителя при массовой доле углеродного волокна 20 %. Их исследование показало увеличение коэффициента трения с изменением скорости скольжения и его уменьшение от нагрузки при использовании стального кольца в качестве контртела. Добавление MoS_2 в ПТФЭ-композит повысило его устойчивость к царапинам и, следовательно, помогло снизить скорость износа.

В экспериментальных исследованиях *Gujrathi* и др. [8] также наблюдалось снижение скорости изнашивания за счет добавления наполнителей. Их исследование показало, что образование защитного слоя между стержнем и контртелом помогает уменьшить потерю объема из-за износа. *Shen* и др. в работе [9] исследовали трибологические характеристики ПТФЭ-композитов с частицами SiO_2 и эпоксидных смол. Их исследование

показало, что при добавлении 10...15 % ПТФЭ наблюдается наименьший коэффициент трения и скорость износа в условиях сухого скольжения при использовании шариков из подшипниковой стали в качестве контртела. В другом исследовании *Shen* и др. [10] сравнили сопротивление истиранию ПТФЭ с частицами Al_2O_3 размером от 5 до 200 мкм. Их исследование показало, что размер абразива существенно влияет на трибологические характеристики трибопар.

Sawyer и др. [11] наблюдали увеличение износостойкости композита из ПТФЭ, армированного частицами оксида алюминия размером 40 нм, с увеличением концентрации наполнителя. Исследование *Kim* и др. [12] выявило снижение коэффициентов трения при нормальной нагрузке и скорости скольжения. Наблюдается уменьшение скорости износа с увеличением нормальной нагрузки. Однако первоначально скорость износа увеличивалась со скоростью скольжения, а затем уменьшалась.

Wang и др. [13] исследовали износостойкость текстурированной нержавеющей стали в паре с полимерными поверхностями. EDX-анализ, проведенный ими, показал различное поведение при износе. *Desale* и *Pawar* [14] исследовали характеристики износа и трения твердого смазочного материала *PTFE*, армированного углеродом, MoS_2 , стекловолокном, полиэфирэфиркетонными частицами в условиях сухого и мокрого трения в паре с нержавеющей сталью *SS304*. Они наблюдали минимальную скорость износа для ПТФЭ-композита, с 15 % стекловолокна и 5 % частиц MoS_2 .

Модель искусственной нейронной сети (ИНС) рассматривалась как потенциальный и хороший инструмент для математического моделирования сложных и нелинейных характеристик износа [15]. Подход ИНС, связанный с биологической нервной системой, моделирует многие сложные нелинейные и другие взаимосвязи реальной жизни. *Ibrahim* и др. [15] разработали модель ИНС для определения износа ПТФЭ-композитов. Кроме того, производительность моделей сравнивалась с обычной моделью мультилинейной регрессии (МЛР). Их исследование показало, что модель ИНС обладает более высокой точностью прогнозирования. Сенситивный анализ показал, что объемная доля армирующего наполнителя, расстояние скольжения и

плотность композитов являются важными параметрами.

ИНС помогают обеспечить точность моделирования нелинейных зависимостей свойств композитных материалов, и в дальнейшем помогает оценить влияние многих входных параметров на характеристики материала. Группа исследователей обнаружила, что ИНС очень точно моделируют механическое поведение композитных материалов [16]. Исследователи приложили достаточные усилия для моделирования характеристик износа при скольжении с использованием ИНС. Группа исследователей заметила, что производительность модели ИНС зависит от количества и типа данных, предоставленных во время обучения. Кроме того, сообщается, что необходимо определить значительный набор параметров, чтобы сэкономить время и эффективно обучить модель ИНС [17]. Моделирование ИНС помогает понять физику процесса, что улучшает производительность процесса за счет лучшего управления им.

Хотя исследователями было проведено достаточно работ для оценки характеристик армированных композитов, очень немногие моделировали характеристики износа при скольжении ПТФЭ-композита, армированного углеродным волокном, в паре с нержавеющей сталью *SS304*. С этой целью в этом исследовании разрабатываются экспериментальные математические модели и модели ИНС для прогнозирования характеристик износа при скольжении ПТФЭ-композита, армированного углеродным волокном, в паре с нержавеющей сталью *SS304* с учетом воздействия нормальной нагрузки, температуры поверхности и скорости скольжения.

Методика исследований

Угленасыщенный ПТФЭ обладает превосходными фрикционными, механическими свойствами и износостойкостью. Во время производства углерод может быть добавлен в виде порошка или волокна. Процесс горячего компрессионного формования используется для изготовления стержня из ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 % масс.). Используемые образцы композиционного материала имели диаметр и длину 10 и 40 мм соответственно.

Цилиндрические стержни были дополнительно обработаны, чтобы иметь индивидуальную длину 31 мм с учетом положения нагреваемого держателя стержней, в котором устанавливаются испытуемые образцы (стержни). В качестве материала дисков, имеющих наружный диаметр 165 мм и толщину 8 мм, были использованы пластины из нержавеющей стали *SS304*, изготовленные в трех комплектах. Все пластины были закалены до твердости 60 HRC и обработаны для получения почти одинаковой шероховатости поверхности 1,6 мкм.

Для проведения экспериментов по сухому скольжению использовалась машина типа «стержень-диск» (рис. 1). Эта машина имеет возможность варьировать скорость в диапазоне 200...2000 об/мин и нормальную нагрузку в диапазоне 20...200 Н. Машина оснащена нагревателем для изучения влияния температуры поверхности раздела на характеристики износа поверхностей скольжения. Для получения сведений о температуре стержней используется термопара. Эта машина также имеет возможность проводить испытания на износ с учетом воздействия смазки.

Цилиндрические стержни, используемые в качестве образцов для испытаний, различались по размеру и имели диаметр 3, 6, 8 и 10 мм. Для каждого размера стержня требовался отдельный тип держателя. Этот держатель устанавливался на штоке с качающимся механизмом. Вес груза, закрепленного на другом конце штока, передавался на цилиндрический стержень и,

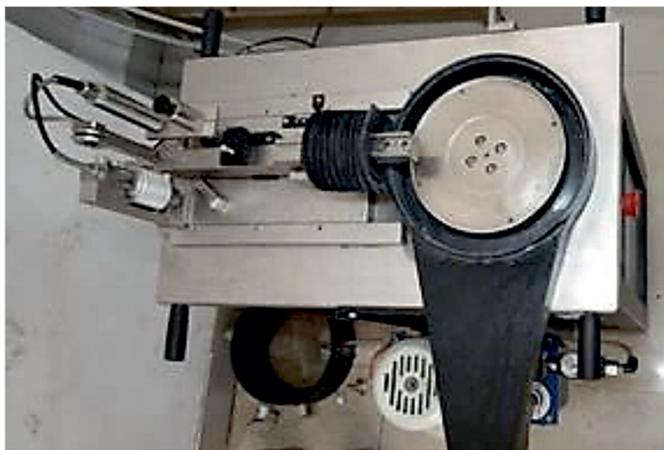


Рис. 1. Машина типа «стержень-диск», показывающая расположение диска

Fig. 1. A pin-on-disk machine showing disk arrangement

следовательно, на пластину (диск) через стальную проволоку. Сила трения и линейный износ (в микрометрах) измерялись датчиками, которыми оснащена машина. Датчик присутствия, которым оборудован станок, помогает измерять скорость диска (об/мин) с наименьшим количеством 1 об/мин с точностью 1 %.

В общем в процессе сжатия давление на поршневое кольцо изменялось в диапазоне от 2 до 25 бар, а температура – в диапазоне 50...200 °С при скорости скольжения 5 м/с. Исходя из этого были выбраны диапазоны нормальной нагрузки, температуры поверхности раздела и скорости скольжения, которые показаны в табл. 1. Были систематически спланированы эксперименты для исследования влияния входных параметров на удельную скорость изнашивания с более широким диапазоном расчетного пространства. Всего было проведено пятнадцать экспериментов на 5-километровой дистанции без повторения эксперимента с центральным пробегом. Скорости скольжения получали подбором диаметра дорожки на диске и соответствующим вращением диска.

Результаты и обсуждение

Характеристики износа при скольжении в условиях сухого трения ПТФЭ композита (материал стержня) по пластине из нержавеющей стали *SS304* (материал диска) определяли на машине типа «стержень-диск». Эксперименты проводили в соответствии с *DoE*, нормальная нагрузка, температура поверхности раздела и скорость скольжения варьировали в диапазонах, указанных в табл. 1.

На станке типа «стержень-диск» к стержню прикладывалась нормальная нагрузка путем перемещения (качающееся расположение) грузов, закрепленных на другом конце штока. Соответствующая температура устанавливалась включением нагревателя, а достигнутая температура измерялась термопарой. Требуемая скорость скольжения была получена за счет выбора соответствующего диаметра дорожки на диске и выбора соответствующей скорости вращения диска. Тест проводился на дистанции 5 км (около 14...17 мин). Цифровые показания износа, силы трения, соответствующие параметрам процесса, таким, как нормальная нагрузка, температура

Уровни параметров, выбранные для оценки удельной скорости изнашивания
Levels of parameters selected to evaluate specific wear rate

Параметр / Parameter	Низкий уровень / Low level	Средний уровень / Moderate level	Высокий уровень / High level
Нормальная нагрузка (F_N) (Н)/ Normal load (F_N) (N)	20	100	180
Температура на границе раздела (T) (°C) / Interface temperature (T) (°C)	50	100	150
Скорость скольжения (v) (м/с)/ Sliding velocity (v) (m/s)	2	5	8
Длина пути: 5 км / Track distance: 5 km			

и скорость вращения диска, контролировались с панели управления. Панель управления была подключена к настольному компьютеру. Изменение силы трения и износа в зависимости от времени прохождения пути в 5 км также контролировалось на настольном компьютере с помощью программного обеспечения *Windcom*.

Матрица эксперимента с параметрами процесса, такими, как нормальная нагрузка, температура поверхности раздела и скорость скольжения, а также соответствующие результаты показаны в табл. 2. Теоретически скорость износа рассчитывается по уравнению

$$\begin{aligned} \text{удельная скорость изнашивания} &= \\ &= \frac{\text{потеря объема}}{\text{нагрузка} \times \text{путь трения}}. \end{aligned} \quad (1)$$

Однако потерю объема получают путем измерения потери массы штифта до и после испытания. Потеря объема рассчитывается с помощью уравнения:

$$\text{потеря объема} = \frac{\text{потеря массы}}{\text{плотность}}. \quad (2)$$

Основанная на экспериментальных данных математическая модель, как показано в уравнении

$$\begin{aligned} \text{удельная скорость изнашивания } (W_s) &= \\ &= k F_N^a T^b v^c, \end{aligned} \quad (3)$$

разработана для прогнозирования скорости износа с точки зрения нормальной нагрузки (F_N),

температуры поверхности раздела (T) и скорости скольжения (v). Разработанная модель также полезна для понимания влияния параметров на износ. В уравнении (3): k , a , b и c – константы, полученные путем разработки модели полиномиальной регрессии на основе экспериментальных данных.

Программное обеспечение *DataFit* использовалось для получения корреляции между износом, нормальной нагрузкой, температурой и скоростью скольжения, выраженной в уравнении

$$\begin{aligned} \text{удельная скорость изнашивания } (W_s) &= \\ &= 9,89 \cdot 10^{-8} F_N^{0,6307} \times \\ &\times T^{0,333} v^{0,403}. \end{aligned} \quad (4)$$

Полученный коэффициент корреляции (значение R^2), равный 0,9791, показал, что разработанное эмпирическое выражение может быть эффективно использовано для определения скорости изнашивания композита на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 мас.%), в паре трения с нержавеющей сталью *SS304* в области выбранных в этом исследовании параметров.

Из показателей нормальной нагрузки, температуры поверхности раздела и скорости видно, что на удельную скорость изнашивания существенно влияет нормальная нагрузка, а затем скорость скольжения и температура. Чтобы иметь четкое представление о влиянии входных параметров на удельную скорость изнашивания,

Матрица эксперимента и результаты
Experimental matrix and results

Номер эксперимента п/п/ Expt. No.	F_N (Н)/ F_N (N)	T (°C)/ T (°C)	v (м/с)/ v (m/s)	Масса (г)/ Weight (gm)		Потеря массы (г)/ Weight loss (gm)	Потеря объема (мм ³)/ Volume loss (mm ³)	Удельная скорость изнашивания ($\times 10^{-5}$) (мм ³ /Нм)/ Specific wear rate ($\times 10^{-5}$) (mm ³ /Nm)
				Перед испытанием/ Before test	После испытания/ After test			
1	50	70	7	5,191	5,185	0,006	2,65	1,06
2	100	100	5	5,223	5,207	0,016	7,75	1,55
3	50	130	7	5,251	5,244	0,007	3,15	1,26
4	150	130	3	5,196	5,168	0,028	13,275	1,77
5	100	50	5	5,134	5,122	0,012	5,9	1,18
6	180	100	5	5,061	5,017	0,044	20,97	2,33
7	150	130	7	5,172	5,130	0,042	19,875	2,65
8	100	100	2	5,211	5,200	0,011	5,2	1,04
9	20	100	5	5,183	5,181	0,002	0,77	0,77
10	150	70	7	5,214	5,181	0,033	15,675	2,09
11	100	100	8	5,252	5,232	0,020	9,4	1,88
12	150	70	3	5,211	5,185	0,026	12,525	1,67
13	100	150	5	5,133	5,114	0,019	9,05	1,81
14	50	130	3	5,183	5,178	0,005	2,35	0,94
15	50	70	3	5,221	5,217	0,004	1,725	0,69

зависящую от нормальной нагрузки, температуры поверхности раздела и скорости скольжения, для удельной скорости изнашивания построены трехмерные графики с использованием эмпирического уравнения (4). Трехмерные кривые поверхности строятся путем одновременного изменения двух параметров процесса, при этом третий параметр остается постоянным и имеет среднее значение из диапазона параметров, как показано в табл. 1.

Трехмерные графики, отражающие изменение удельной скорости износа, показаны на рис. 2, а–в. На рис. 2, а показано изменение скорости износа при нормальной нагрузке и температуре на границе раздела с учетом скорости скольжения 5 м/с. На рис. 2, б показано изменение скорости износа в зависимости от скорости скольжения и нормальной нагрузки, а на рис. 2, в – изменение температуры поверхности раздела и скорости скольжения. Графики постро-

ены на основании варьирования двух параметров процесса при сохранении постоянного значения третьего параметров ($F_N = 100$ Н, $T = 100$ °С и $v = 5$ м/с). Это исследование показало влияние взаимодействия параметров процесса на скорость изнашивания композита на основе ПТФЭ в паре трения с нержавеющей сталью SS304.

Очевидно, что удельная скорость изнашивания увеличивается с увеличением нормальной нагрузки, температуры поверхности раздела и скорости скольжения. Однако увеличение удельной скорости изнашивания станет более заметным при более высоких параметрах процесса. Нормальную нагрузку, скорость скольжения и температуру поверхности раздела можно рассматривать как наиболее важные параметры, влияющие на скорость изнашивания. Это также может быть подтверждено более высоким значением нормальной нагрузки, за которой следует скорость скольжения, а затем температура

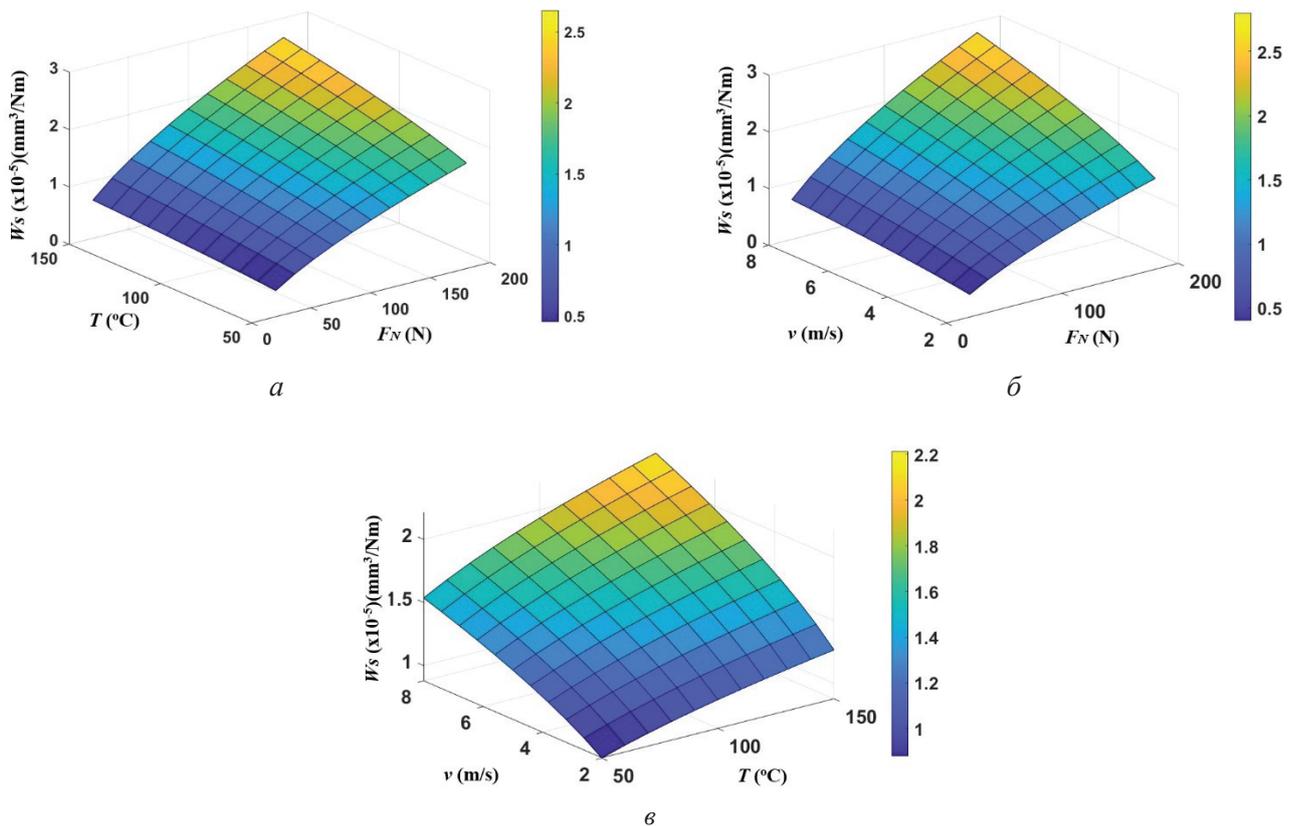


Рис. 2. Трехмерные графики, показывающие изменение удельной скорости изнашивания в зависимости от нормальной нагрузки и температуры поверхности раздела (а); нормальной нагрузки и скорости скольжения (б) и температуры поверхности раздела и скорости скольжения (в)

Fig. 2. 3-D plots showing specific wear rate varying with а – Normal load and interface temperature; б – Normal load and sliding speed, and в – Interface temperature and sliding speed

поверхности раздела в уравнении (4). Это исследование показало, что на изнашивание сильно влияет нормальная нагрузка, особенно при более высоких значениях температуры поверхности раздела и скорости скольжения.

Искусственная нейронная сеть (ИНС) – это методика вычислений, которая может моделировать отношения между входными параметрами и откликами на выходе. Типичная архитектура MLP, которая чаще всего используется, показана на рис. 3. MLP характеризуется тремя различными уровнями, а именно входным слоем, скрытым слоем и выходным слоем, которые состоят из взаимосвязанной группы искусственных нейронов. Количество нейронов, присутствующих во входном и выходном слоях, равно количеству входных переменных и соответствующих выходных значений.

Для прогнозирования выходных данных с более высокой точностью необходимо обучение разработанной сети. В процессе обучения

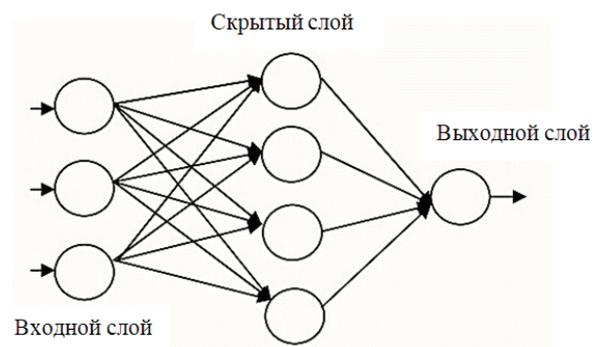


Рис. 3. Типичная архитектура ИНС

Fig. 3. Typical ANN architecture

модели синаптические веса сети упорядоченно изменяются для достижения желаемого результата. Наиболее часто используемым алгоритмом обучения является алгоритм обратного распространения погрешности. Для типичного алгоритма ИНС на первом этапе инициализируются веса и пороги. Затем выходные данные каждого нейрона вычисляются на основе входных данных и инициализированных весов, что приво-

дит к окончательному прогнозу вывода сети. Затем вычисляется погрешность в выходном узле и на основе ошибки модифицируются веса. Веса в предыдущих слоях модифицируются ошибками обратного распространения, вычисляемыми в узлах выходного слоя [18]. Этот процесс повторяется для набора входных и выходных обучающих данных. Обучение останавливается, когда выход ИНС достаточно близок к ожидаемому результату для каждого набора.

Для получения данных об изнашивании построена модель ИНС с использованием *MATLAB Toolbox* с учетом входных параметров, таких как нормальная нагрузка, температура на границе раздела и скорость скольжения. Архитектура ИНС имеет три уровня, а именно входной, выходной и скрытый (рис. 4). Входной слой имеет три нейрона, выходной слой имеет один нейрон и соответствующее количество нейронов на скрытом слое. Нейроны выбираются путем проверки точности сети. Количество нейронов на скрытом слое можно изменить, если после обучения сеть работает плохо.

Нейронная сеть с прямой связью сопоставляет набор числовых входных данных с набором числовых целей. Приложение *Neural Fitting* из *MATLAB Toolbox* помогает выбрать данные, а также создать и обучить сеть и оценить ее производительность с использованием среднеквадратичной погрешности и регрессионного анализа. Выбрана двухслойная сеть с прямой связью, скрытыми сигмовидными нейронами и линейными выходными нейронами, которая хорошо подходит для многомерных задач при наличии непротиворечивых данных и достаточного количества нейронов в скрытом слое. Сеть была обучена алгоритму обратного распространения Левенберга–Марквардта.

В нейронной сети для обучения и проверки тестовых данных используются три вида выборок. В настоящей работе для обучения нейронной сети используется около 70 % данных. Сеть настраивается в соответствии со своей погрешностью. Около 15 % данных используется для проверки результатов, предсказанных обученной нейронной сетью. Эти наборы проверочных данных используются для измерения обобщения сети и для остановки обучения, когда обобщение перестает улучшаться, и около 15 % данных используются для проверки результатов, предсказанных нейронной сетью. Эти наборы данных не влияют на обучение и, таким образом, обеспечивают независимую оценку качества работы сети во время и после обучения.

Следующим важным шагом является определение архитектуры сети для получения более точных прогнозируемых результатов. В этом исследовании самая высокая предсказуемая точность 0,9747 наблюдалась с восемью нейронами в скрытом слое. Кроме того, сеть должна быть обучена с использованием либо алгоритма Левенберга–Марквардта, либо байесовской регуляризации, либо алгоритма масштабированного сопряженного градиента. Однако исследователи в основном использовали алгоритм Левенберга–Марквардта. Этот алгоритм сравнительно быстрее, чем другие алгоритмы. Однако этот алгоритм требует больше памяти.

Производительность обучения нейронной сети измеряется среднеквадратичной погрешностью (среднеквадратичная погрешность между исходными объектами и выходными данными). Более низкие значения являются предпочтительными. Значения регрессии (R) измеряют корреляцию между выходными данными (прогнози-

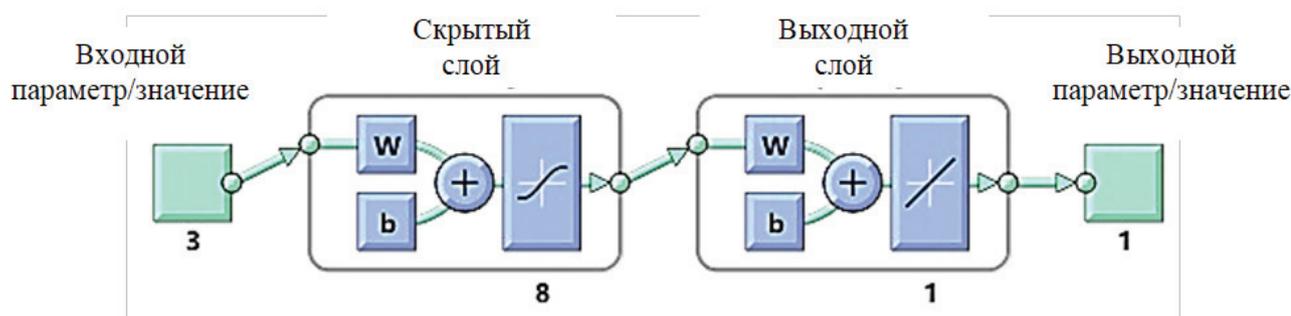


Рис. 4. Архитектура ИНС для получения данных о скорости изнашивания

Fig. 4. ANN architecture to obtain wear rate

руемыми значениями) и исходными объектами (входными данными), рис. 5, *a*, *б*, *в* и *г* соответственно.

Близкие к единице значения коэффициентов регрессии для обучения, подтверждения данных, тестирования и для всего набора данных показывают, что разработанная нейросетевая модель может быть надежно использована для прогнозирования скорости износа композита на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 масс.%), в паре трения с нержавеющей сталью *SS304* в пределах параметров, выбранных в данном исследовании.

Кроме того, были проведены проверочные эксперименты с применением параметров процесса, отличных от тех, которые были использо-

ваны для разработки моделей. Сравнение прогнозируемых результатов с экспериментальной математической моделью и искусственной нейронной сетью (ИНС) показано в табл. 3. Точность модели оценивается путем получения процента погрешности между прогнозируемыми и экспериментальными значениями скорости изнашивания при различных параметрах процесса. Процент погрешности получали с использованием уравнения

$$\begin{aligned} & \text{средняя погрешность} = \\ & \frac{\text{предсказанное значение} - \text{экспериментальное значение}}{\text{экспериментальное значение}} \times 100. \quad (5) \end{aligned}$$

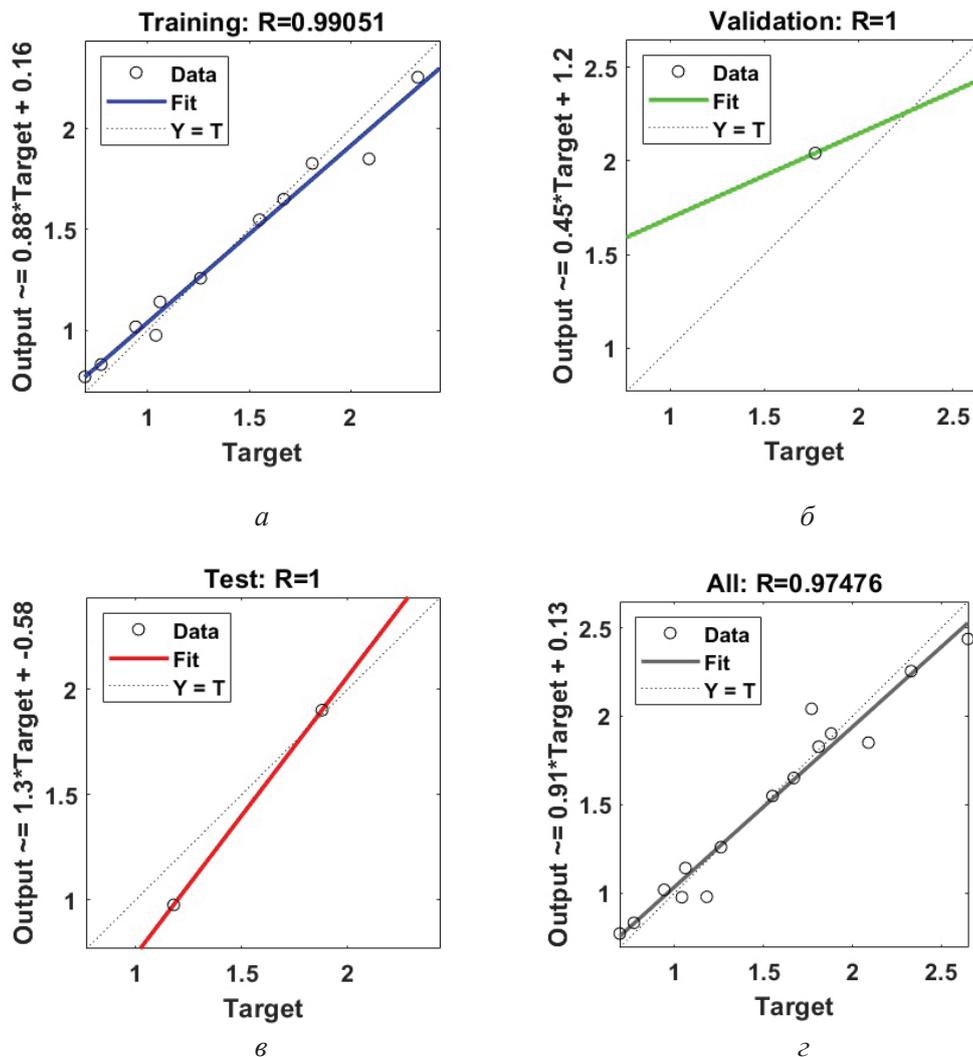


Рис. 5. Нейронная сеть:

a – обучение; *б* – подтверждение; *в* – тестирование; *г* – весь набор данных

Fig. 5. Neural network:

a – Training; *б* – Validation; *в* – Test; *г* – All data set

Проверочные эксперименты и результаты моделирования
Validation experiments and modeling results

Номер эксперимента п/п / Expt. no.	F_N (Н) / F_N (N)	T (°C) / T (°C)	v (м/с) / v (m/s)	Удельная скорость изнашивания ($\times 10^{-5}$) (Ws) (мм ³ /Нм) / Specific wear rate ($\times 10^{-5}$) (Ws) (mm ³ /Nm)			% Погрешность / % Error	
				Экспериментальное значение / Expt. value	Статистическая модель / Statistical model	ИНС модель / ANN model	Статистическая модель / Statistical model	ИНС модель / ANN model
1	130	1,72	1,72	1,72	1,72	1,72	5,06	1,72
2	90	4,97	4,97	4,97	4,97	4,97	19,16	4,97
3	40	5,04	5,04	5,04	5,04	5,04	15,33	5,04
4	140	1,29	1,29	1,29	1,29	1,29	7,72	1,29
5	170	3,24	3,24	3,24	3,24	3,24	7,61	3,24
6	70	5,13	5,13	5,13	5,13	5,13	6,10	5,13
Средняя погрешность							10,16	3,57

В табл. 3 представлены данные по удельной скорости изнашивания, предсказанные разработанными моделями. Прогнозируемые результаты хорошо согласуются с экспериментальными значениями со средней погрешностью 10,16 % для экспериментальной модели и 3,57 % для модели ИНС. Очевидно, что результаты, предсказанные моделью ИНС, лучше согласуются с экспериментальными результатами по сравнению с экспериментальной моделью.

Заклучение

В этом исследовании была предпринята попытка моделирования характеристик изнашивания при скольжении композита на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 мас.%), в паре трения с нержавеющей сталью SS304. Были проведены эксперименты по схеме «стержень-диск» при различных нормальных нагрузках, температуре поверхности раздела и скоростях скольжения. Были разработаны экспериментальная математическая модель и модель ИНС для прогнозирования удельной скорости изнашивания и понимания параметрического влияния на удельную скорость изнашивания.

Из настоящего исследования можно сделать следующие выводы.

- Было замечено, что скорость изнашивания растет при увеличении нормальной нагрузки, температуры поверхности раздела и скорости скольжения. Однако рост скорости был более заметным при более высоких параметрах процесса. Нормальная нагрузка, скорость скольжения и температура поверхности раздела были признаны наиболее важными параметрами, влияющими на скорость износа. Это также подтверждается более высоким значением нормальной нагрузки, за которой следует скорость скольжения, а затем температура поверхности раздела.

- Коэффициент корреляции, равный 0,97, полученный как для разработанной экспериментальной математической модели, так и модели ИНС, показывает, что модель может быть надежно использована для определения скорости изнашивания композита на основе ПТФЭ, армированного углеродным волокном (35 мас.%), в паре трения с нержавеющей сталью SS304.

- Предсказанные разработанными моделями показатели удельной скорости изнашивания хорошо согласуются с экспериментальными значениями со средней погрешностью, близкой

к 10 %. Однако результаты, предсказанные моделью ИНС, в большей степени совпадают (средняя погрешность 3,57 %) с экспериментальными результатами, чем результаты, полученные с использованием статистической модели (средняя погрешность 10,16 %).

Список литературы

1. Dry sliding wear characteristics of carbon filled polytetrafluoroethylene (PTFE) composite against Aluminium 6061 alloy / A. Sonawane, A. Deshpande, S. Chinchani, Y. Munde // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 44. – P. 3888–3893. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.929.
2. Chinchani S., Barade A., Deshpande A. Sliding wear characteristics of carbon filled polytetrafluoroethylene (PTFE) composite against AISI 304 stainless steel counterface // *Materials Science Forum*. – 2021. – Vol. 1034. – P. 51–60. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1034.51.
3. Sliding friction and wear behavior of PTFE and its composite under dry sliding conditions / H. Unal, A. Mimarolu, U. Kadioglu, H. Ekiz // *Materials and Design*. – 2004. – Vol. 25. – P. 239–245. – DOI: 10.1016/j.matdes.2003.10.009.
4. Sahin Y. Analysis of abrasive wear behavior of PTFE composite using Taughni's technique // *Cogent Engineering*. – 2015. – Vol. 2, N 1. – P. 1–15. – DOI: 10.1080/23311916.2014.1000510.
5. Venkateswarlu G., Sharada R., Rao M.B. Effect of fillers on mechanical properties of PTFE based composites // *Archives of Applied Science Research*. – 2015. – Vol. 7, N 7. – P. 48–58.
6. Wang Q., Zhang X., Pei X. Study on the synergistic effect of carbon fiber and graphite and nanoparticle on the friction and wear behavior of polyimide composites // *Materials and Design*. – 2010. – Vol. 31, N 8. – P. 3761–3768. – DOI: 10.1016/j.matdes.2010.03.017.
7. Song F., Wang Q., Wang T. Effect of glass fiber and MoS₂ on tribological behaviour and PV limit of chopped carbon fiber reinforced PTFE composite // *Tribology International*. – 2016. – Vol. 104. – P. 392–401. – DOI: 10.1016/j.triboint.2016.01.015.
8. Gujrathi S.M., Dhamande L.S., Patare P.M. Wear studies on polytetrafluoroethylene (PTFE) composites: Taguchi approach // *Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science*. – 2013. – Vol. 3, N 2. – P. 47–51. – DOI: 10.9756/BIJEMS.4406.
9. Wear and friction performance of PTFE filled epoxy composites with a high concentration of SiO₂ particles / J.T. Shen, M. Top, Y.T. Pei, M. Hosson // *Wear*. – 2015. – Vol. 322–323, N 15. – P. 171–180. – DOI: 10.1016/j.wear.2014.11.015.
10. Abrasive wear behavior of PTFE for seal applications under abrasive-atmosphere sliding condition / M. Shen, B. Li, Z. Zhang, L. Zhao // *Friction*. – 2020. – Vol. 8. – P. 755–767. – DOI: 10.1007/s40544-019-0301-7.
11. A study on the friction and wear behavior of PTFE filled with alumina nanoparticles / W.G. Sawyer, K.D. Freudenberg, P. Bhimaraj, L.S. Schadler // *Wear*. – 2003. – Vol. 254. – P. 573–580. – DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00252-7.
12. Kim D.W., Kim K.W. Effects of sliding velocity and normal load on friction and wear characteristics of multi-layered diamond-like carbon (DLC) coating prepared by reactive sputtering // *Wear*. – 2003. – Vol. 297, N 1–2. – P. 722–730. – DOI: 10.1016/j.wear.2012.10.009.
13. Wang M., Zhang C., Wang X. The wear behavior of textured steel sliding against polymers // *Materials*. – 2017. – Vol. 10, N 330. – P. 1–14. – DOI: 10.3390/ma10040330.
14. Desale D.D., Pawar H.B. Performance analysis of Polytetrafluoroethylene as journal bearing material // *Procedia Manufacturing*. – 2018. – Vol. 20. – P. 414–419. – DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.060.
15. Specific wear rate modeling of polytetrafluoroethylene composites via artificial neural network (ANN) and adaptive neuro fuzzy inference system (ANFIS) tools / M.A. Ibrahim, Y. Şahin, A. Ibrahim, A.Y. Gidado, M.N. Yahya // *Virtual Assistant*. – IntechOpen, 2021. – DOI: 10.5772/intechopen.95242.
16. Paturi U.M., Cheruku S., Reddy N.S. The role of artificial neural networks in prediction of mechanical and tribological properties of composites – A comprehensive review // *Archives of Computational Methods in Engineering*. – 2022. – Vol. 29. – P. 1–41. – DOI: 10.1007/s11831-021-09691-7.
17. Artificial neural network algorithms for 3D printing / M.A. Mahmood, A.I. Visan, C. Ristoscu, I.N. Mihailescu // *Materials*. – 2020. – Vol. 14, N . – P. 163. – DOI: 10.3390/ma14010163.
18. Naderpour H., Kheyroddin A., Amiri G.G. Prediction of FRP-confined compressive strength of concrete using artificial neural networks // *Composite Structures*. – 2010. – Vol. 92, N 12. – P. 2817–2829. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2010.04.008.

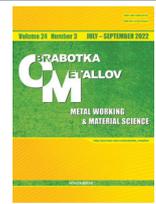
Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Modeling of sliding wear characteristics of Polytetrafluoroethylene (PTFE) composite reinforced with carbon fiber against SS304

Satish Chinchani^{*}

Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Pune - 411039, Maharashtra, India

 <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>,  satish.chinchani@viit.ac.in

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 July 2022

Revised: 26 July 2022

Accepted: 27 July 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

PTFE

Wear

Artificial neural network

Pin-on-disk

SS304

ABSTRACT

Introduction. Over the last decade, composite materials based on polytetrafluoroethylene (*PTFE*) have been increasingly used as alternative materials for automotive applications. *PTFE* is characterized by a low coefficient of friction, hardness and corrosion resistance. However, this material has a high wear rate. A group of researchers attempted to improve the wear resistance of *PTFE* material by reinforcing it with different fillers. **The purpose of the work:** This study experimentally investigates the dry sliding wear characteristics of a *PTFE* composite reinforced with carbon fiber (35 wt.%) compared to SS304 stainless steel. In addition, experimental mathematical and ANN models are developed to predict the specific wear rate, taking into account the influence of pressure, sliding speed, and interface temperature. **The methods of investigation.** Dry sliding experiments were performed on a pin-on-disk wear testing machine with varying the normal load on the pin, disk rotation, and interface temperature. Experiments were planned systematically to investigate the effect of input parameters on specific wear rates with a wide range of design space. In total, fifteen experiments were carried out at a 5-kilometer distance without repeating the central run experiment. Sliding velocities were obtained by selecting the track diameter on the disk and corresponding rotation of the disk. A feedforward back-propagation machine learning algorithm was used to the ANN model. **Results and Discussion.** This study finds better prediction accuracy with the ANN architecture having two hidden layers with 150 neurons on each layer. This study finds an increase in specific wear rates with normal load, sliding velocity, and interface temperature. However, the increase is more prominent at higher process parameters. The normal load followed by sliding velocity most significantly affects the specific wear rate. The results predicted by the developed models for specific wear rates are in good agreement with the experimental values with an average error close to 10%. This shows that the model could be reliably used to obtain the wear rate of *PTFE* composite reinforced with carbon fiber (35 wt.%) compared to SS304 stainless steel. This study finds scope for further studies considering the effect of varying ANN architectures, different amount of neurons, and hidden layers on the prediction accuracy of the wear rate.

For citation: Chinchani S. Modeling of sliding wear characteristics of Polytetrafluoroethylene (PTFE) composite reinforced with carbon fiber against SS304. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 40–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-40-52. (In Russian).

References

1. Sonawane A., Deshpande A., Chinchani S., Munde Y. Dry sliding wear characteristics of carbon filled polytetrafluoroethylene (PTFE) composite against Aluminium 6061 alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 3888–3893. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.929.
2. Chinchani S, Barade A, Deshpande A. Sliding wear characteristics of carbon filled polytetrafluoroethylene (PTFE) composite against AISI 304 stainless steel counterface. *Materials Science Forum*, 2021, vol. 1034, 51–60. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1034.51.
3. Unal H., Mimarolu A., Kadioglu U., Ekiz H. Sliding friction and wear behavior of PTFE and its composite under dry sliding conditions. *Materials and Design*, 2004, vol. 25, pp. 239–245. DOI: 10.1016/j.matdes.2003.10.009.

* Corresponding author

Chinchani Satish, Ph.D. (Engineering), Professor
Vishwakarma Institute of Information Technology,
Pune - 411039, Maharashtra, India

Tel.: 91-2026950441, e-mail: satish.chinchani@viit.ac.in

4. Sahin Y. Analysis of abrasive wear behavior of PTFE composite using Taughni's technique. *Cogent Engineering*, 2015, vol. 2, no. 1, pp. 1–15. DOI: 10.1080/23311916.2014.1000510.
5. Venkateswarlu G., Sharada R., Rao M.B. Effect of fillers on mechanical properties of PTFE based composites. *Archives of Applied Science Research*, 2015, vol. 7, no. 7, pp. 48–58.
6. Wang Q., Zhang X., Pei X. Study on the synergistic effect of carbon fiber and graphite and nanoparticle on the friction and wear behavior of polyimide composites. *Materials and Design*, 2010, vol. 31, no. 8, pp. 3761–3768. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.03.017.
7. Song F., Wang Q., Wang T. Effect of glass fiber and MoS₂ on tribological behaviour and PV limit of chopped carbon fiber reinforced PTFE composite. *Tribology International*, 2016, vol. 104, pp. 392–401. DOI: 10.1016/j.triboint.2016.01.015.
8. Gujrathi S.M., Dhamande L.S., Patare P.M. Wear studies on polytetrafluoroethylene (PTFE) composites: Taguchi approach. *Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science*, 2013, vol. 3, no. 2, pp. 47–51. DOI: 10.9756/BIJIEMS.4406.
9. Shen J.T., Top M., Pei Y.T., Hosson M. Wear and friction performance of PTFE filled epoxy composites with a high concentration of SiO₂ particles. *Wear*, 2015, vol. 322–323, no. 15, pp. 171–180. DOI: 10.1016/j.wear.2014.11.015.
10. Shen M., Li B., Zhang Z., Zhao L. Abrasive wear behavior of PTFE for seal applications under abrasive-atmosphere sliding condition. *Friction*, 2020, vol. 8, pp. 755–767. DOI: 10.1007/s40544-019-0301-7.
11. Sawyer W.G., Freudenberg K.D., Bhimaraj P., Schadler L.S. A study on the friction and wear behavior of PTFE filled with alumina nanoparticles. *Wear*, 2003, vol. 254, pp. 573–580. DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00252-7.
12. Kim D.W., Kim K.W. Effects of sliding velocity and normal load on friction and wear characteristics of multi-layered diamond-like carbon (DLC) coating prepared by reactive sputtering. *Wear*, 20013, vol. 297, no. 1–2, pp. 722–730. DOI: 10.1016/j.wear.2012.10.009.
13. Wang M., Zhang C., Wang X. The wear behavior of textured steel sliding against polymers. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 330, pp. 1–14. DOI: 10.3390/ma10040330.
14. Desale D.D., Pawar H.B. Performance analysis of Polytetrafluoroethylene as journal bearing material. *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 20, pp. 414–419. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.060
15. Ibrahim M.A., Şahin Y., Ibrahim A., Gidado A.Y., Yahya M.N. Specific wear rate modeling of polytetrafluoroethylene composites via artificial neural network (ANN) and adaptive neuro fuzzy inference system (ANFIS) tools. *Virtual Assistant*, IntechOpen, 2021. DOI: 10.5772/intechopen.95242.
16. Paturi U.M., Cheruku S., Reddy N.S. The role of artificial neural networks in prediction of mechanical and tribological properties of composites – A comprehensive review. *Archives of Computational Methods in Engineering*, 2022, vol. 29, pp. 1–41. DOI: 10.1007/s11831-021-09691-7.
17. Mahmood M.A., Visan A.I., Ristoscu C., Mihailescu I.N. Artificial neural network algorithms for 3D printing. *Materials*, 2020, vol. 14, no. 1, p. 163. DOI: 10.3390/ma14010163.
18. Naderpour H., Kheyroddin A., Amiri G.G. Prediction of FRP-confined compressive strength of concrete using artificial neural networks. *Composite Structures*, 2010, vol. 92, no. 12, pp. 2817–2829. DOI: 10.1016/j.compstruct.2010.04.008.

Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2022 The Author. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Особенности применения ультразвука при плазменно-механической обработке деталей из труднообрабатываемых материалов

Вагиф Аббасов^a, Расим Баширов^{b, *}

Азербайджанский технический университет, пр. Гусейн Джавида, 25, г. Баку, AZ 1073, Азербайджан

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4633-6728>,  abbasov49@aztu.edu.az, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-6907-2502>,  rasim_agma@aztu.edu.az

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71

История статьи:

Поступила: 06 апреля 2022
 Рецензирование: 19 апреля 2022
 Принята к печати: 27 июня 2022
 Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Труднообрабатываемые материалы
 Плазматродержатель
 Коэффициент обрабатываемости
 Ультразвуковой резец
 Устройства для ультразвукового точения
 Плазменно-механическая обработка
 Плазменно-ультразвуковая обработка
 Износ резца
 Колебательная деформация стружки

АННОТАЦИЯ

Введение. Конструкционные материалы, в том числе материалы из жаропрочных и труднообрабатываемых сталей, широко применяются в различных отраслях машиностроения. Для повышения эффективности изготовления деталей термического оборудования из жаропрочных и труднообрабатываемых сталей применяется технологический метод резания с предварительным плазменным подогревом заготовки. Существует также технологический метод резания металлов, в том числе труднообрабатываемых ультразвуковым точением. Исходя из этого для повышения эффективности плазменной механической обработки труднообрабатываемых материалов необходимо исследовать технологические возможности применения ультразвукового точения при плазменной механической обработке. **Цель работы:** исследовать износ режущих инструментов при применении ультразвука в условиях плазменно-механической обработки деталей из труднообрабатываемых материалов. **В работе исследованы:** особенности процесса плазменно-механической обработки в условиях ультразвукового резания и определены величины износа твердосплавных резцов ВК8, Т5К10 и Т15К6 при обработке сталей марок 20Х13Н18 и 20Х25Н20С2Л, а также определены износ указанных резцов в условиях обычного точения этих же материалов для сопоставления результатов износа резцов в различных условиях обработки. Методом исследования является определение линейного износа твердосплавных резцов по задней поверхности при обычной, плазменно-механической и плазменно-механической обработке с применением ультразвукового резания. Линейный износ резцов был измерен инструментальным микроскопом и визуально обследован лупой с десятикратным увеличением. **Результаты и обсуждение.** В статье приводятся результаты экспериментальных исследований по определению износа режущих инструментов при обработке жаропрочных сталей марки 20Х13Н18 и 20Х25Н20С2Л твердосплавными резцами марки ВК8, Т5К10 и Т15К6. Проводились исследования по определению износа твердосплавных резцов как при обычном механическом резании, плазменно-механическом резании, а также плазменно-механическом резании с применением ультразвука. Эксперименты проводились при точении указанных материалов на модернизированном токарном станке мод. 1А64. К токарному станку подключен выпрямитель с управляемым дросселем из АПР-403, на суппорте станка размещен плазмодержатель. В качестве источника питания сжатой электрической дуги служит полупроводниковый выпрямитель. Электронная дуга горит между катодом (плазматроном) и анодом (заготовкой) в точке плазмообразующего газа, сжатый воздух проходит через канал сопла плазмотрона. При проведении экспериментов положение плазмотрона регулировалось по отношению оси вращения детали. При проведении опытов по изучению износа резцов в условиях ультразвукового плазменно-механического резания ультразвук подавался на режущую кромку с помощью устройства, разработанного авторами. При обработке жаропрочных сталей в обычных условиях точения режимы обработки были следующими: скорость резания $V = 10$ м/мин, глубина резания $t = 3...4$ мм, продольная подача $S_{пр} = 0,31$ мм/об. Установлено, что при обработке сталей марки 20Х13Н18 при таких условиях задняя поверхность твердосплавного резца Т5К10 изнашивается до величины 1 мм в течение 10 мин, а твердосплавного резца ВК8 – в течение 15 мин. При плазменной механической обработке в 2 раза увеличены скорость резания и величина подачи, при этом Т5К10 изнашивается до 1 мм в течение 20 мин, ВК8 – 25 мин. Плазменно-механическая обработка с применением ультразвука показала, что твердосплавный резец Т5К10 за 50 мин резания изнашивается на величину 0,50 мм, а ВК8 – 0,35 мм. Такие же результаты получены при обработке жаропрочной стали 20Х25Н20С2Л. Таким образом, исследование износа твердосплавных резцов при обработке жаропрочных сталей показали, что использование ультразвукового резания при плазменно-механической обработке сталей может значительно снизить величину износа инструмента. Представленные результаты подтверждают перспективность применения ультразвукового плазменно-механического резания жаропрочных сталей лезвийными инструментами.

Для цитирования: Аббасов В.А., Баширов Р.Дж. Особенности применения ультразвука при плазменно-механической обработке деталей из труднообрабатываемых материалов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 53–65. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-53-65.

*Адрес для переписки

Баширов Расим Джавад оглы, д.т.н., профессор
 Азербайджанский технический университет,
 пр. Гусейн Джавида, 25,
 AZ 1073, г. Баку, Азербайджан
 Тел.: +994 (50) 212 22 73, e-mail: rasim_agma@aztu.edu.az

Введение

В машиностроении широко применяются различные труднообрабатываемые материалы для изготовления деталей и конструктивных элементов оборудования электрохимического, химического и других производств. Применение труднообрабатываемых и жаропрочных сталей для изготовления термического оборудования затруднено тем, что эти материалы плохо подвергаются механическому резанию лезвийными инструментами. В связи с этим на производстве электротермического оборудования делаются попытки повышения эффективности обработки жаропрочных и труднообрабатываемых материалов путем применения различных комбинированных методов снятия стружки, одним из которых является резание с плазменным нагревом заготовки перед обработкой. Обработка резанием жаропрочных сталей с плазменным нагревом представляет собой комбинированный процесс, при котором механическая энергия вместе с энергией низкотемпературной плазмы используется для увеличения производительности обработки и снижения расхода режущего инструмента при резании этих материалов.

Существуют различные методы плазменного нагрева заготовки в процессе механической обработки [1–6]. В этих и других работах приводятся данные о производительности плазменно-механического точения, фрезерования и т.д. Установлено, что плазменный нагрев улучшает обрабатываемость материалов в тех случаях резания, когда увеличение стойкости инструмента вследствие снижения удельной работы резания больше, чем отрицательное воздействие повышенных температур на увеличение интенсивности явлений схватывания и износа инструмента. Как известно, износ режущего инструмента является интегрированным процессом, сопровождаемым сложными и взаимовлияющими явлениями в местах контакта инструмента со стружкой и обрабатываемой заготовкой, протекающими в условиях высоких температур и давлений. Поэтому рекомендуют использовать режущие инструменты с внутренним охлаждением при плазменно-механической обработке.

Анализ [7–20] научно-исследовательских работ показал, что вопросу определения взаимосвязи между износом режущего инструмента

и параметрами процесса плазменно-механической обработки труднообрабатываемых материалов уделено недостаточное внимание. Кроме того, среди имеющихся научно-исследовательских работ отсутствуют работы, посвященные применению ультразвуковых колебаний при комбинации плазменно-механической обработки труднообрабатываемых материалов. Поэтому были поставлены задачи исследовать процесс и износ режущего инструмента при ультразвуковой плазменно-механической обработке труднообрабатываемых материалов.

Труднообрабатываемые материалы обладают целым рядом таких специфических физико-химико-механических свойств, как высокая прочность, жаропрочность, жаростойкость, вязкость, коррозионно-стойкость, тугоплавкость и т.д. Труднообрабатываемые материалы имеют сложную карбидообразующую структуру.

Одним из труднообрабатываемых материалов являются жаропрочные стали и сплавы, которые по своему основному составу подразделяются на жаропрочные стали на основе железа, никеля, кобальта и титана. Эти стали и сплавы часто применяются в производстве деталей электротермического оборудования.

Жаропрочные стали на основе железа, никеля, кобальта и титана трудно поддаются обычному резанию лезвийным инструментом, т.е. точению, фрезерованию, в связи с рядом специфических особенностей, в частности:

– зависимостью повышения упрочнения жаропрочных сталей в процессе деформации при резании от строения кристаллической решетки этих материалов, которая определяет число возможных направлений скольжения при пластической деформации в процессе резания. Например, кристаллы сталей ферритно-перлитной группы имеют решетку объемно-центрированного куба с восемью возможными направлениями скольжения, кристаллы сталей аустенитного класса – форму гранцентрированного куба с девятнадцатью возможными направлениями скольжения [1];

– высокой пластичностью жаропрочных сталей, благодаря которой при их точении наблюдается повышение микротвердости в зоне образования стружки, что усложняет процесс разделения материалов на передней поверхности режущего лезвия;



– низкой теплопроводностью жаропрочных сталей, которая приводит к повышению температуры на контактных поверхностях при резании, вызывающее рост интенсивности явлений адгезии и диффузии и, как следствие, разрушение режущей части инструмента;

– способностью этих материалов сохранять исходную прочность и твердость при повышенных температурах, возникающих в зоне деформации и схода стружки при резании, что приводит к весьма высокому удельному давлению в месте контакта материала с инструментом в процессе резания;

– повышенной истирающей способностью этих сталей, обусловленной наличием в них, кроме фазы твердого раствора, так называемой второй фазы, образующей интерметаллидные или карбидные включения, которые приводят к повышению износа инструмента при обработке;

– малой виброустойчивостью при движении резания, обусловленной высокой упругостью этих материалов при неравномерности протекания процесса их пластического деформирования.

Указанные выше и иные проблемы, связанные со специфическими характеристиками жаропрочных сталей, требуют создания новых технологических решений, позволяющих улучшить обрабатываемость этих материалов.

Методика исследований

Одним из методов улучшения обрабатываемости жаропрочных сталей и сплавов является плазменно-механическая обработка. При плазменно-механической обработке жаропрочных сталей лезвийным инструментом нагрев заготовки осуществляется плазменной дугой. Нагрев заготовки из жаропрочных сталей улучшает обрабатываемость лезвийным инструментом этих материалов. Использование в процессе резания предварительного нагрева позволяет увеличивать разницу между контактной твердостью инструмента и твердостью обрабатываемого материала, что приводит к увеличению стойкости лезвийного инструмента. При предварительном нагреве заготовок из жаропрочных материалов при механическом резании лезвийным инструментом происходит большее разупрочнение обрабатываемого материала, чем

разупрочнение рабочих поверхностей режущего инструмента.

Проведенные эксперименты показали, что при плазменной механической обработке высокая концентрация тепла в небольшом объеме позволяет хорошо управлять процессом нагрева, добиваясь достаточной стабильности; наиболее целесообразно применять плазменный нагрев при резании труднообрабатываемых материалов, имеющих низкий коэффициент обрабатываемости. Установлено, что эффективность процесса плазменного нагрева тем выше, чем ниже коэффициент обрабатываемости жаропрочных материалов; следует отметить, что при плазменно-механической обработке для эффективного резания металла необходимо прогревать слой заготовки на глубину резания и величину подачи до оптимальной температуры резания, которая складывается из температуры предварительного нагрева и температуры, возникающей вследствие стружкообразования. Следовательно, режим плазменного нагрева следует определять в зависимости от состава и физико-механических параметров обрабатываемого жаропрочного материала [3, 4, 6–8].

При плазменно-механической обработке увеличение температуры нагрева заготовки изменяет физико-химические и механические свойства не только обрабатываемого материала, но и материала инструмента. Установлено [1–5], что при повышении температуры нагрева поверхности трения, с одной стороны, увеличивается пластичность обрабатываемого материала, с другой – возрастает степень пластической деформации стружки. Локальный нагрев поверхностных слоев обрабатываемого материала, происходящий при соприкосновении с плазменной дугой, вызывает в заготовке температурное поле высокой степени неравномерности, что приводит к появлению крайне неравномерных полей напряжений в обрабатываемом металле. Неравномерность полей напряжений усиливается структурными превращениями, возникающими в части объема нагретого металла, и расплавлением отдельных его участков. Такой механизм воздействия плазменной дуги может привести к микроразрывам и другим нарушениям сплошности в поверхностном слое заготовки и содействовать облегчению деформации стружкообразования при токарной и фрезерной обработке.

Решающее влияние на характер и интенсивность износа инструмента оказывает соотношение между твердостью материалов заготовки и инструмента в условиях плазменного нагрева. Это соотношение названо коэффициентом устойчивости формы. Проведенные эксперименты позволили установить, что при плазменно-механической обработке жаропрочных материалов устойчивость формы инструментов из твердого сплава значительно выше, чем у других инструментальных материалов. Поэтому эксперименты проводились резцами, оснащенными пластинками из твердых сплавов марок Т15К6, Т5К10, ВК8.

Для проведения экспериментов по точению была создана установка на базе токарно-винторезного станка мод. 1А64, на котором размеры обрабатываемой заготовки позволяют исследовать обрабатываемость всех типов цилиндрических деталей, применяемых в производстве электротермического оборудования.

Установка состоит из токарно-винторезного станка, источника питания АПР-403 УХЛЧ-2, держателя плазмотрона, непосредственно плазмотрона, воздухопровода для подвода к плазмотрону. Держатель плазмотрона устанавливается на резцедержателе и закрывается кожухом. От источника питания электропроводом ток подведен к детали через токосъемное устройство шпинделя станка. Обрабатываемая заготовка устанавливается в четырехкулачковом патроне и фиксируется задним центром. На резцедержателе установлен резец для ультразвукового точения и резки металлов. Резец для ультразвукового резания закрепляется на резцедержателе станка, образует первую ступень ультразвукового ступенчатого концентратора механических колебаний с пьезоэлектрическим датчиком, установленным на торцевом сечении его свободного конца [5, 6, 9, 10].

Ультразвуковой резец 1 (рис. 1) содержит цилиндрический и конический концентратор 2 и пьезоэлектрический излучатель 3, жестко зажатые отражателем 4 через сквозное отверстие 5 и прижимной болт 6 к свободному концу сечения режущего инструмента, которые образуют вторую ступень ультразвукового ступенчатого концентратора механических колебаний. Плюсовые электроды 7 пьезоэлектрического датчика соединены с входом усилителя 8 напряжения и

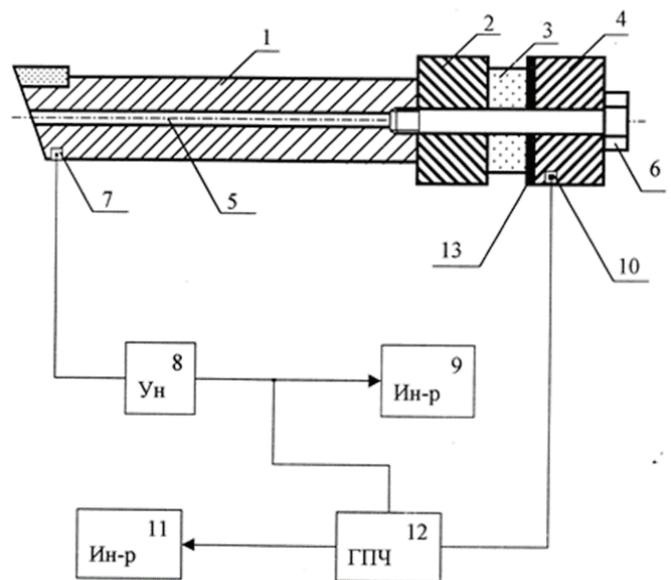


Рис. 1. Устройство для ультразвукового точения и резки металлов

Fig. 1. Device for ultrasonic turning and cutting of metals

индикатором, электроды 10 пьезоэлектрического излучателя соединены с выходом генератора 12 переменной частоты и индикатором 11, выход усилителя напряжения соединен с управляющим входом генератора переменной частоты.

Один из электродов пьезоэлектрического излучателя электрически изолирован от контактирующей поверхности отражателей прокладкой 13 из диэлектрического материала. Таким образом, устройство для ультразвуковой обработки материалов содержит ступенчатый концентратор ультразвуковых колебаний с переменным профилем, рабочий конец которого выполняет функцию резца, и пьезоэлектрический излучатель в форме шайбы, зажатый между концентратором и отражателем.

Работа устройства ультразвукового резания осуществляется следующим образом. В процессе плазменно-механической обработки жаропрочных сталей и сплавов вначале переменное напряжение с выхода генератора 12 с частотой, равной собственной частоте пьезоэлектрического излучателя 3, подводится к его плюсовым электродам 10. Это приводит к возбуждению и появлению на поверхности пьезоэлектрического излучателя (других стоячих волн) ультразвуковых механических колебаний.

Механические колебания передаются во вторую ступень 2 концентратора, затем, усиливаясь,

механические колебания ультразвуковой частоты передаются в первую ступень, концентрируются непосредственно на режущем инструменте I устройства. Обрабатываемая деталь закрепляется на шпинделе и осуществляется обработка, при этом режимные параметры скорость и сила резания измеряются с помощью пьезоэлектрического датчика 7, который формирует на поверхности своих электродов электрический сигнал. Этот сигнал подается на вход усилителя напряжения 8, с выхода которого подается на вход индикатора устройства, преобразующего аналоговый сигнал в цифровой код.

Особенности процесса плазменно-механической обработки изучали в условиях ультразвукового резания при точении сталей марок 20X23H18 и 20X25H20C2Л (см. таблицу).

Наружный диаметр заготовок был равен 170...196 мм, длина – 1500...1800 мм. Заготовки устанавливали в 4-кулачковом патроне с упором

в торец патрона и прижимали задним центром. Обработку вели по корке и по обработанной поверхности. Вначале включали дежурную дугу и после автоматического перехода ее на основную дугу включали продольную подачу и протачивали цилиндрический участок длиной 20...30 мм на глубину 7...10 мм. Устанавливали плазмотрон так, чтобы минимальное расстояние от поверхности резания до сопла плазмотрона при максимальном биении составляло 5...10 мм. Максимальное расстояние от плазмотрона до заготовки принималось в пределах $L = 30...40$ мм. Угловое положение плазмотрона регулировалось в процессе резания с целью оптимального нагрева поверхности резания на заготовке.

Режимы работы плазменного нагрева, в частности питания, в процессе экспериментов варьировали в следующих пределах: рабочее напряжение источника питания $U = 150...200$ В, рабочий ток $I = 250...300$ А.

Химический состав обрабатываемых материалов (согласно ГОСТ 5632–72)

Chemical composition of work materials (according to GOST 5632–72)

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni
20X23H18	≤ 0,20	≤ 1,0	≤ 2,0	22...25	17...20
20X25H20C2Л	≤ 0,20	2-3	≤ 1,5	24...27	18...21

Проведенные исследования показали, что рациональный интервал нагрева срезаемого слоя поверхности заготовки из жаропрочной стали 20X23H8 в условиях плазменного механического резания должен быть в пределах 700...750 °С, при обработке стали 20X25H20C2Л должен нагреваться в пределах 800...820 °С.

Давление сжатого воздуха, подаваемого источником питания в плазмотрон, регулировали в пределах 0,15...0,20 МПа. Охлаждение плазмотрона осуществлялось водопроводной технической водой с последующим сливом в канализацию.

Режимы ультразвукового точения на режущую кромку инструмента подаются ультразвуковые колебания, частота которых меняется в пределах 18...22 кГц, амплитуда колебаний варьировалась от 2 до 15 мкм.

При проведении экспериментов установлено, что выбор диаметра отверстия сопла плазмотрона для нагрева поверхности заготовки во време-

ни, образования стружки является одним из важных параметров процесса плазменного нагрева.

Для определения режимов процесса стабильного плазменного нагрева заготовки в условиях обработки рассчитываются технологические параметры, такие как напряжение питания, сила тока, расстояние от сопла до зоны резания, давление сжатого воздуха и др.

Поэтому были испытаны сопла с диаметром отверстия, равным 4, 5, 6, 7, 8 и 9 мм. Эксперименты показали, что при использовании сопла с диаметром 7 мм значительно улучшаются условия нагрева заготовки, обеспечивающие устойчивый факел пламени и лучший отвод продуктов горения от рабочей зоны.

Эксперименты проводились с использованием токарных резцов как с напаянными, так и неперетачиваемыми пластинками. Геометрические параметры режущей части инструментов были: $\gamma = 5...10^\circ$; $\alpha = 8...12^\circ$; $\lambda = 10...15^\circ$; $\phi = 15...20^\circ$ и радиус вершины режущей кромки $r = 1,5$ мм.

Для сопоставления результатов исследований точения жаропрочных сталей проводились как плазменно-механическое резание, так и резание с применением ультразвуковой плазменной механической обработки.

Для сопоставления результатов плазменно- и плазменно-ультразвукового резания также были проведены эксперименты без применения плазменного нагрева и ультразвукового резания, которые показали, что при выборе геометрической формы пластинки нужно предусмотреть фаску на передней поверхности резца, равную величине продольной подачи, вследствие чего происходит упрочнение режущего клина инструмента [9–11]. При этом для достижения соответствующей прочности режущей кромки величина заднего угла α была взята несколько меньше.

Токарная обработка без применения плазменного нагрева велась по заводским технологическим режимам, например: при скорости резания $V = 10$ м/мин ($n = 160$ об/мин), глубине резания $t = 3 \dots 4$ мм, продольной подаче $S_{пр} = 0,8$ мм/об.

При проведении экспериментов по определению износа режущего инструмента в условиях обычного резания использовали умеренные режимы, где глубина резания находилась в пределах $t = 3$ мм, продольная подача $S_{пр} = 0,31$ мм/об. При резании сталей 20X23H18 и 20X25H20C2Л на скоростях до 10 м/мин износ твердосплавных пластин остается в пределах допустимого. Поэтому при обычном резании жаропрочных сталей применяются указанные режимы. Проведенными экспериментами установлено, что при плазменно-механической обработке с целью увеличения эффективности нагрева обработку следует проводить при увеличении глубины резания до $t = 6$ мм [12–16].

В работе также был исследован износ пластин из твердого сплава Т15К6 при точении жаропрочных сталей марки 20X23H18 и 20X25H20C2Л в различных условиях обработки. Выявлено, что износ пластин из Т15К6 по сравнению с износом пластин из Т5К10 при точении указанных материалов значительно больше, поэтому в дальнейших исследованиях не применяли резцы, оснащенные пластинками из сплава Т15К6.

На рис. 2 представлены результаты исследования износа твердосплавных резцов Т5К10 и ВК8, где кривые 1-1' отражают динамику износа при обычных условиях резания: $V = 10$ м/мин; $t = 3$ мм; $S_{пр} = 0,31$ мм/об; 2-2' – при плазменно-механической обработке: $V = 20$ м/мин; $t = 6$ мм; $S_{пр} = 0,31$ мм/об; $I = 250$ А; $U = 150$ В; 3-3' – при плазменно-ультразвуковой обработке: $V = 20$ м/мин, $t = 6$ мм; $S_{пр} = 0,31$ мм/об; $I = 250$ А; $U = 150$ В; $f = 18$ кГц; $A = 4$ мкм; 1, 2, 3 – при обработке резцами из твердого сплава марки Т5К10; 1', 2', 3' – при обработке резцами из твердого сплава марки ВК8.

Износ резцов при обычном режиме механической обработки исследован при $V = 10$ м/мин, $S_{пр} = 0,31$ мм/об. При повышении режимов резания от указанной величины режущий инструмент в течение 2-3 мин теряет режущую способность. Плазменно-механическая обработка и плазменно-механическая обработка с применением ультразвука проводились в одном режиме механического резания.

При обработке жаропрочной стали марки 20X23H18 в различных условиях резания установлено, что твердосплавные пластины из Т5К10 по сравнению с ВК8 во всех видах обработки изнашиваются по задней поверхности быстрее. Выявлено, что при точении стали 20X23H18 как однокарбидные твердосплавные резцы, так и двухкарбидные при обычном

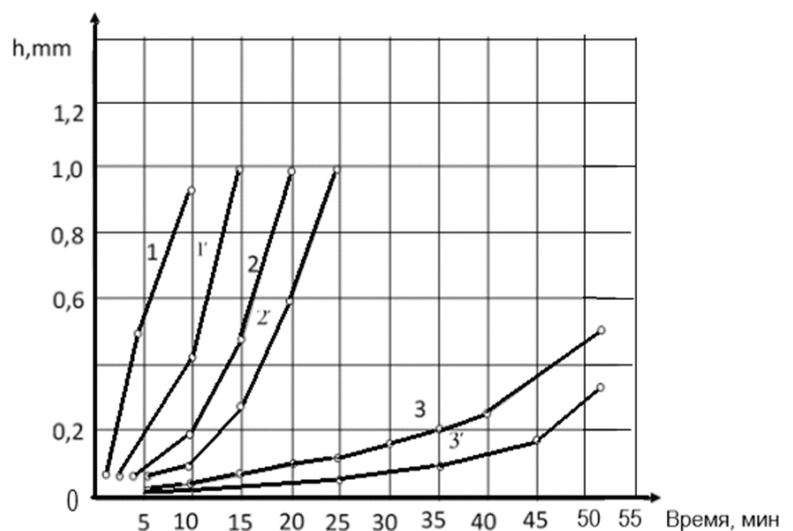


Рис. 2. Износ по задней поверхности резцов при различных условиях обработки по корке стали 20X23H18

Fig. 2. Wear on the back surface of the cutter under various processing conditions when turning steel 20Cr13Ni18 slag

методе точения изнашиваются значительно больше, чем при других методах обработки [16–20].

Результаты и их обсуждение

Анализ полученных результатов позволил выяснить, что при плазменно-механическом точении стали 20X13H18, несмотря на то что глубина резания в 2 раза больше (кривые 2, 2', рис. 2), чем при обычном точении, (кривые 1, 1', рис. 2), износ задней поверхности проходного резца в зависимости от скорости резания в 1,5–2 раз меньше. А при плазменно-механической обработке с применением ультразвука износ резцов (кривые 3, 3', рис. 2) по сравнению с износом резцов при обычном резании (кривые 1, 1') в 5–10 раз меньше. Например, при обычном точении жаропрочных сталей 20X23H18 резцом, оснащенный твердосплавной пластиной Т5К10 в течение 5 мин резания износ резца колеблется в пределах 0,5...0,6 мм (кривые 1, рис. 2), а при обработке той же стали плазменно-механическим резанием с применением ультразвука износ резца, оснащенного пластиной из твердого сплава Т5К10, до 0,4 мм достигается в течение 52 мин, что свидетельствует об уменьшении износа резца в 10 раз.

В текущем исследовании для построения каждой точки было проведено по пять экспериментов.

Эксперименты показали, что как при обычном методе, так и при плазменно-механической обработке по корке, резцы, оснащенные однокарбидными твердосплавными пластинками ВК8, обладают рядом преимуществ по сравнению с резцами, оснащенными двухкарбидными твердосплавными резцами. В частности, исследования показали, что характер износа задней поверхности режущей кромки пластинки из твердого сплава ВК8 более равномерный, интенсивность и скорость изнашивания замедлены, катастрофических разрушений не наблюдается, что благоприятно влияет на процесс точения сталей. При обработке жаропрочных сталей твердосплавными пластинками Т5К10 износ задней поверхности режущей кромки резца неравномерный, наблюдаются следы выкрашивания и образование канавки износа, что приводит к быстрой потере его режущей способности.

Исследования показали, что наиболее благоприятные условия возникают при точении жаропрочных сталей плазменно-ультразвуковой обработкой как при использовании однокарбидных, так и двухкарбидных пластин (кривые 3, 3', рис. 2).

Результаты экспериментов показали, что при обычном методе точения стали 20X13H18 максимальный износ резцов наблюдается через 10...15 мин обработки, а при плазменно-механической обработке максимальный износ резцов наблюдается через 25 мин точения.

Установлено, что в процессе плазменно-ультразвуковой обработки максимальный износ резцов ($h = 1,0$ мм) достигается через 90 мин.

Это связано с тем, что при применении ультразвука в условиях плазменно-механической обработкой жаропрочных сталей формирование стружки в контактной зоне происходит под воздействием ультразвуковых колебаний режущей кромкой резца.

Режущая кромка резца получает как в продольном, так и в радиальном направлении ультразвуковые колебания с частотой 18 кГц и амплитудой около $A = 4$ мкм, приводящие к дополнительной деформации стружки при ее сходе, что фактически нивелирует контакт стружки с режущей кромкой.

При этом наличие ультразвуковых колебаний улучшает условия скольжения и схода стружки в зоне ее образования, что позволяет значительно уменьшить трение стружки о контактные поверхности резца.

На рис. 3 показаны кривые, полученные при обработке жаропрочной стали марки 20X25H20C2Л, где 1, 1' – при обычном резании: $t = 3$ мм, $S_{\text{пр}} = 0,31$ мм/об; 2, 2' – при плазменно-механической обработке: $t = 6$ мм, $S_{\text{пр}} = 0,31$ мм/об, $I = 250$ А, $U = 150$ В; 3, 3' – при плазменно-ультразвуковой обработке: $t = 6$ мм, $S_{\text{пр}} = 0,31$ мм/об, $I = 250$ А, $U = 150$ В, $f = 18$ кГц, $A = 4$ мкм; 1, 2, 3 – при обработке пластинами из твердого сплава марки Т5К10; 1', 2', 3' – при обработке пластинами из твердого сплава марки ВК8.

В зависимости от времени обработки износ режущего инструмента по задней поверхности изменяется аналогично рис. 2. Другими словами, при обработке указанного выше материала обычным резанием износ резца значи-

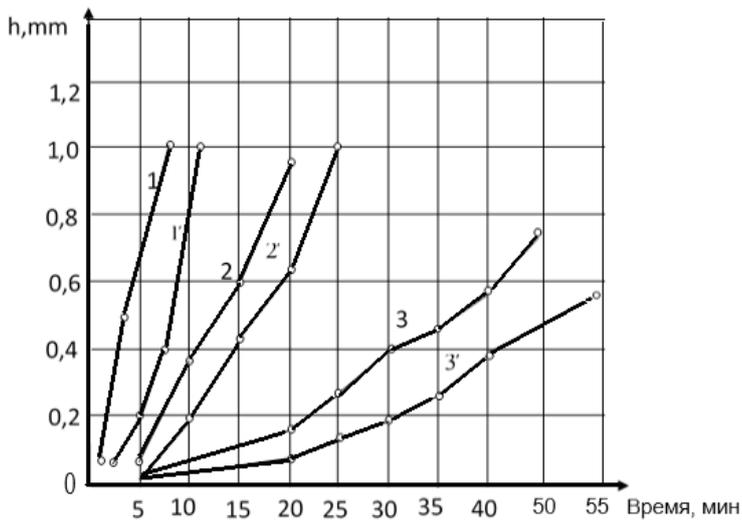


Рис. 3. Износ по задней поверхности при различных условиях обработки по корке стали 20X25H20C2Л

Fig. 3. Wear on the end flank of the cutter under various processing conditions when turning steel 20Cr25Ni20Si2(cast) slag

тельно больше при плазменно-механической и плазменно-ультразвуковой обработке. Анализ графиков 1, 1' на рис. 2 и на рис. 3 показывает, что, как и при обработке жаропрочных сталей твердосплавными резцами марки Т5К10 и ВК8, наибольший износ резцов наблюдается при точении стали 20X25H20C2Л. Исследованиями установлено, что при обработке жаропрочных сталей марки 20X25H20C2Л при всех методах обработки линейный износ инструмента и его интенсивность намного выше, чем при обработке стали 20X23H18. Полученные результаты объясняются тем, что жаропрочная сталь марки 20X25H20C2Л по сравнению со сталью 20X23H18 содержит больше таких легирующих элементов, как хром (на 2 %), никель (на 2 %), а также кремний, что приводит к образованию большого количества карбидов.

Большой объем карбидов в сталях вызывает повышение интенсивности износа режущего инструмента при механической обработке, в том числе при плазменно-механической и плазменно-ультразвуковой обработке.

Кривые, представленные на рис. 2 и 3, позволили выяснить, что при плазменно-механической обработке жаропрочных сталей интенсивность изнашивания материала инструментов снижается по сравнению с обычным методом резания. При этом стойкость инструментов увеличивается примерно

в 1,8–2,5 раза по сравнению с обычным методом обработки.

Исследования показали, что при обычном методе точения жаропрочных сталей на контактных поверхностях режущего лезвия постоянно в процессе резания наблюдаются высокие удельные нагрузки и температура, что создает неблагоприятные условия для работы режущего инструмента. Кроме того, жаропрочные стали имеют склонность к адгезионному схватыванию с материалом инструмента и обладают высокой прочностью, что при резании приводит к значительным наклонам при пластическом деформировании контактной зоны и к повышению интенсивности износа режущего лезвия при обычном резании.

При обработке жаропрочных сталей с плазменным нагревом благодаря предварительному подогреву снижаются нагрузки, действующие на переднюю поверхность инструмента. Контактное давление на заднюю поверхность режущего лезвия существенно уменьшается по сравнению с давлением при резании обычным методом, т.е. без предварительного подогрева. Поэтому при обработке материалов резанием с плазменным нагревом улучшается условие работы инструмента, снижается вероятность пластического деформирования режущей кромки резца.

Проведенные эксперименты показали (рис. 2 и 3), что при обработке плазменно-ультразвуковым резанием жаропрочных сталей стойкость режущего инструмента как в случае пластин из твердого сплава марки ВК8, так и из твердого сплава марки Т5К10, увеличивается по сравнению плазменным методом обработки в 4–5 раз, а по сравнению с обычным механическим резанием (без плазменного нагрева) – в 10–12 раз. Это связано с кинематической особенностью процесса ультразвукового резания и источника ультразвуковых колебаний.

При обработке жаропрочных сталей для ультразвукового резания использовали инструменты, в конструкциях которых был использован концентратор механических колебаний, изготовленный из титанового сплава марки ВТ-1. Применение титанового сплава в качестве материала для концентратора ультразвуковых колебаний позволяет значительно уменьшать потери частоты

ты в процессе передачи колебаний к режущей кромке и снижает температуру нагрева корпуса резца. Это связано с тем, что титановые сплавы обладают достаточно большой механической прочностью и низким волновым сопротивлением, а также малым коэффициентом поглощения звука.

Эксперименты показали, что при использовании ультразвуковых колебаний в процессе токарной обработки жаропрочных сталей в условиях плазменного нагрева стойкость режущего инструмента увеличивается за счет вибрации режущей кромки инструмента. Это явление позволяет улучшить стружкообразование в контактной зоне обработки. При точении ультразвуковые волны колеблют режущую кромку пластины примерно 18 000 раз за одну минуту (18 кГц), что создает дополнительную деформацию стружки, а наличие ультразвуковых колебаний перемещает вершину режущей кромки инструмента как в радиальном, так и в продольном направлении. Поэтому в этих условиях образование стружки коренным образом отличается от обычного метода резания металлов, а именно при ультразвуковом точении передача инструменту ультразвуковых колебаний существенно уменьшает сдвиговые деформации в зоне резания, также в зоне сдвига стружки происходит образование множества микротрещин. Кроме этого наличие высокочастотных колебаний в режущей кромке инструмента предотвращает образование нароста на его поверхности, острота режущего клина в контактной зоне сохраняется, что снижает трение стружки по передней поверхности, таким образом, снижается сила резания и нагрев режущего инструмента.

Следует отметить, что изменением параметров ультразвуковых колебаний можно управлять процессом стружкообразования таким образом, чтобы режущая кромка инструмента могла сохранять свою геометрическую форму, благодаря чему изменяется место касания стружки при выходе из зоны резания.

Например, при увеличении амплитуды ультразвуковых колебаний в контактной зоне увеличивается циклическое воздействие ультразвуковых колебаний на обрабатываемую поверхность, приводящее к росту усталостной прочности поверхности. Кроме того, при ультразвуковом резании металлов благодаря ультразвуковым колеба-

ниям увеличивается кинематический передний угол инструмента, что приводит к улучшению условий внедрения режущего клина резца в обрабатываемый материал и поэтому снижается динамика обрабатываемости материалов.

Таким образом, на основании комплексных исследований сделаны следующие выводы.

1. Применение ультразвука при плазменно-механической обработке жаропрочных сталей позволяет многократно (до 10 раз) уменьшить износ твердосплавных пластин токарных резцов.

2. Установлено, что при обычном механическом резании стали 20X13H18 износ твердосплавных резцов Т5К10 по сравнению с резцами из ВК8 в 1,5–2 раза больше.

При точении жаропрочных сталей 20X13H18 и 20X25H20C2Л как при обычном методе, так и при плазменно-механическом с применением ультразвука износ однокарбидного твердого сплава ВК8 значительно меньше, чем при обработке двухкарбидным твердым сплавом Т5К10.

Список литературы

1. Подураев В.Н. Резание труднообрабатываемых материалов. – М.: Высшая школа, 1974. – 587 с.
2. Подураев В.Н., Соколов Н.М. Плазменно-фрезерная обработка крупных сварных узлов из высокопрочных сталей // Станки и инструмент. – 1989. – № 7. – С. 23–28.
3. Резников А.Н., Черторижский Ю.Н., Мурин И.А. Определение режима плазменно-механической обработки // Станки и инструмент. – 1990. – № 1. – С. 30–31.
4. Михалькова С.А. Плазменно-механическая обработка деталей металлургического оборудования // Вестник машиностроения. – 1989. – № 5. – С. 53–56.
5. Маслов А.Р., Схиртладзе А.Г. Обработка труднообрабатываемых материалов резанием. – М.: Инновационное машиностроение, 2018. – 208 с. – ISBN 978-5-6040281-0-0.
6. Патент № I 2003.0014 Азербайджанская Республика. Устройства для ультразвукового резания и растачивания металлов / Аббасов В.А., Баширов Р.Д. – 2003.
7. Баширов Р.Д., Аббасов В.А. Выбор параметров пьезоэлементов и расчетов токарного резца-концентратора для ультразвукового точения // Механика – машиностроение. – 2001. – № 1. – С. 42–45.
8. Баширов Р.Д., Аббасов В.А. Устройства для ультразвукового точения и резки металлов // 48-я учебно-методическая научно-техническая конфе-

рениция профессорско-преподавательского состава и аспирантов АзТУ. – Баку, 2001. – Ч. 2. – С. 79–81.

9. Регулирование газодинамических параметров сжатой дуги на выходе двухкамерного плазматрона / Ю.Д. Щицын, И.Б. Фомин, Н.Н. Струков, Д.С. Белинин, П.С. Кучев // Сварка и диагностика. – 2011. – № 6. – С. 14–16.

10. *Ablyaz T.R., Belinin D.S.* Wire electrical discharge machining of items after plasmatic surface hardening // Middle-East Journal of Scientific Research. – 2014. – Vol. 19, N 8. – P. 1096–1098. – DOI: 10.5829/idosi.mejsr.2014.19.8.21041.

11. *Чурюмов А.Ю., Поздняков А.В.* Горячая пластическая деформация и микроструктура жаропрочной нержавеющей стали 20X18H23 // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: сборник тезисов докладов XXV Уральской школы металловедов-термистов (Екатеринбург, 3–7 февраля 2020 г.). – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2020. – С. 185–187.

12. *Тарасов С.С., Коряжкин А.А.* Повышение эффективности токарной обработки деталей ГТД из жаропрочных никелевых сплавов керамическим инструментом // Справочник. Инженерный журнал. – 2012. – № 11. – С. 14–19.

13. *Волков Д.И., Проскуряков С.Л., Тарасов С.С.* Применение высокоскоростной токарной обработки для изготовления деталей из жаропрочных никелевых сплавов керамическим инструментом // Вестник РГАТУ им. П.А. Соловьева. – 2012. – № 2. – С. 134–137.

14. *Волков Д.И., Тарасов С.С.* Расчетное определение параметров сечения среза при высокоскоростной токарной обработке криволинейных поверхностей деталей ГТД из жаропрочных никелевых сплавов // Вестник РГАТУ им. П.А. Соловьева. – 2013. – № 1. – С. 61–68.

15. *Коряжкин А.А., Тарасов С.С.* Повышение эффективности процесса токарной обработки кри-

волинейных поверхностей деталей из жаропрочных сплавов керамическим инструментом // СТИН. – 2013. – № 8. – С. 23–27.

16. *Leppert T.* Surface layer properties of AISI 316L steel when turning under dry and with minimum quantity lubrication conditions // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt. B: Journal of Engineering Manufacture. – 2012. – Vol. 226, iss. 4. – P. 617–631. – DOI: 10.1177/0954405411429894.

17. *Bushlya V., Zhou J., Ståhl J.E.* Effect of cutting conditions on machinability of superalloy Inconel 718 during high speed turning with coated and uncoated PCBN tools // Procedia CIRP. – 2012. – Vol. 3. – P. 370–375. – DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.064.

18. Laser-assisted high-speed finish turning of superalloy Inconel 718 under dry conditions / H. Attia, S. Tavakoli, R. Vargas, V. Thomson // Procedia CIRP. – 2010. – Vol. 59. – P. 83–88. – DOI: 10.1016/j.cirp.2010.03.093.

19. Effect of low-frequency vibration on workpiece in EDM processes / G.S. Prihandana, M. Mahardika, M. Hamdi, K. Mitsui // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2011. – Vol. 25, no. 5. – P. 1231–1234. – DOI: 10.1007/s12206-011-0307-1.

20. *Kötter D.* Herstellung von Schneidkantenverrundungen und deren Einfluss auf das Einsatzverhalten von Zerspanwerkzeugen. These / Universität Dortmund. – Vulkan-Verlag, 2006. – 107 S. – ISBN 3802787366. – ISBN 978-3802787362.

21. *Тахман С.И.* Разработка единых моделей процесса изнашивания инструментальных твердых сплавов // Вестник машиностроения. – 2008. – № 9. – С. 56–59.

22. *Astakhov V.P., Davim P.J.* Tools (geometry and material) and tool wear // Machining / ed. by P.J. Davim. – London: Springer, 2008. – P. 29–57. – DOI: 10.1007/978-1-84800-213-5_2.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Features of ultrasound application in plasma-mechanical processing of parts made of hard-to-process materials

Vagif Abbasov^a, Rasim Bashirov^{b,*}

Department of Machine Building, Azerbaijan Technical University, 25 H. Cavid avenue, Baku, AZ 1073, Azerbaijan

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4633-6728>,  abbasov49@aztu.edu.az, ^b  <https://orcid.org/0000-0001-6907-2502>,  rasim_agma@aztu.edu.az

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 April 2022

Revised: 19 April 2022

Accepted: 27 June 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

Hard-to-process materials
 Plasmatron holder
 Machinability coefficient
 Ultrasonic Cutter
 Ultrasonic turning device
 Plasma-mechanical processing
 Plasma-ultrasonic treatment
 Cutter wear
 Vibrational deformation of the chip.

ABSTRACT

Introduction. Structural materials, including materials made of heat-resistant and hard-to-work steels, are widely used in various branches of mechanical engineering. To increase the efficiency of manufacturing parts of thermal equipment from heat-resistant and hard-to-work steels, the technological method of cutting with preliminary plasma heating of the workpiece is used. There is also a technological method of cutting metals, including hard-to-process materials by ultrasonic turning. Proceeding from this, in order to increase the efficiency of plasma machining of hard-to-process materials, it is necessary to investigate the technological possibilities of using ultrasonic turning of hard-to-process materials during plasma machining. **The purpose of the work:** to investigate the wear of cutting tools when using ultrasound in the conditions of plasma-mechanical processing of parts made of hard-to-process materials. **The paper investigates** the features of the plasma-mechanical processing under ultrasonic cutting conditions and **determines** the wear values of carbide cutters *VK8*, *T5K10* and *T15K6* when processing steels of grades *20Cr13Ni18* and *20Cr25Ni20Si2(cast)*. And also the wear of these cutters was determined under the conditions of conventional turning of the same materials to compare the results of wear of the cutters in different processing conditions. **The research method** is to determine the linear wear of carbide cutters along the back surface with conventional, plasma-mechanical and plasma-mechanical cutting assisted with ultrasonic cutting using an instrumental microscope and visual estimation with a 10x magnifying glass. **Results and discussion.** The paper presents the results of experimental studies to determine the wear of cutting tools when processing heat-resistant steels of the *20Cr13Ni18* and *20Cr25Ni20Si2(cast)* grades with carbide cutters of the *VK8*, *T5K10* and *T15K6* grades. Studies were carried out to determine the wear of carbide cutters as with conventional mechanical cutting, plasma-mechanical cutting, as well as plasma-mechanical cutting using ultrasound. The experiments were carried out when turning these materials on a modernized lathe *mod.1A64*. A rectifier with a controlled choke and a plasma torch *mod.APR-403* are connected to the lathe; a plasma holder is placed on the lathe carriage. A semiconductor rectifier serves as a power source with a compressed electric arc of current. The arcing takes place between the cathode (plasma torch) and the anode (blank) at the point of the plasma-forming gas; compressed air passes through the nozzle channel of the plasma torch. During the experiments, the position of the plasma torch was adjusted relative to the part rotation axis. When conducting experiments on studying the wear of cutters under conditions of ultrasonic plasma-mechanical cutting, ultrasound was applied to the cutting edge using a device developed by the authors. When processing heat-resistant steels under the usual turning condition, processing modes were adopted: cutting speed $V = 10$ m/min, cutting depth $t = 3..4$ mm, longitudinal feed $S_f = 0.31$ mm/rev. It is found that when processing steel grade *20Cr13Ni18* by conventional cutting, the back surface of the carbide cutter made of *T5K10* wears out to 1 mm in size within 10 minutes, and for the cutter made of *VK8* – within 15 minutes. During plasma machining, the cutting speed and the feed rate were increased 2 times; the results of the wear of the cutters show that at the same time *T5K10* wears out to 1 mm within 20 minutes, *VK8* – within 25 minutes. Plasma-mechanical processing using ultrasound show that the carbide cutter *T5K10* wears out by 0.50 mm in less than 50 minutes of cutting, and *VK8* wears out by 0.35 mm. The same results are obtained when processing heat-resistant steel *20Cr25Ni20Si2(cast)*. Thus, the study of wear of carbide cutters in the processing of heat-resistant steels shows that the use of ultrasonic cutting in plasma-mechanical processing of steels can significantly reduce the amount of tool wear. The presented results confirm the prospects of using ultrasonic plasma-mechanical cutting of heat-resistant steels with blade tools.

For citation: Abbasov V.A., Bashirov R.J. Features of ultrasound application in plasma-mechanical processing of parts made of hard-to-process materials. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 53–65. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-53-65. (In Russian).

* Corresponding author

Bashirov Rasim J., D.Sc. (Engineering), Professor
 Department of Machine Building,
 Azerbaijan Technical University,
 AZ 1073, 25 H. Cavid avenue, Baku, Azerbaijan
 Tel: +994 (50) 212 22 73, e-mail: rasim_agma@aztu.edu.az

References

1. Poduraev V.N. *Rezanie trudnoobrabatyvaemykh materialov* [Cutting hard-to-cut materials]. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1974. 587 p.
2. Poduraev V.N., Sokolov N.M. Plazmenno-frezernaya obrabotka krupnykh svarnykh uzlov iz vysokoprochnykh staley [Plasma-milling processing of large welded assemblies from high-strength steels]. *Stanki i instrument = Machines and Tooling*, 1989, no. 7, pp. 23–28. (In Russian).
3. Reznikov A.N., Chertorizhskii Yu.N., Murin I.A. Opredelenie rezhima plazmenno-mekhanicheskoi obrabotki [Determination of the mode of plasma-mechanical treatment]. *Stanki i instrument = Machines and Tooling*, 1990, no. 1, pp. 30–31. (In Russian).
4. Mikhal'kova S.A. Plazmenno-mekhanicheskaya obrabotka detalei metallurgicheskogo oborudovaniya [Plasma-mechanical processing of parts of metallurgical equipment]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 1989, no. 5, pp. 53–56. (In Russian).
5. Maslov A.R., Skhirtladze A.G. *Obrabotka trudnoobrabatyvaemykh materialov rezaniem* [Processing of hard-to-cut materials by cutting]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2018. 208 p. ISBN 978-5-6040281-0-0.
6. Abbasov V.A., Bashirov R.D. *Ustroistva dlya ul'trazvukovogo rezaniya i rastachivaniya metallov* [Devices for ultrasonic cutting and boring of metals]. Patent AZ, no. I 2003.0014, 2003.
7. Bashirov R.D., Abbasov V.A. Vybory parametrov p'ezoelementov i raschetov tokarnogo reztsa-kontsentratora dlya ul'trazvukovogo tocheniya [Choice of parameters of piezoelectric elements and calculations of a turning tool-concentrator for ultrasonic turning]. *Mekhanika – mashinostroenie = Mechanics – Machine Building*, 2001, no. 1, pp. 42–45. (In Russian).
8. Bashirov R.D., Abbasov V.A. [Devices for ultrasonic turning and cutting of metals]. *48-ya uchebno-metodicheskaya nauchno-tekhnicheskaya konferentsiya professorsko-prepodavatel'skogo sostava i aspirantov AzTU* [Proceedings of the 48th educational and methodological scientific and technical conference of the faculty and postgraduate students of AzTU]. Baku, 2001, pt. 2, pp. 79–81.
9. Shchitsyn Yu.D., Fomin I.B., Strukov N.N., Belinin D.S., Kuchev P.S. Regulirovanie gazodinamicheskikh parametrov szhati dugi na vykhode dvukhkamernogo plazmotrona [Regulation of the gas-dynamic parameters of the compressed arc at the output of a two-chamber plasma torch]. *Svarka i diagnostika = Welding and Diagnostics*, 2011, no. 6, pp. 14–16.
10. Ablyaz T.R., Belinin D.S. Wire electrical discharge machining of items after plasmatic surface hardening. *Middle-East Journal of Scientific Research*, 2014, vol. 19, no. 8, pp. 1096–1098. DOI: 10.5829/idosi.mejsr.2014.19.8.21041.
11. Churyumov A.Yu., Pozdnyakov A.V. [Hot deformation behavior and microstructure of the stainless heatresistant steel AISI 310]. *Aktual'nye problemy fizicheskogo metallovedeniya staley i splavov: sbornik tezisov dokladov XXV Ural'skoi shkoly metallovedov-termistov* [Proceedings of the XXV Ural School of Thermal Metallurgists “Actual Problems of Physical Metallurgy of Steels and Alloys”], Ekaterinburg, 2020, pp. 185–187. (In Russian).
12. Tarasov S.S., Koryazhkin A.A. Povyshenie effektivnosti tokarnoi obrabotki detalei GTD iz zharoprochnykh nikelovykh splavov keramicheskim instrumentom [Improving the efficiency of turning of the gte heat-resistant nickel alloys, ceramic tool]. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal = Handbook. An Engineering Journal*, 2012, no. 11, pp. 14–19.
13. Volkov D.I., Proskuryakov S.L., Tarasov S.S. Primenenie vysokoskorostnoi tokarnoi obrabotki dlya izgotovleniya detalei iz zharoprochnykh nikelovykh splavov keramicheskim instrumentom [Application of high-speed turning for high-temperature alloys details manufacturing by instruments with cutting ceramics in conditions of high pressured lubricant coolant feeding]. *Vestnik Rybinskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta im. P.A. Solov'eva*, 2012, no. 2, pp. 134–137. (In Russian).
14. Volkov D.I., Tarasov S.S. Raschetnoe opredelenie parametrov secheniya sreza pri vysokoskorostnoi tokarnoi obrabotke krivolineinykh poverkhnostei detalei GTD iz zharoprochnykh nikelovykh splavov [Estimated calculation of cut section parameters at high-speed turning processing of curvilinear surfaces of gte details made of heat resisting nickel alloys]. *Vestnik Rybinskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta im. P.A. Solov'eva*, 2013, no. 1, pp. 61–68. (In Russian).
15. Koryazhkin A.A., Tarasov S.S. Povyshenie effektivnosti protsessa tokarnoi obrabotki krivolineinykh poverkhnostei detalei iz zharoprochnykh splavov keramicheskim instrumentom [Improving the efficiency of the process of turning curvilinear surfaces of parts from heat-resistant alloys with ceramic tools]. *STIN = Machines and Tooling*, 2013, no. 8, pp. 23–27.

16. Leppert T. Surface layer properties of AISI 316L steel when turning under dry and with minimum quantity lubrication conditions. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Pt. B: Journal of Engineering Manufacture*, 2012, vol. 226, iss. 4, pp. 617–631. DOI: 10.1177/0954405411429894.

17. Bushlya V., Zhou J., Stáhl J.E. Effect of cutting conditions on machinability of superalloy Inconel 718 during high speed turning with coated and uncoated PCBN tools. *Procedia CIRP*, 2012, vol. 3, pp. 370–375. DOI: 10.1016/j.procir.2012.07.064.

18. Attia H., Tavakoli S., Vargas R., Thomson V. Laser-assisted high-speed finish turning of superalloy Inconel 718 under dry conditions. *Procedia CIRP*, 2010, vol. 59, pp. 83–88. DOI: 10.1016/j.cirp.2010.03.093.

19. Prihandana G.S., Mahardika M., Hamdi M., Mitsui K. Effect of low-frequency vibration on workpiece in EDM processes. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2011, vol. 25, no. 5, pp. 1231–1234. DOI: 10.1007/s12206-011-0307-1.

20. Kötter D. *Herstellung von Schneidkantenverrundungen und deren Einfluss auf das Einsatzverhalten von Zerspanwerkzeugen*. These. Universität Dortmund. Vulkan-Verlag, 2006. 107 S. ISBN 3802787366. ISBN 978-3802787362.

21. Takhman S.I. Razrabotka edinykh modelei protsessa iznashivaniya instrumental'nykh tverdykh splavov [Development of unified models of the instrumental hard alloys wear-out process]. *Vestnik mashinostroeniya = Russian Engineering Research*, 2008, no. 9, pp. 56–59.

22. Astakhov V.P., Davim P.J. Tools (geometry and material) and tool wear. *Machining*. Ed. by P.J. Davim. London, Springer, 2008, pp. 29–57. DOI: 10.1007/978-1-84800-213-5_2.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Деформационная способность сплава с памятью формы TiNiHf при прокатке с импульсным током

Владимир Столяров^{1, a, *}, Владимир Андреев^{2, b}, Роман Карелин^{2, 3, c}, Умар Угурчиев^{1, d},
 Владимир Черкасов^{3, e}, Виктор Комаров^{2, 3, f}, Владимир Юсупов^{2, g}

¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Малый Харитоньевский переулок, д.4, г. Москва, 101990, Россия

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский пр. 49, г. Москва, 119334, Россия

³ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Ленинский пр. 4/1, г. Москва, 119049, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-7604-3961>, vlstol@mail.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>, andreev.icmateks@gmail.com,

^c <https://orcid.org/0000-0002-4795-8668>, rdkarelin@gmail.com, ^d <https://orcid.org/0000-0003-2072-6354>, umar77@bk.ru,

^e <https://orcid.org/0000-0002-5450-3565>, v.basenchikov@yandex.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0003-4710-3739>, vickomarov@gmail.com,

^g <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>, vsyusupov@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.5

История статьи:

Поступила: 27 апреля 2022

Рецензирование: 06 мая 2022

Принята к печати: 18 июня 2022

Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Сплав с памятью формы

Прокатка

Импульсный ток

Структура

Деформируемость

Твердость

Финансирование:

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00.

АННОТАЦИЯ

Введение. Деформационная способность материалов является одной из основных механических характеристик, определяющих возможность их производства с применением различных технологических процессов обработки металлов давлением. Среди интерметаллических соединений особая роль принадлежит сплавам с высокотемпературным эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе TiNi легированных гафния. Большинство таких сплавов являются не только трудно деформируемыми, но и достаточно хрупкими. Поэтому разработка любых технологических схем для повышения деформационной способности данных сплавов является актуальной. **Цель работы:** исследование деформационной способности и возможности применения электрического импульсного тока при холодной прокатке сплава TiNiHf. Данный способ обработки ранее не применялся к этим сплавам. **В работе исследована** деформационная способность при холодной прокатке полосы толщиной 2 мм из труднодеформируемого высокотемпературного сплава с памятью формы на основе TiNi с добавкой гафния. Для повышения деформируемости использовали внешнее воздействие в виде импульсного тока высокой плотности более 200 А/мм². **Методами исследования являлись:** рентгенографический анализ с целью оценки исходного фазового состояния, анализ эволюции истинной и инженерной деформации до разрушения (появления видимых макротрещин в зоне деформирования), оптическая микроскопия с увеличением от 50 до 100 и измерение твердости по Виккерсу при комнатной температуре. **Результаты и обсуждение.** Установлено повышение деформируемости при воздействии импульсного тока по сравнению с прокаткой без тока и достижение максимальной деформации 1,7 (истинная) и 85 % (инженерная). Исходная крупнозернистая равноосная мартенситная микроструктура (50 мкм) трансформируется в вытянутую вдоль направления прокатки микроструктуру, при этом твердость повышается на 50 %. Отсутствие заметных структурных изменений и наблюдающееся упрочнение могут свидетельствовать о нетепловом эффекте тока в повышении деформируемости. Таким образом, результаты проведенных исследований свидетельствуют о перспективности применения метода прокатки с током труднодеформируемого сплава TiNiHf с памятью формы в качестве способа обработки металлов давлением.

Для цитирования: Деформационная способность сплава с памятью формы TiNiHf при прокатке с импульсным током / В.В. Столяров, В.А. Андреев, Р.Д. Карелин, У.Х. Угурчиев, В.В. Черкасов, В.С. Комаров, В.С. Юсупов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 66–75. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75.

Введение

Деформационная способность материалов является одной из механических характеристик, которая определяет способность твердых тел изменять форму и размеры под воздействием внешних факторов, включая обработку давлением. Эта характеристика важна для оценки

*Адрес для переписки

Столяров Владимир Владимирович, д.т.н., профессор
 Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
 Харитоньевский пер. 4,
 101990, г. Москва, Россия
 Тел.: 8 (915) 294-69-41, e-mail: vlstol@mail.ru

эксплуатационного поведения материалов, но особенно необходима при создании технологических процессов, связанных с прокаткой, прессованием, волочением, осадкой. Для разных металлических материалов она может составлять от долей до десятков процентов, что ограничивает либо расширяет возможности технологических приемов воздействия на материал. Наиболее распространенным методом повышения деформационной способности является нагрев материалов перед обработкой, который в ряде случаев не желателен из-за изменения других свойств (например, коррозионной стойкости, водородного охрупчивания и т. д.) или снижения экономической эффективности. Деформационная обработка с применением импульсного электрического тока позволяет решить эти проблемы для ряда хрупких или труднодеформируемых металлов, сталей и сплавов на основе Ti, Zr, Al, Mg, Fe [1–15]. Среди исследованных материалов особая роль принадлежит сплавам на основе упорядоченного интерметаллического соединения TiNi, обладающего эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхупругостью при температурах, близких к комнатной [16, 17]. Исследования показали перспективность применения импульсного тока к двухкомпонентным сплавам на основе TiNi для получения длинномерных полуфабрикатов тонкого сечения на финишных стадиях обработки давлением [2, 3, 9]. Такие сплавы благодаря своим уникальным свойствам активно используются в различных отраслях экономики. Температура окончания обратного мартенситного превращения в никелиде титана эквиатомного состава представляет порядка 80...90 °С, что сдерживает его применение при более высоких температурах. В последнее время также рассматриваются высокотемпературные многокомпонентные сплавы с существенно более высокой температурой ЭПФ, в которых

часть атомов никеля или титана замещается атомами гафния [18–24]. В отличие от никелида титана сплавы, легированные гафнием, являются не только труднодеформируемыми, но достаточно хрупкими. Необходимостью практического использования данных сплавов в виде длинномерных изделий тонкого сечения вызваны повышенные требования к их деформационной способности при прокатке или волочении, особенно на финальных стадиях изготовления. До настоящего времени в литературе не было сведений о применении метода электростимулирования к сплавам на основе TiNi с добавкой гафния. Поэтому разработка любых технологий, включая электропластическую прокатку, для повышения деформационной способности данных сплавов является актуальной.

Цель статьи – исследование деформационной способности и возможности применения электрического импульсного тока при холодной прокатке сплава TiNiHf. Такая обработка показала свою эффективность применительно к никелиду титана [3], однако к хрупким сплавам, легированным гафнием, где особую роль играет охрупчивающая фаза, ранее не применялась.

Материал и метод исследования

Материалом исследования был выбран сплав TiNiHf, полученный методом электронно-лучевой плавки в «Промышленном центре МАТЭК-СПФ» из шихтовых материалов: никелида титана марки ТН-1 в виде прутка диаметром 12 мм и проволоки из гафния диаметром 1 мм. Химический состав слитка приведен в табл.1. Образцы для прокатки вырезались из слитка методом электроэрозионной резки в форме полос размерами 2,0×6,0×131 мм³.

Форма, размеры слитка и образца для прокатки показаны на рис. 1.

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава
Chemical composition of the alloy

Масс.%			Ат.%		
Ti	Ni	Hf	Ti	Ni	Hf
38,2	47,0	14,8	47,4	47,6	5,0

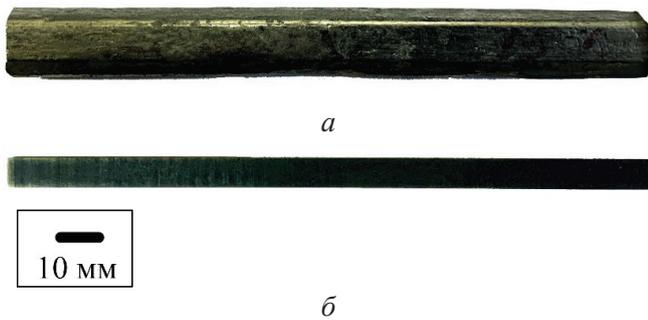


Рис. 1. Форма и размеры образцов из сплава TiNiHf: *a* – слиток; *b* – полоса для прокатки

Fig. 1. Shape and dimensions of TiNiHf alloy samples: *a* – ingot; *b* – strip for rolling

Для плоской прокатки использовали двух-валковый стан с диаметром валков 65 мм. Импульсный ток подавался от генератора с параметрами: сила тока $J = 500 \dots 5000$ А, длительность импульса от $\tau \leq 1000$ мкс и частота в интервале $\nu = 1 \dots 1000$ Гц. Схема подвода тока и направление деформации показаны на рис. 2.

Скорость прокатки и обжатие по толщине составляли 60 мм/с и 25 мкм соответственно. Процесс осуществлялся при комнатной температуре. Во избежание перегрева образцы после каждого этапа прокатки охлаждали в воде. Равномерность распределения деформации по длине и толщине обеспечивали вращением заготовки вокруг продольной оси на 180° и сменой на-

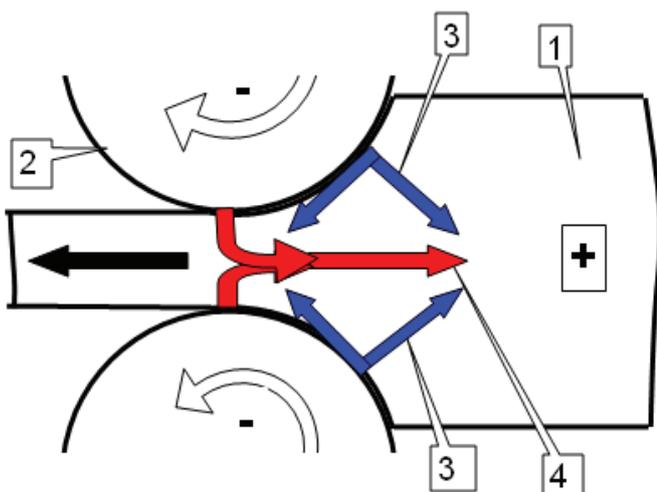


Рис. 2. Схема подвода тока и направление деформации:

1 – заготовка; 2 – цилиндрические валки; 3 – направление усилий; 4 – направление тока

Fig. 2. Scheme of current supply and strain direction: 1 – work materials; 2 – cylindrical rolls; 3 – force direction; 4 – current direction

правления прокатки на противоположное. Плотность тока j варьировалась от 200 А/мм² в начале процесса до 580 А/мм² на конечных проходах при длительности импульса 200 мкс и частоте 500 Гц. При меньших значениях j деформационное поведение сплава не отличалось от такового при прокатке без тока, а разрушение происходило уже после первых проходов. Истинная деформация вычислялась по формуле $e = \ln S_0 / S_k$ (где S_0, S_k – площадь поперечного сечения полосы до и после прокатки).

Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе *Versamet-2 Union* с увеличением от 50 до 100 . Образцы для световой микроскопии шлифовали на абразивной бумаге с величиной зернистости от P120 до P2500 с последующей полировкой. После механической шлифовки и полировки образцы травили в растворах: $1\text{HF}:3\text{HNO}_3:6\text{H}_2\text{O}_2$. Степень деформационного упрочнения сплава определяли путём измерения твердости по Виккерсу. Испытания проводили при комнатной температуре на твердомере *LECOM 400-A* под нагрузкой 1 Н с выдержкой вдавненного индентора 10 с.

Результаты и обсуждение

В настоящей работе впервые был опробован способ обработки труднодеформируемых хрупких сплавов системы TiNiHf с пониженным содержанием Ni методом холодной прокатки с импульсным током.

Фазовый состав и Микроструктура

Рентгеновская дифрактограмма сплава в исходном состоянии при комнатной температуре представлена на рис. 3. На рентгенограмме уверенно индицируются линии мартенсита и фазы $(\text{Ti}, \text{Hf})_2 \text{Ni}$. Отсутствие видимых линий высокотемпературной фазы – аустенита подтверждает, что температура начала обратного мартенситного превращения превышает 25°C . Слабое уширение рентгеновских линий свидетельствует о низкой степени дефектности кристаллической решетки, что характерно для рекристаллизованной структуры. Таким образом, исходя из результатов рентгенофазового анализа можно сделать вывод о том, что охрупчивающая фаза $(\text{Ti}, \text{Hf})_2 \text{Ni}$ содержится в значительном количестве в исходном образце.

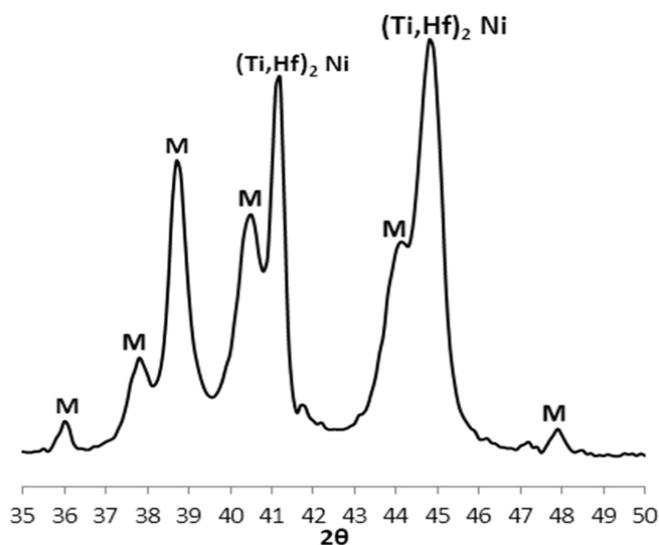


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма сплава в исходном состоянии

Fig. 3. X-ray diffraction pattern of the alloy in the initial state

На рис. 4 представлены микроструктуры сплава TiNiHf в исходном состоянии и после прокатки с током до толщины полосы 0,6 мм. В исходном состоянии сплав TiNiHf имеет рекристаллизованную структуру со средним размером зерен в продольном и поперечном сечении порядка 50 мкм (рис. 3, а, б). Наблюдаются тонкие полосы мартенсита, расположенные внутри зерен, не исключено наличие остаточного аустенита. На границах зёрен наблюдается скопление частиц избыточной фазы типа $(\text{Ti}, \text{Hf})_2\text{Ni}$, образовавшихся непосредственно после выплавки [10]. Предполагается, что фазовый состав сплава при комнатной температуре представляет собой смесь мартенсита, небольшого количества остаточного аустенита и фазы $(\text{Ti}, \text{Hf})_2\text{Ni}$ объемной долей около 20...25 %, оцениваемой визуально. Пластинчатая форма внутризеренной фазы

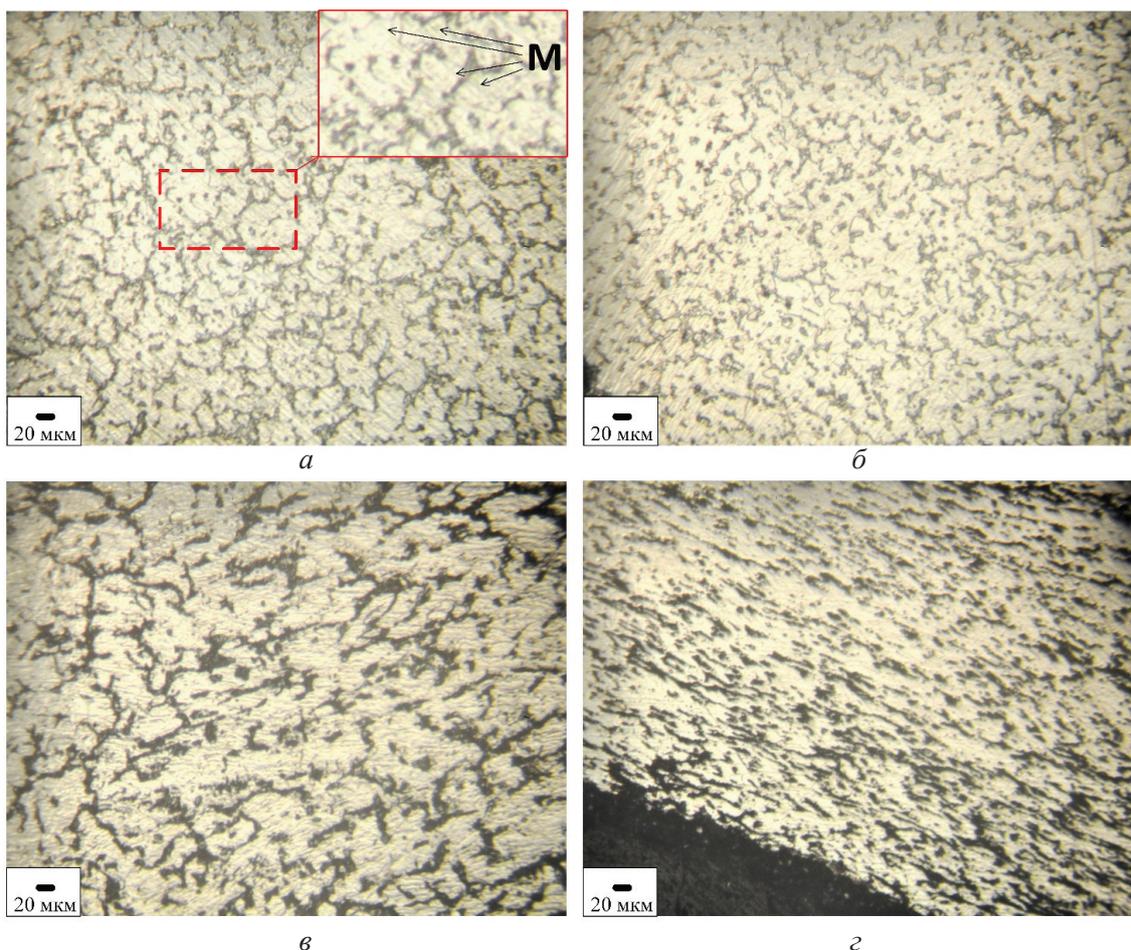


Рис. 4. Микроструктура сплава в исходном (а, б) и прокатанном с током (в, г) состояниях:

а, в – вдоль направления прокатки; б, г – поперек направления прокатки

Fig. 4. Microstructure of the alloy in the initial (а, б) and current-rolled (в, г) states:

а, в – along the rolling direction; б, г – across the rolling direction

и результаты собственных исследований РФА (рис. 3) подтверждают это предположение. Прокатка с током приводит к изменению морфологии зеренной структуры: она становится более вытянутой (рис. 4, *в*). Одновременно наблюдается еще более выраженное удлинение зерен в поперечном направлении (рис. 4, *з*), что может быть обусловлено как геометрией образца, так и особенностями пластического течения данного сплава при прокатке с током. Это, в свою очередь, приводит к перераспределению частиц фазы $(\text{Ti, Hf})_2\text{Ni}$, которые выстраиваются вдоль вытянутых границ структурных элементов, сформировавшихся в процессе прокатки с током. Следует отметить, что несмотря на большое количество макротрещин, на боковых кромках заготовок после прокатки межзеренные и внутризеренные микротрещины на всех этапах деформации в объёме исследуемого сплава обнаружены не были.

Деформируемость и твердость

Эксперименты, проведенные на плоских образцах, показали, что при прокатке без тока (рис. 5, *а*) или с током плотностью $j < 200 \text{ A/mm}^2$ (рис. 3, *б*) сплав TiNiHf разрушается хрупко уже после первых 3-4 проходах ($e \leq 0.07$) и без образования краевых дефектов (рис. 5, *а, б*). В большинстве случаев происходит разделение образца на несколько частей. Стоит отметить, что величина обжатия по толщине при этом не превышает 5 %.

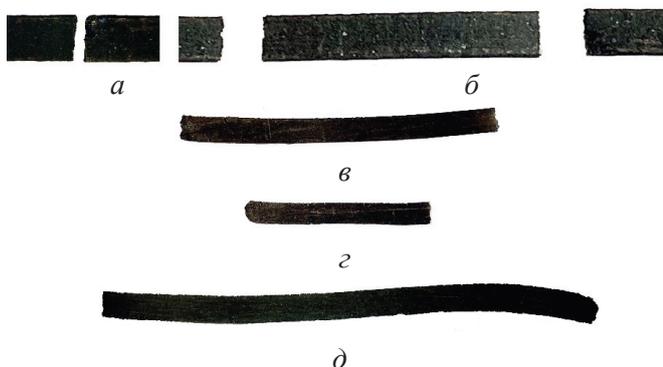


Рис. 5. Вид образцов при прокатке без тока (*а*) и с током (*б-д*) при истинной деформации:

$a - e = 0$; $б - e = 0,07$; $в - e = 0,39$; $г - e = 0,85$; $д - e = 1,47$

Fig. 5. Appearance of samples during rolling without current (*a*) and with current (*б-д*) at true deformation:

$a - e = 0$; $б - e = 0.07$; $в - e = 0.39$; $г - e = 0.85$; $д - e = 1.47$

Деформируемость повышается с увеличением плотности тока $j \geq 200 \text{ A/mm}^2$, которая позволяет сохранить цельность образца (рис. 5 *в-д*). Отметим, что всегда микроразрушение начинается с боковых поверхностей полосы, которое увеличивается, но не приводит к макроразрушению (рис. 6). Образующиеся в процессе прокатки краевые микротрещины обусловлены концентрацией преимущественно растягивающих напряжений при переходе от объемного состояния в исходной заготовке к плосконапряженному состоянию в тонкой полосе. Очевидно, что введение импульсного тока при прокатке сдерживает процесс образования и распространения трещин.



Рис. 6. Стереомикроскопическое изображение образца, прокатанного с током, $j = 580 \text{ A/mm}^2$, $e = 1,47$

Fig. 6. Stereomicroscopic image of the sample rolled with current, $j = 580 \text{ A/mm}^2$, $e = 1.47$

В табл. 2 показано изменение геометрических размеров поперечного сечения, а также твердости, инженерной и истинной деформации при прокатке полосы с импульсным током.

Результаты измерения и анализ твердости показали, что увеличение накопленной деформации в результате прокатки с током приводит к повышению твердости практически по линейной зависимости (табл. 2). Можно предположить, что данное упрочнение является следствием нескольких факторов: повышение объемной доли мартенсита за счет деформационного превращения остаточного аустенита; изменение температуры начала обратного мартенситного превращения M_H относительно температуры

Размеры сечения полосы, деформация и твердость при прокатке с током
Dimensions of the strip section, deformation and hardness during rolling with current

Номер прохода	Начальное сечение Т × Ш, мм	Конечное сечение, Т × Ш, мм	Инженерная степень деформации, %	Истинная деформация, ϵ	HV
Без прокатки	2,0 × 6,0	2,0 × 6,0	0	0	310
1...36	2,0 × 6,0	1,15 × 7,1	42,5	0,39	340
37...60	1,15 × 7,1	0,62 × 8,3	69,0	0,85	385
60...84	0,62 × 8,3	0,30 × 9,2	85,0	1,47	490

измерения (20 °С); повышение плотности дислокаций, субструктурного измельчения и увеличения количества интерметаллидных частиц на границах зерен. Характер деформационного упрочнения и отсутствие признаков рекристаллизации также свидетельствуют о минимальных тепловых воздействиях в процессе прокатки с током.

Выводы

1. Плоская прокатка полосы сплава TiNiHf толщиной 2 мм при комнатной температуре с импульсным током плотностью более 200 А/мм² позволяет достичь максимальной истинной деформации $\epsilon = 1,47$ без объемного разрушения.

2. Отсутствие заметных структурно-фазовых изменений и наблюдающееся упрочнение могут свидетельствовать о нетепловом эффекте тока в повышении деформируемости.

Список литературы

1. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). В 2 т. Т. 1 / О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Аврамов, А.Д. Шляпин. – М.: Ижевск: Ин-т компьютер. технологий, 2004. – 590 с.

2. Влияние режимов электропластической деформации на деформируемость и функциональные свойства сплава Ti-Ni с памятью формы / И.Б. Гуртовая, К.Э. Инаекян, А.В. Коротицкий, У.Х. Угурчиев, С.Ю. Макушев, И.Ю. Хмелевская, Е.С. Данилова, А.Е. Сергеева, В.В. Столяров, С.Д. Прокошкин // Журнал функциональных материалов. – 2008. – Т. 2, № 4. – С. 130–137.

3. Исследование возможности применения электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi / А.А. Потапова, В.В. Столяров,

А.Б. Бондарев, В.А. Андреев // Машиностроение и инженерное образование. – 2012. – № 2. – С. 33–38.

4. Меденцов В.Э., Столяров В.В. Особенности деформирования, структура и механические свойства сплава ВТ6 при электропластической прокатке // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 12. – С. 37–41.

5. Effect of pulsed current on structure of Al–Mg–Si aluminum-based alloy during cold deformation / I.G. Brodova, I.G. Shirinkina, V.V. Astaf'ev, T.I. Yablonskikh, A.A. Potapova, V.V. Stolyarov // Physics of Metals and Metallography. – 2013. – Vol. 114 (11). – P. 940–946. – DOI: 10.1134/S0031918X13110021.

6. Комбинирование методов интенсивной пластической деформации конструкционных сталей / А.М. Иванов, У.Х. Угурчиев, В.В. Столяров, Н.Д. Петрова, А.А. Платонов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2012. – № 6. – С. 54–57.

7. Research of electroplastic rolling of AZ31 Mg alloy strip / Z. Xu, G. Tang, S. Tian, F. Ding, H. Tian // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 182 (1–3). – P. 128–133. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.07.019.

8. Effects of electroplastic rolling on mechanical properties and microstructure of low-carbon martensitic steel / L. Qian, L. Zhan, B. Zhou, X. Zhang, S. Liu, Z. Lv // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 812. – P. 141144. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141144.

9. Effect of electroplastic rolling on the ductility and superelasticity of TiNi shape memory alloy / R.F. Zhu, G.Y. Tang, S.Q. Shi, M.W. Fu // Materials and Design. – 2013. – Vol. 44. – P. 606–611. – DOI: 10.1016/j.matdes.2012.08.045.

10. Guan L., Tang G., Chu P.K. Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals // Journal of Materials Research. – 2010. – Vol. 25 (7). – P. 1215–1224. – DOI: 10.1557/JMR.2010.0170.

11. Effect of electroplastic rolling on deformability and oxidation of NiTiNb shape memory alloy / R. Zhu, G. Tang, S. Shi, M. Fu // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2013. – Vol. 213 (1). – P. 30–35. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.08.001.
12. Mal'tsev I.M. Electroplastic rolling of metals with a high-density current // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2008. – Vol. 49. – P. 175–180. – DOI: 10.3103/S1067821208030097.
13. Improvement of formability of Mg–3Al–1Zn alloy strip by electroplastic-differential speed rolling / X. Li, F. Wang, X. Li, G. Tang, J. Zhu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 618. – P. 500–504. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.060.
14. Effect of strain rate on microstructure and mechanical properties of electroplastic rolled ZrTi alloy / D.F. Guo, W.K. Deng, P. Song, X.L. Lv, Y. Shi, Z.H. Qu, G.S. Zhang // *Advanced Engineering Materials*. – 2022. – P. 202101366. – DOI: 10.1002/adem.202101366.
15. Microstructure dependent electroplastic effect in AA 6063 alloy and its nanocomposites / J. Tiwari, P. Pratheesh, O.B. Bembalge, H. Krishnaswamy, M. Amirthalingam, S.K. Panigrahi // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 12. – P. 2185–2204. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.03.112.
16. Deformation behavior, structure, and properties of an aging Ti-Ni shape memory alloy after compression deformation in a wide temperature range / V. Komarov, I. Khmelevskaya, R. Karelin, R. Kawalla, G. Korpala, U. Prah, S. Prokoshkin // *JOM*. – 2021. – Vol. 73 (2). – P. 620–629. – DOI: 10.1007/s11837-020-04508-7.
17. Effect of quasi-continuous equal-channel angular pressing on structure and properties of Ti-Ni shape memory alloys / R.D. Karelin, I.Y. Khmelevskaya, V.S. Komarov, V.A. Andreev, M.M. Perkass, V.S. Yusupov, S.D. Prokoshkin // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2021. – Vol. 30 (4). – P. 3096–3106. – DOI: 10.1007/s11665-021-05625-3.
18. Effects of cold and warm rolling on the shape memory response of Ni₅₀Ti₃₀Hf₂₀ high-temperature shape memory alloy / N. Babacan, M. Bilal, C. Hayrettin, J. Liu, O. Benafan, I. Karaman // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 157. – P. 228–244. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.009.
19. Tong Y., Shuitcev A., Zheng Y. Recent development of TiNi-based shape memory alloys with high cycle stability and high transformation temperature // *Advanced Engineering Materials*. – 2020. – Vol. 22 (4). – DOI: 10.1002/adem.201900496.
20. Microstructural and thermomechanical comparison of Ni-rich and Ni-lean NiTi-20 at.% Hf high temperature shape memory alloy wires / A.W. Young, R.W. Wheeler, N.A. Ley, O. Benafan, v Young // *Shape Memory and Superelasticity*. – 2019. – Vol. 5 (4). – P. 397–406. – DOI: 10.1007/s40830-019-00255-0.
21. Belbasi M., Salehi M.T. Influence of chemical composition and melting process on hot rolling of NiTiHf shape memory alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23 (7). – P. 2368–2372. – DOI: 10.1007/s11665-014-1006-8.
22. Effect of aging on the microstructure and shape memory effect of a hot-rolled NiTiHf alloy / M.M. Javadi, M. Belbasi, M.T. Salehi, M.R. Afshar // *Journal of materials engineering and performance*. – 2011. – Vol. 20 (4). – P. 618–622. – DOI: 10.1007/s11665-011-9885-4.
23. Effects of nanoprecipitation on the shape memory and material properties of an Ni-rich NiTiHf high temperature shape memory alloy / H.E. Karaca, S.M. Saghaian, G. Ded, H. Tobe, B. Basaran, H.J. Maier, R.D. Noebe, Y.I. Chumlyakov // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61 (19). – P. 7422–7431. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.08.048.
24. Coherency strains of H-phase precipitates and their influence on functional properties of nickel-titanium-hafnium shape memory alloys / B. Amin-Ahmadi, J.G. Pauza, A. Shamimi, T.W. Duerig, R.D. Noebe, A.P. Stebner // *Scripta Materialia*. – 2018. – Vol. 147. – P. 83–87. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.01.005.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Deformability of TiNiHf shape memory alloy under rolling with pulsed current

Vladimir Stolyarov^{1, a, *}, Vladimir Andreev^{2, b}, Roman Karelin^{2, 3, c}, Umar Ugurchiev^{1, d},
 Vladimir Cherkasov^{3, e}, Victor Komarov^{2, 3, f}, Vladimir Yusupov^{2, g}

¹ Mechanical Engineering Research Institute of RAS, 4 M. Kharitonyevskiy Pereulok, Moscow, 101990, Russian Federation

² Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, 49 Leninskiy Prospekt, Moscow, 119334, Russian Federation

³ National University of Science and Technology MISIS, 4/1 Leninskiy Prospekt, 119049, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-7604-3961>,  vlstol@mail.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>,  andreev.icmateks@gmail.com,

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4795-8668>,  rdkarelin@gmail.com, ^d  <https://orcid.org/0000-0003-2072-6354>,  umar77@bk.ru,

^e  <https://orcid.org/0000-0002-5450-3565>,  v.basenchikov@yandex.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0003-4710-3739>,  vickomarov@gmail.com,

^g  <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>,  vsyusupov@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 27 April 2022

Revised: 06 May 2022

Accepted: 18 June 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

Shape memory alloys

Rolling

Pulse current

Structure

Deformability

Hardness

Funding

The study was carried out within the framework of the state task of IMET RAS No. 075-00715-22-00.

ABSTRACT

Introduction. The deformation capacity of materials is one of the main mechanical characteristics that determine the possibility of its production using various technological processes for metal forming. Among intermetallic compounds, a special role belongs to alloys with a high-temperature shape memory effect (SME) based on *TiNi* with the addition hafnium. Most of these alloys are not only difficult to deform, but also quite brittle. Therefore, the development of any technological schemes to increase the deformation capacity of these alloys is relevant. **The purpose of the work:** to study the deformation capacity and the possibility of using electric pulsed current during cold rolling of the *TiNiHf* alloy. This processing method has not previously been applied to these alloys. **In this work,** the deformation capacity during cold rolling of a strip 2 mm thick made of a hard-to-deform high-temperature *TiNi*-based shape memory alloy with the addition of hafnium is studied. To increase the deformability, an external action in the form of a high-density pulsed current of more than 200 A/mm² is investigated. **The research methods are:** X-ray analysis to assess the initial phase state; analysis of the evolution of true and engineering deformation to failure (appearance of visible macrocracks in the deformation zone); optical microscopy with magnification from 50 to 100 and measurement of *Vickers* hardness at room temperature. **Results and discussion.** An increase in the deformability under the influence of a pulsed current compared to rolling without current and the achievement of a maximum strain of 1.7 (true) and 85% (engineering) are established. The initial coarse-grained equiaxed martensitic microstructure (50 μm) is transformed into a microstructure elongated along the rolling direction, while the hardness increases by 50%. The absence of noticeable structural changes and the observed hardening may indicate a nonthermal effect of the current in increasing the deformability. Thus, the results of the conducted studies indicate the prospects of the method of rolling with a current of a hard-to-deform *TiNiHf* shape memory alloy as a method of metal forming.

For citation: Stolyarov V.V., Andreev V.A., Karelin R.D., Ugurchiev U.Kh., Cherkasov V.V., Komarov V.S., Yusupov V.S. Deformability of TiNiHf shape memory alloy under rolling with pulsed current. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 66–75. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75. (In Russian).

References

1. Troitskii O.A., Baranov Yu.V., Avramov Yu.S., Shlyapin A.D. *Fizicheskie osnovy i tekhnologii obrabotki sovremennykh materialov (teoriya, tekhnologiya, struktura i svoystva)*. V 2 t. T. 1 [Physical foundations and technologies for processing modern materials (theory, technology, structure and properties). In 2 vols. Vol. 1]. Izhevsk, Institute of Computer Technologies Publ., 2004. 590 p.

2. Gurtovaya I.B., Inaekyan K. E., Korotitskii A.V., Ugurchiev U.Kh., Makushev S.Yu., Khmelevskaya I.Yu., Danilova E.S., Sergeeva A.E., Stolyarov V.V., Prokoshkin S.D. Vliyaniye rezhimov elektroplasticheskoi deformatsii na

* Corresponding author

Stolyarov Vladimir V., D.Sc. (Engineering), Professor
 Mechanical Engineering Research Institute of RAS,
 4 M. Kharitonyevskiy Pereulok,
 101990, Moscow, Russian Federation
 Tel.: 8 (915) 294-69-41, e-mail: vlstol@mail.ru

deformiruemost' i funktsional'nye svoistva splava Ti-Ni s pamyat'yu formy [Influence of electroplastic deformation modes on deformability and functional properties of Ti-Ni shape memory alloy]. *Zhurnal funktsional'nykh materialov = Journal of functional materials*, 2008, vol. 2, no. 4, pp. 130–137.

3. Potapova A.A., Stolyarov V.V., Bondarev A.B., Andreev V.A. Issledovanie vozmozhnosti primeneniya elektroplasticheskoi prokatki dlya polucheniya prutkov iz splava TiNi [Investigation of the possibility of using electroplastic rolling to obtain bars from the TiNi alloy]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie = Mechanical Engineering and Engineering Education*, 2012, no. 2, pp. 33–38.

4. Medentsov V.E., Stolyarov V.V. Osobennosti deformirovaniya, struktura i mekhanicheskie svoistva splava VT6 pri elektroplasticheskoi prokatke [Peculiarities of deformation, structure and mechanical properties of VT6 alloy during electroplastic rolling]. *Deformatsiya i razrushenie materialov = Deformation and Fracture of Materials*, 2012, no. 12, pp. 37–41.

5. Brodova I.G., Shirinkina I.G., Astaf'ev V.V., Yablonskikh T.I., Potapova A.A., Stolyarov V.V. Effect of pulsed current on structure of Al–Mg–Si aluminum-based alloy during cold deformation. *Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114 (11), pp. 940–946. DOI: 10.1134/S0031918X13110021.

6. Ivanov A.M., Ugurchiev U.Kh., Stolyarov V.V., Petrova N.D., Platonov A.A. Kombinirovaniye metodov intensivnoi plasticheskoi deformatsii konstruktsionnykh stalei [Combination of severe plastic deformation methods of structure steels]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2012, no. 6, pp. 54–57.

7. Xu Z., Tang G., Tian S., Ding F., Tian H. Research of electroplastic rolling of AZ31 Mg alloy strip. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 182 (1–3), pp. 128–133. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.07.019.

8. Qian L., Zhan L., Zhou B., Zhang X., Liu S., Lv Z. Effects of electroplastic rolling on mechanical properties and microstructure of low-carbon martensitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 812, p. 141144. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141144.

9. Zhu R.F., Tang G.Y., Shi S.Q., Fu M.W. Effect of electroplastic rolling on the ductility and superelasticity of TiNi shape memory alloy. *Materials and Design*, 2013, vol. 44, pp. 606–611. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.08.045.

10. Guan L., Tang G., Chu P.K. Recent advances and challenges in electroplastic manufacturing processing of metals. *Journal of Materials Research*, 2010, vol. 25 (7), pp. 1215–1224. DOI: 10.1557/JMR.2010.0170.

11. Zhu R., Tang G., Shi S., Fu M. Effect of electroplastic rolling on deformability and oxidation of NiTiNb shape memory alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, vol. 213 (1), pp. 30–35. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.08.001.

12. Mal'tsev I.M. Electroplastic rolling of metals with a high-density current. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2008, vol. 49, pp. 175–180. DOI: 10.3103/S1067821208030097.

13. Li X., Wang F., Li X., Tang G., Zhu J. Improvement of formability of Mg–3Al–1Zn alloy strip by electroplastic-differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 618, pp. 500–504. DOI: 10.1016/j.msea.2014.09.060.

14. Guo D.F., Deng W.K., Song P., Lv X.L., Shi Y., Qu Z.H., Zhang G.S. Effect of strain rate on microstructure and mechanical properties of electroplastic rolled ZrTi alloy. *Advanced Engineering Materials*, 2022, p. 202101366. DOI: 10.1002/adem.202101366.

15. Tiwari J., Pratheesh P., Bembalge O.B., Krishnaswamy H., Amirthalingam M., Panigrahi S.K. Microstructure dependent electroplastic effect in AA 6063 alloy and its nanocomposites. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 12, pp. 2185–2204. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.03.112.

16. Komarov V.S., Khmelevskaya I., Karelin R., Kawalla R., Korpala G., Prah U., Prokoshkin S. Deformation behavior, structure, and properties of an aging Ti-Ni shape memory alloy after compression deformation in a wide temperature range. *JOM*, 2021, vol. 73 (2), pp. 620–629. DOI: 10.1007/s11837-020-04508-7.

17. Karelin R.D., Khmelevskaya I.Y., Komarov V.S., Andreev V.A., Perkas M.M., Yusupov V.S., Prokoshkin S.D. Effect of quasi-continuous equal-channel angular pressing on structure and properties of Ti-Ni shape memory alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30 (4), pp. 3096–3106. DOI: 10.1007/s11665-021-05625-3.

18. Babacan N., Bilal M., Hayrettin C., Liu J., Benafan O., Karaman I. Effects of cold and warm rolling on the shape memory response of Ni50Ti30Hf20 high-temperature shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2018, vol. 157, pp. 228–244. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.009.

19. Tong Y., Shuitcev A., Zheng Y. Recent development of TiNi-based shape memory alloys with high cycle stability and high transformation temperature. *Advanced Engineering Materials*, 2020, vol. 22 (4). DOI: 10.1002/adem.201900496.

20. Young A.W., Wheeler R.W., Ley N.A., Benafan O., Young M.L. Microstructural and thermomechanical comparison of Ni-rich and Ni-lean NiTi-20 at.% Hf high temperature shape memory alloy wires. *Shape Memory and Superelasticity*, 2019, vol. 5 (4), pp. 397–406. DOI: 10.1007/s40830-019-00255-0.

21. Belbasi M., Salehi M.T. Influence of chemical composition and melting process on hot rolling of NiTiHf shape memory alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23 (7), pp. 2368–2372. DOI: 10.1007/s11665-014-1006-8.

22. Javadi M.M., Belbasi M., Salehi M.T., Afshar M.R. Effect of aging on the microstructure and shape memory effect of a hot-rolled NiTiHf alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, vol. 20 (4), pp. 618–622. DOI: 10.1007/s11665-011-9885-4.

23. Karaca H.E., Saghaian S.M., Ded G., Tobe H., Basaran B., Maier H.J., Noebe R.D., Chumlyakov Y.I. Effects of nanoprecipitation on the shape memory and material properties of an Ni-rich NiTiHf high temperature shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61 (19), pp. 7422–7431. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.08.048.

24. Amin-Ahmadi B., Pauza J.G., Shamimi A., Duerig T.W., Noebe R.D., Stebner A.P. Coherency strains of H-phase precipitates and their influence on functional properties of nickel-titanium-hafnium shape memory alloys. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 147, pp. 83–87. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.01.005.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Микроструктура и остаточные напряжения многослойных покрытий ZrN/CrN, полученных плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом

Андрей Воронцов^{1, a*}, Андрей Филиппов^{1, b}, Николай Шамарин^{1, c}, Евгений Москвичев^{1, d},
 Ольга Новицкая^{1, e}, Евгений Княжев^{1, f}, Юлия Денисова^{2, g}, Андрей Леонов^{2, h}, Владимир Денисов^{2, i}

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

² Институт сильноточной электроники СО РАН, пр. Академический, 2/3, г. Томск, 634055, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, andrey.v.filippov@yandex.ru,
^c <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>, em_tsu@mail.ru,
^e <https://orcid.org/0000-0003-1043-4489>, nos@ispms.tsc.ru, ^f <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, zhenya4825@gmail.com,
^g <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>, yukolubaeva@mail.ru, ^h <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>, laa-91@yandex.ru,
ⁱ <https://orcid.org/0000-0002-5446-2337>, volodyadenisov@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.45.038.7

История статьи:

Поступила: 16 мая 2022
 Рецензирование: 31 мая 2022
 Принята к печати: 18 июня 2022
 Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Покрытие
 ПЭМ
 Нитриды
 Структура
 Фазовый состав
 РСА

Финансирование:

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования (проект № 075-15-2021-1348) в рамках мероприятия № 1.1.16.

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Современное состояние в области применения твердых покрытий нуждается в формировании наноструктурированных композиций с использованием различных химических элементов. Современные твердые покрытия способны сочетать в себе разные свойства, такие как высокая твердость, износостойкость, коррозионная стойкость. В настоящее время перспективными являются покрытия, полученные послойным нанесением нитридов циркония и хрома. При осаждении комбинаций химических элементов на различные подложки требуются исследования, направленные на изучение их микроструктуры, и главным образом остаточных напряжений, сформированных при нанесении многослойных покрытий. **Целью работы** является исследование структурно-фазового состояния и остаточных напряжений покрытий системы ZrN/CrN, полученных плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом из газовой фазы. **Методика исследования.** В работе исследованы образцы с покрытиями из нитридов циркония и хрома, нанесенными на подложки из твердого сплава ВК8. В работе используются такие методы исследований, как просвечивающая электронная микроскопия для изучения микроструктурных характеристик многослойных покрытий и рентгеноструктурный анализ для количественного определения остаточных напряжений I рода. **Результаты и их обсуждение.** На основании полученных экспериментальных результатов установлено, что изменение режимов нанесения многослойных покрытий ZrN/CrN в части скоростей вращения стола и подложкодержателя приводит к изменению микроструктуры, морфологии и внутренних напряжений поверхностных слоев многослойных покрытий. Показано, что при изменении условий нанесения слоев многослойного покрытия открываются возможности формирования покрытий ZrN/CrN на подложке из сплава ВК8 с наномасштабной толщиной слоев покрытия. Рентгеноструктурный анализ указывает в основном на несущественные напряжения, а при высокой скорости вращения стола и подложкодержателя – на высокие сжимающие напряжения во многослойном покрытии. В ходе исследований просвечивающей электронной микроскопии установлено, что покрытия CrN и ZrN имеют общую текстуру роста многослойного покрытия при низких скоростях вращения, а при высоких скоростях наблюдается текстурная разориентировка фаз слоев покрытия. На основе полученных результатов можно рекомендовать покрытия системы ZrN/CrN в качестве твердых покрытий.

Для цитирования: Микроструктура и остаточные напряжения многослойных покрытий ZrN/CrN, полученных плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом / А.В. Воронцов, А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, Е.Н. Москвичев, О.С. Новицкая, Е.О. Княжев, Ю.А. Денисова, А.А. Леонов, В.В. Денисов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 76–89. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-76-89.

*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, к.т.н., м.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр. Академический 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (983) 239-34-17, e-mail: vav@ispms.ru

Введение

Покрyтия из нитридов, такие как ZrN и CrN, имеют широкую область применения в качестве защитных покрyтий из-за их отличных механических, коррозионных характеристик, трибологических свойств [1, 2]. Покрyтие CrN благодаря хорошей стойкости к окислению [3], превосходной коррозионной стойкости, износостойкости [4] привлекает все большее внимание исследователей. Покрyтия нитрида хрома получают, например, методом осаждения из паровой фазы или методом электродугового ионного нанесения [2]. В свою очередь, покрyтия из нитрида циркония используются в авиастроении, обладают необходимой эрозийной и термической стойкостью, а также при изготовлении режущих инструментов [5]. Покрyтия ZrN исследуются в целях применения их в защитных покрyтиях в емкостях для хранения радиоактивных отходов, получения методом катодно-дугового напыления [6].

Кроме того, в научной литературе существует ряд комбинаций чередования материалов покрyтий металлических, аморфных или керамических. Подобный подход приводит к значительному росту эксплуатационных свойств покрyтия в целом. Так, в работе [7] проводились исследования влияния добавления компонента CrN при нанесении различных комбинаций многослойных покрyтий AlTiN/CrN/ZrN. Исследователи пришли к выводу, что добавление CrN с вариацией толщины слоя приводит к снижению остаточных напряжений и повышению износостойкости покрyтия. Осаждением из паровой фазы нанометровые слои CrN/ZrN и CrN/CrAlN наносились на подложку из нержавеющей стали для топливных элементов с протонообменной мембраной [8]. Отмечается превосходная коррозионная стойкость многослойных покрyтий CrN/ZrN в сравнении с CrN/CrAlN из-за итоговой высокой химической стабильности. С использованием различных условий при осаждении многослойных покрyтий ZrN/CrN методом вакуумно-дугового напыления изготавливались многослойные покрyтия с разной толщиной бислоя [9]. Выявлено, что уменьшение толщины слоев приводит к повышению твердости покрyтий, а также полученные покрyтия имели хорошие механические свойства. К тому же в работе

была выявлена концентрационная зависимость атомов азота на микротвердость и микроструктуру многослойных покрyтий. В итоге во множестве исследований, направленных на получение и использование покрyтий, в том числе многослойных, отмечается совершенствование механических характеристик, коррозионной стойкости, износостойкости [8, 10–15].

На основании представленной литературы, в настоящей работе проведены исследования многослойных покрyтий ZrN/CrN, нанесенных на подложку из сплава BK8. Используемый сплав предназначен для изготовления в первую очередь режущего инструмента и фрез. Основным моментом в этой работе стало известное влияние на подложку в виде повышения трибологических свойств и повышение твердости, что в конечном счете влияет на продолжительность работы инструмента.

Целью данной работы является исследование методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурным анализом микроструктуры, текстуры роста многослойных покрyтий ZrN/CrN и остаточных напряжений первого рода многослойных покрyтий, полученных плазменно-ассистированным вакуумно-дугowym методом на подложку из сплава BK8, используемого для производства режущего инструмента и фрез. В комплексе с ранее полученными результатами [16] проведенные исследования позволяют сделать вывод о целесообразности применения данного метода получения многослойных покрyтий ZrN/CrN.

Методика исследований

Для получения многослойных наноструктурированных покрyтий ZrN/CrN использовался плазменно-ассистированный вакуумно-дуговой метод. Схема получения покрyтий показана на рис. 1. Подложка 1 из сплава BK8 (8 % Co, 92 % WC) устанавливалась на держатель 2, который закреплен на столе 3, расположенном внутри вакуумной камеры 4. В процессе нанесения покрyтий осуществлялось вращение держателя в направлении, указанном стрелкой (позиция 5). Стол вращался в направлении, указанном стрелкой (позиция 6). Таким образом, осуществляется вращение образцов по планетарной схеме, что способствует формированию многослойных

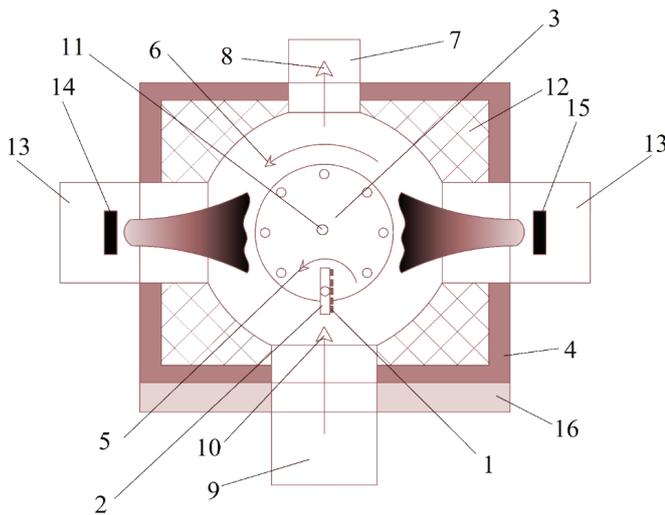


Рис. 1. Схема установки для нанесения многослойных наноструктурированных покрытий ZrN/CrN

Fig. 1. Scheme of the plant for a ZrN/CrN multilayer nanostructured coating deposition

покрытий. При этом скорость вращения держателя образца увеличивается прямо пропорционально относительно скорости вращения стола. До начала эксперимента вакуумная камера откачивается турбомолекулярным насосом 7. Направление откачки показано стрелкой (позиция 8). Подача нейтрального рабочего газа через плазменный источник 9 обеспечивает формирование рабочего давления в камере требуемого уровня. Направление подачи рабочего газа показано стрелкой (позиция 10).

При зажигании газового разряда с током 40 А и приложении напряжения смещения 700 В на подложкодержатель с образцами осуществлялся нагрев подложек до 400 °С. Контроль температуры осуществляется термопарой 11. Защита от нагрева элементов конструкции камеры выполнялась с помощью теплового экрана 12. После очистки поверхности объектов исследования ионной бомбардировкой и ее химической активации производился напуск смеси газов азота и аргона (90/10) до заданного давления и зажигание разрядов дуговых испарителей 13 с током 80 А для каждого из них. В каждом отдельно взятом испарителе было установлено по одному катоду из напыляемого материала (позиции 14 и 15), в нашем случае это были Zr (99,5 %) и Cr (99,9 %).

После нанесения покрытий открывается дверь 16 вакуумной камеры, извлекается держатель 2 с объектами исследований 1.

При нанесении многослойных покрытий варьировалась скорость вращения стола и соответственно скорость вращения подложкодержателя. Для эксперимента были выбраны три режима нанесения покрытий: скорость вращения стола 0,5 об/мин (образец ZrN/CrN-0,5), 3,5 об/мин (образец ZrN/CrN-3,5) и 8,0 об/мин (образец ZrN/CrN-8). Что соответствовало скорости вращения подложкодержателя в 20; 140; 320 оборотов в минуту соответственно.

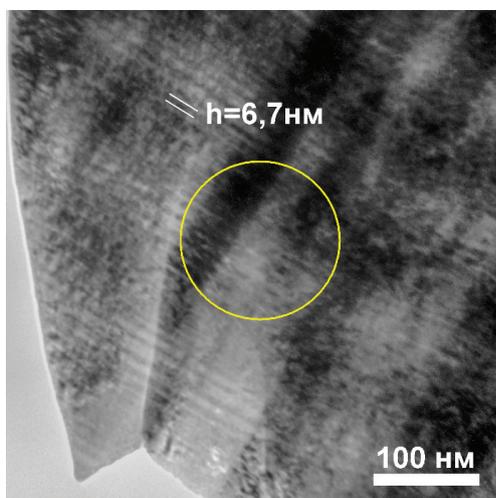
Слои, нанесенные на подложку сплава ВК8, исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурным анализом (РСА) с использованием синхротронного излучения (работы произведены на СИ ВЭПП-3). ПЭМ проводился для оценки фазового состава, морфологии нанесенных покрытий, степени локальной разориентации слоев покрытия. Методом РСА проводились исследования для напряжений I рода, установления объемной доли фаз различных материалов покрытия CrN и ZrN. Длина волны при синхротронных исследованиях равнялась 1,540 598 Å. Для количественного определения макронапряжений в многослойных покрытиях использовалась методика $\sin^2\Psi$. Предварительными данными для этого являются модуль упругости многослойных покрытий и коэффициент Пуассона. Данные о модуле упругости были получены в результате наноиндентирования в работе [16], и для образцов с многослойными покрытиями ZrN/CrN-0,5; ZrN/CrN-3,5 и ZrN/CrN-8 модуль упругости был равен 364, 359 и 436 ГПа соответственно. Коэффициент Пуассона взят из литературных данных [17, 18] и составил для слоев покрытия ZrN – 0,24, для слоев покрытия CrN – 0,28.

Результаты и их обсуждение

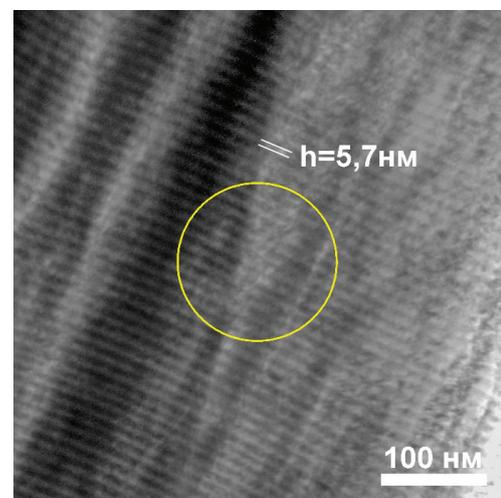
В процессе исследований просвечивающей электронной микроскопией были выявлены морфологические, а также ориентационные различия в многослойных покрытиях в зависимости от скорости вращения стола установки нанесения покрытий и скорости вращения подложкодержателя. На рис. 2, а–в показаны светлопольные изображения многослойных покрытий ZrN/CrN-0,5; ZrN/CrN-3,5 и ZrN/CrN-8, полученных по режимам, отличающимся только скоростями

вращения стола и подложкодержателя. Как видно, многослойные покрытия ZrN/CrN состоят из чередующихся слоев нитридов. Однако в случае наименьшей скорости вращения стола и подложкодержателя, образец ZrN/CrN-0,5 (рис. 2, а), наблюдаются два типа чередования нитридов. Первый тип заключается в образовании наномасштабных слоев, как и в случае образцов ZrN/CrN-3,5; ZrN/CrN-8, образованных в процессе вращения подложкодержателя с одновременным вращением стола. Толщина наномасштабных слоев показана на рисунках с обозначением « h ». С повышением скорости вращения стола

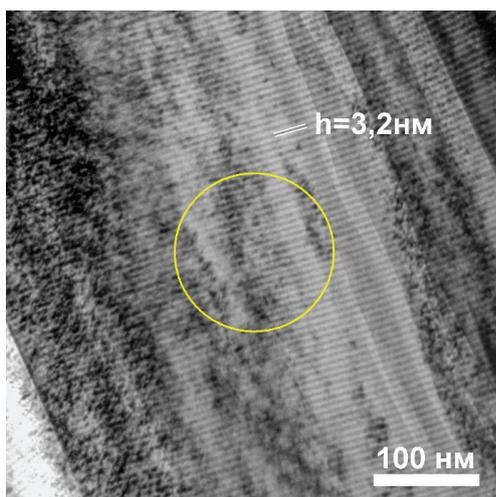
и подложкодержателя толщина слоев нитридов уменьшается. При этом если построить график зависимости скорости вращения подложкодержателя (V) от полученной толщины наномасштабных слоев (h), то можно предположить, что зависимость эта линейная, как показано на рис. 2, з. В данной работе мы пренебрегли скоростью вращения стола, так как скорость вращения подложкодержателя прямо пропорциональна скорости вращения стола. Уравнение прямой аппроксимации, показанной на рис. 2, з, предполагает, очевидно, пересечение с осью ординат в точке 592 ± 58 об/мин, что должно



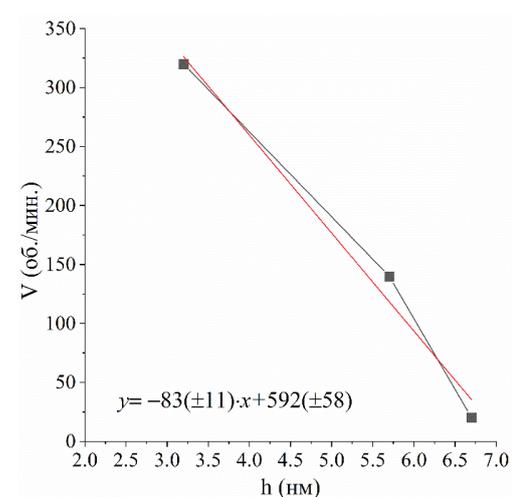
а



б



в



з

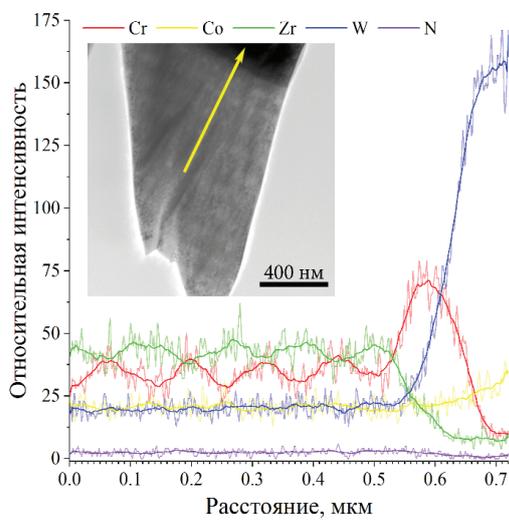
Рис. 2. Светлопольное изображение многослойного покрытия, произведенного по режимам ZrN/CrN-0,5 (а), ZrN/CrN-3,5 (б), ZrN/CrN-8 (в) и линейная аппроксимация зависимости скорости вращения стола и подложкодержателя от толщины нанометровых слоев покрытия (з)

Fig. 2. Bright field image of multilayer coating formed at ZrN/CrN-0.5 (а), ZrN/CrN-3.5 (б), ZrN/CrN-8 (в) and linear approximation of the table and substrate holder rotation speeds as a function of the thickness of nanometer coating layers (з)

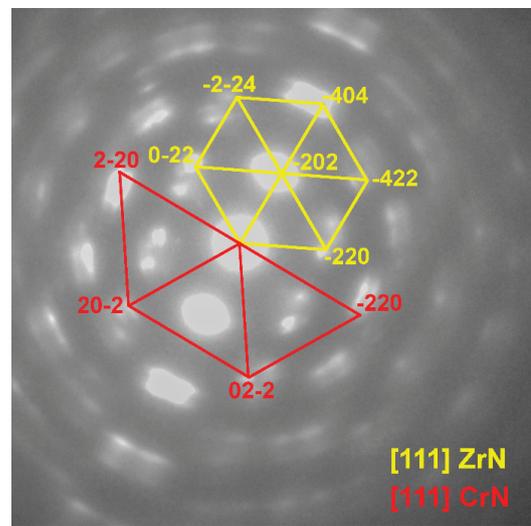
означать уменьшение толщины нитридных слоев до нуля, что в нашем случае показывает равные концентрации циркония и хрома по всей толщине покрытия без образования границ между нитридами. Причем это обстоятельство при соответствующих условиях может способствовать либо созданию тройного соединения системы ZrCrN, либо созданию аморфного слоя. Обсуждение этого будет изложено ниже в процессе дальнейших исследований ПЭМ.

Второй из упомянутых типов слоев – это субмикрометровые слои, которые наблюдаются только при наименьших скоростях враще-

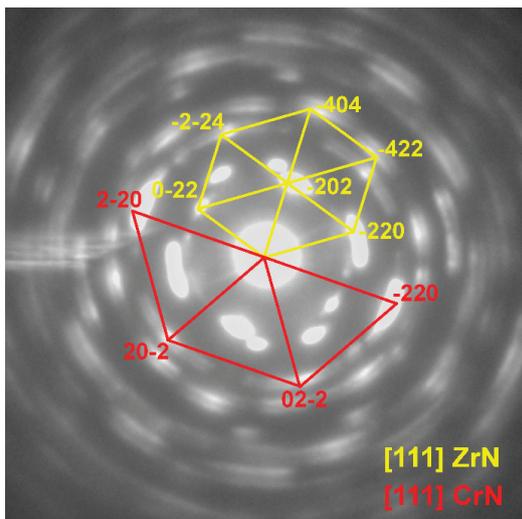
ния стола и подложкодержателя. Как можно увидеть из рис. 2, а, субмикрометровые слои состоят из описанных ранее наномасштабных чередующихся нитридных слоев. Во взаимосвязи со светлопольными изображениями ПЭМ проведен EDS-анализ многослойного покрытия ZrN/CrN-0,5, показанный на рис. 3, а. Анализ химического состава по траектории, указанной стрелкой на рис. 3, а, доказывает, что при скорости вращения стола 0,5 об/мин и скорости вращения подложкодержателя 20 об/мин создаются субмикрометровые слои толщиной 120 ± 8 нм.



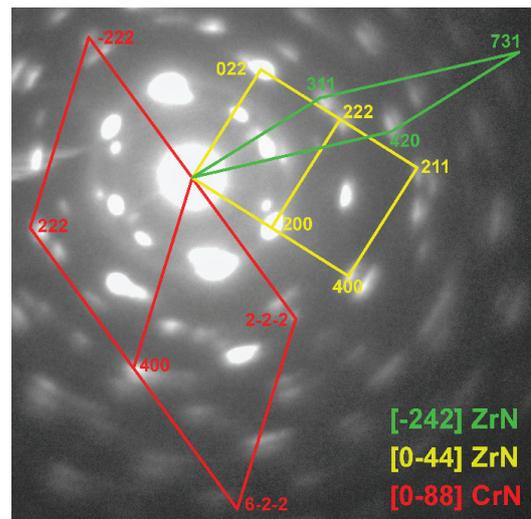
а



б



в



г

Рис. 3. Распределение химических элементов в многослойном покрытии ZrN/CrN-0,5 (а), микродифракционные картины многослойных покрытий, полученных по режимам ZrN/CrN-0,5 (б), ZrN/CrN-3,5 (в) и ZrN/CrN-8 (г)

Fig. 3. Chemical element distribution in ZrN/CrN-0.5 multilayer coating (а), micro diffraction patterns of multilayer coatings formed at ZrN/CrN-0.5 (б), ZrN/CrN-3.5 (в) and ZrN/CrN-8 (г)

Анализ фазового состава многослойных покрытий ZrN/CrN показал наличие кристаллических решеток как нитрида циркония, так и нитрида хрома. Однако как и при анализе светлопольных изображений, при расшифровке микродифракционных картин, полученных с SAED (Selected area diffraction), указанных на рис. 2, *a–в* окружностями, существуют отличительные особенности. В первую очередь это касается ориентации роста кристаллитов слоев многослойного покрытия. В случае образцов ZrN/CrN-0,5; ZrN/CrN-3,5 (рис. 3, *a, б*) наблюдается только одна общая ось зоны [111] как для рефлексов обратной решетки нитрида циркония, так и для рефлексов обратной решетки нитрида хрома. В случае же с наибольшими скоростями вращения стола и подложкодержателя образца ZrN/CrN-8 (рис. 3, *в*) были выявлены две основные оси зон: [0-11] как для слоев многослойного покрытия ZrN, так и для CrN, и ось зоны [-121] только для фазы ZrN. Во всех случаях есть предпочтительная общая ориентация роста для фаз ZrN и CrN, но при увеличении скорости вращения стола и подложкодержателя при нанесении покрытий происходит некоторый поворот общей оси роста, а также разориентация слоев одной фазы (в данном случае). При этом азимутальная разориентировка обратных решеток обеих фаз в большей степени наблюдается при меньших скоростях вращения стола и подложкодержателя (образцы ZrN/CrN-0,5 и ZrN/CrN-3,5). В этих образцах азимутальная разориентировка составила до 18°, в образце ZrN/CrN-8 она не превышает 6° (рис. 3, *б–в*).

После установления микроструктурных характеристик при анализе ПЭМ установлены характерные различия в зависимости от скоростей вращения стола и подложкодержателя. Для практического применения одной из основных характеристик покрытий, влияющих на продолжительность рабочего времени, являются остаточные напряжения. После нахождения модуля упругости [16] многослойного покрытия и коэффициента Пуассона [17, 18] по методике $\sin^2\Psi$ с использованием синхротронного излучения количественно определили величину напряжений I рода в многослойных покрытиях.

Для количественного определения величины напряжений в многослойных покрытиях в про-

цессе синхротронных исследований была взята формула [19]

$$\sigma_x = -\frac{E}{2(1 + \nu_{МП})} \operatorname{ctg}\Theta_0 \times \frac{\partial(2\Theta_{\Psi_x})}{\partial(\sin^2\Psi)} \frac{\pi}{180} \text{ [МПа]}, \quad (1)$$

где E – эффективный модуль упругости многослойного покрытия, определенный в процессе наноиндентирования; $\nu_{МП}$ – коэффициент Пуассона многослойного покрытия; Θ_0 – угол дифракции монокроматического синхротронного излучения для материала в ненапряженном состоянии; Θ_{Ψ_x} – угол дифракции монокроматического синхротронного излучения для характерных плоскостей отражения, перпендикулярных направлению (Ψ) падающего пучка монокроматического синхротронного. По формуле (1) определяется величина напряжений в многослойных покрытиях в плоскости поверхности экспериментального образца.

Первым этапом при исследованиях напряжений многослойного покрытия было получение первичных рентгенограмм с фокусировкой по Брэггу–Брентано.

Симметричная схема съемки производилась для определения положения углов $2\Theta_0$ для идентификации присутствующих фаз. На рис. 4 представлена рентгенограмма, произведенная с использованием синхротронного излучения полученных образцов с многослойными покрытиями ZrN/CrN. Для расчета напряжений были выбраны рефлекс (200) ГЦК-решетки компонента покрытия CrN и рефлекс (222) ГЦК-решетки компонента покрытия ZrN, обозначенные на рис. 4. Выбор рефлексов был связан как лучшей идентификацией, так и с уменьшением погрешности измерения величины напряжений. Сложностью при этом служило еще наличие рефлексов от карбида вольфрама (подложки), на рис. 4 они присутствуют в виде узких рентгеновских линий.

Из полученных рентгенограмм (рис. 4) наблюдается непостоянство текстурной составляющей многослойных покрытий. Рефлекс (220) фазы ZrN, расположенный на $56,7^\circ 2\Theta$, очень слабый при наименьшей скорости вращения стола и подложкодержателя, при увеличении скоростей вращения интенсивность рефлекса

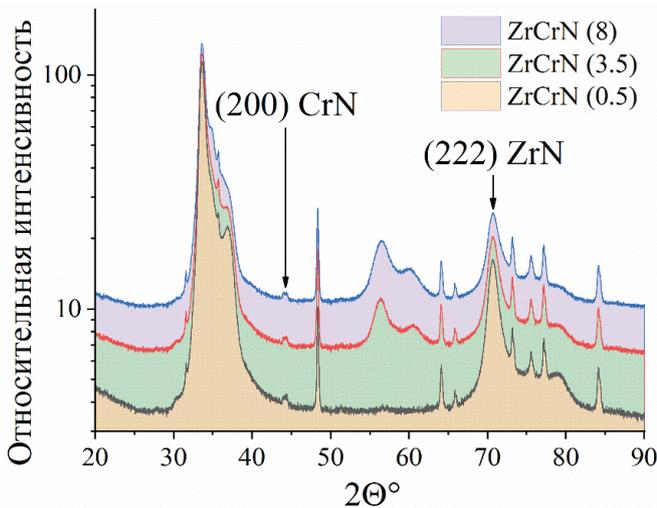


Рис. 4. Рентгенограммы полученных образцов с многослойными покрытиями ZrN/CrN, произведенные методом симметричной съемки (фокусировка по Брэггу-Брентано) с обозначением рефлексов, подлежащих дальнейшей серии асимметричных съемок для определения напряжений методом $\sin^2\Psi$

Fig. 4. X-ray diagrams of the formed ZrN/CrN multilayer coated samples obtained by symmetrical imaging (Bragg-Brentano focusing) with marking of peaks subjected to further series of asymmetrical imaging to determine stresses by $\sin^2\Psi$ method

возрастает. В связи с этими обстоятельствами кристаллиты, в данном случае фазы ZrN, имеют поликристаллическую структуру или большие разориентировки слоев относительно направления роста покрытия только при больших скоростях вращения стола и подложкодержателя.

После идентификации анализируемых рефлексов фаз ZrN и CrN производилась серия асимметричных съемок, угол Ψ при этом был равен $0^\circ, 5^\circ, 10^\circ, 15^\circ, 20^\circ, 25^\circ, 30^\circ$. На рис. 5 проиллюстрирована серия асимметричных съемок для рефлекса (222) фазы ZrN образца ZrN/CrN-0,5. Красным цветом выделена область углового положения анализируемого рефлекса.

После установления положения рефлексов полученные точки представили в виде зависимости в координатах $2\Theta_{\Psi x} - \sin^2\Psi$ и аппроксимировали линейной функцией. Вид зависимости показан на рис. 6.

При этом расчет напряжений σ_x можно представить в виде формулы

$$\sigma_x = MK \text{ [МПа]}, \quad (2)$$

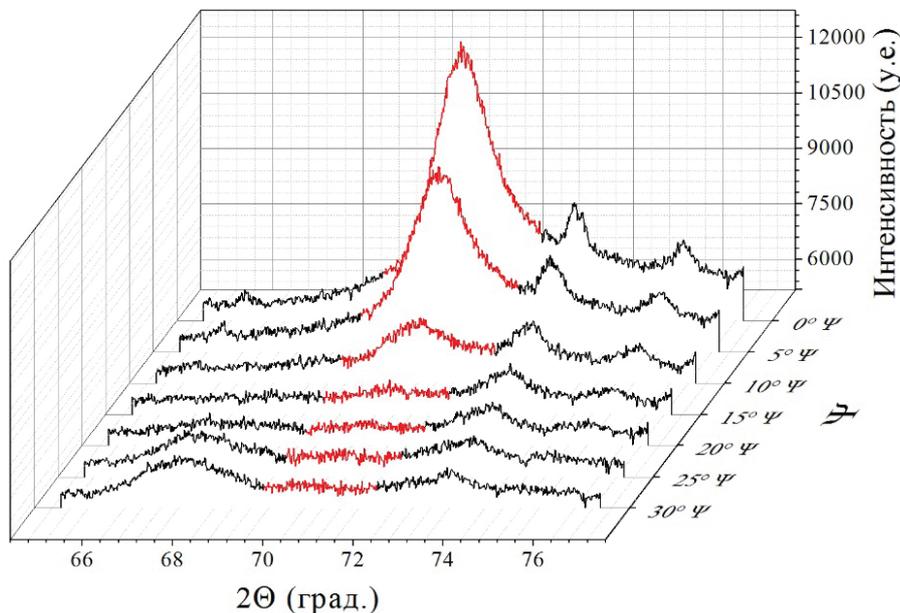


Рис. 5. Серия несимметричных съемок с использованием синхротронного излучения в диапазоне угла 2Θ $65^\circ - 77^\circ$ для рефлекса (222) фазы ZrN образца ZrN/CrN-0,5 с вариацией угла Ψ от 0° до 30° с шагом 5° .

Красным цветом выделен угловой диапазон анализируемого рефлекса

Fig. 5. Series of asymmetric synchrotron radiation surveys in the range of 2Θ $65^\circ - 77^\circ$ for the ZrN phase peak (222) of sample ZrN/CrN-0.5 with a variation of angle Ψ from 0° to 30° with a step of 5° . The angular range of the analyzed peak is highlighted in red

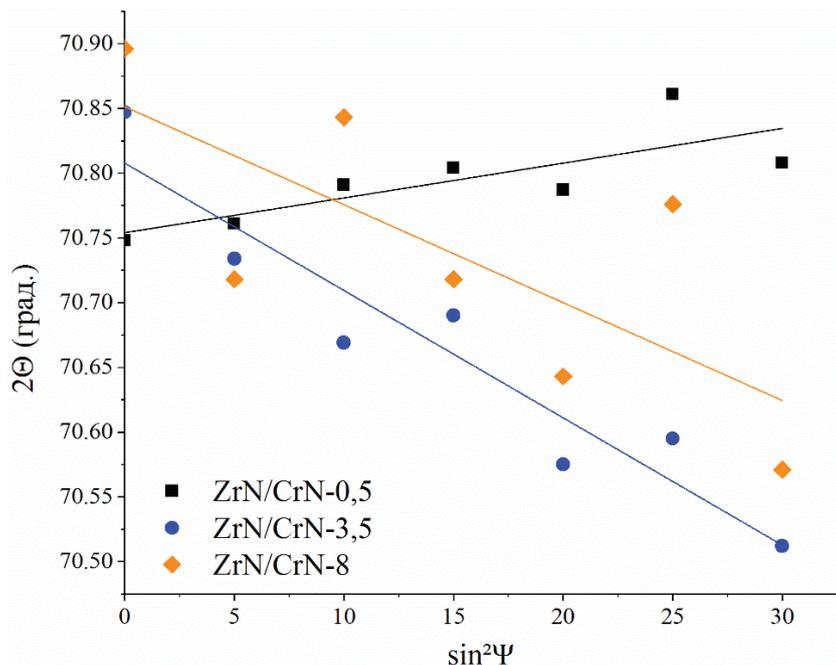


Рис. 6. Линейная зависимость положения дифракционного максимума (222) фазы ZrN от sin²Ψ для образцов многослойных покрытий, нанесенных с разной скоростью вращения стола и подложкодержателя

Fig. 6. Linear dependence of diffraction maximum position (222) of ZrN phase on sin²Ψ for samples of multilayer coatings deposited at different rotational speeds of table and substrate holder

где

$$M = -\frac{E}{2(1 + \nu_{МП})} \times \text{ctg}\Theta_0 \frac{\pi}{180} \text{ [МПа / град]}, \quad (3)$$

$$K_{\Delta} = \frac{\partial(2\Theta_{\Psi x})}{\partial(\sin^2 \Psi)} \text{ [град]}. \quad (4)$$

Соответственно для количественных расчетов величины напряжений в многослойных покрытиях в процессе синхротронных исследований угол Θ_0 для ненапряженного состояния материала необходимо брать исходя из графика зависимости $2\Theta_{\Psi x} - \sin^2\Psi$, откуда $2\Theta_0$ – это экстраполяционное значение линейной аппроксимации зависимости $2\Theta_{\Psi x} - \sin^2\Psi$ [20]. Коэффициент K_{Δ} находится по наклону аппроксимированной прямой зависимости $2\Theta_{\Psi x} - \sin^2\Psi$, как показано в уравнении (4).

Коэффициент напряжения M рассчитывался по формуле (3) с использованием полученных значений $\nu_{МП}$, E , Θ_0 . По формуле (2) количественно определили величину напряжений в многослойных покрытиях ZrN/CrN в процессе синхротронных исследований. Результаты расчетов представлены в табл. 1.

Аналогично предыдущим шагам произведен расчет остаточных напряжений для фазы CrN по угловому положению рефлекса (200). Серия несимметричных съемок для рефлекса (200) фазы CrN, имеющего угловое положение $2\Theta 44^\circ$, представлена на рис. 7.

Угловые положения рефлекса (200) при асимметричной съемке фазы CrN представлены на рис. 8 в виде зависимости $2\Theta_{\Psi x} - \sin^2\Psi$.

Таблица 1

Table 1

Расчетные величины для определения величины остаточных напряжений и результат расчета остаточных напряжений в плоскости поверхности образцов многослойных покрытий для фазы ZrN
Calculated values for determining the residual stresses and the result of calculating the residual stresses in the plane of the surface of the multilayer coating samples for the ZrN phase

Образец / Sample	$2\Theta_0$, град / $2\Theta_0$, degree	Коэффициент M , МПа/град / Coefficient M , МПа/degree	Коэффициент K , град / Coefficient K , degree	Остаточные напряжения, МПа / Residual stresses, МПа
ZrN/CrN-0,5	$70,754 \pm 0,017$	$-2,393 \times 10^3$	$0,003 \pm 0,001$	-6,437
ZrN/CrN-3,5	$70,808 \pm 0,026$	$-2,235 \times 10^3$	$-0,010 \pm 0,001$	22,000
ZrN/CrN-8	$70,851 \pm 0,057$	$-2,599 \times 10^3$	$-0,008 \pm 0,003$	19,65

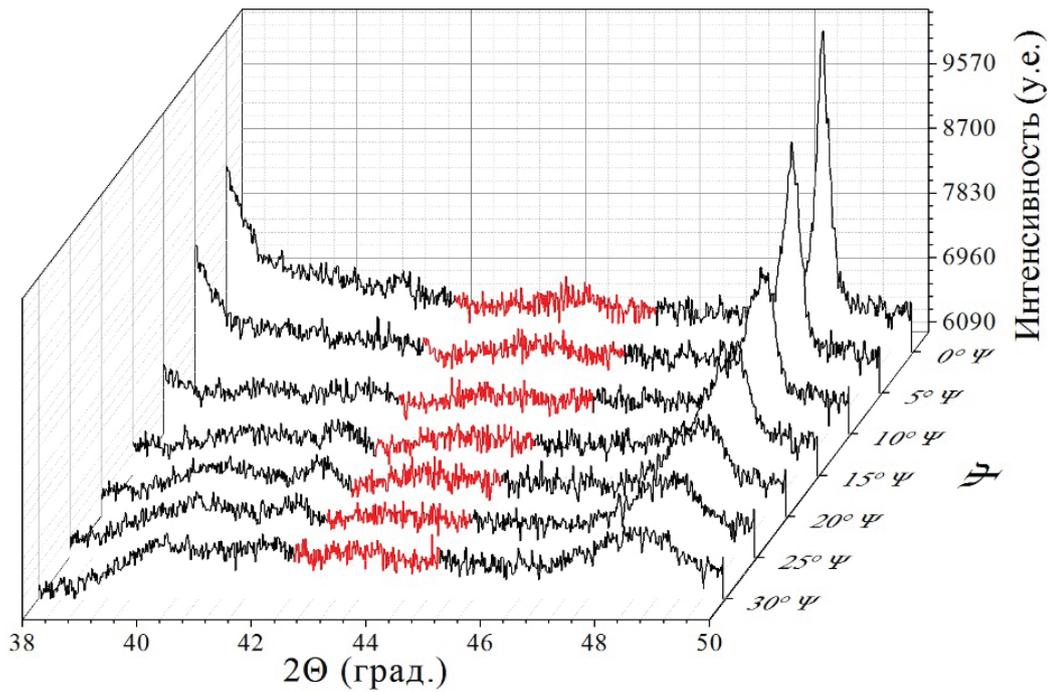


Рис. 7. Серия несимметричных съемок с использованием синхротронного излучения в диапазоне угла 2Θ $38^\circ - 50^\circ$ для рефлекса (200) фазы CrN с вариацией угла Ψ от 0° до 30° с шагом 5°

Fig. 7. Series of asymmetric surveys using synchrotron radiation in the range of angle 2Θ $38^\circ - 50^\circ$ for the peak (200) of the CrN phase with a variation of angle Ψ from 0° to 30° with a step of 5°

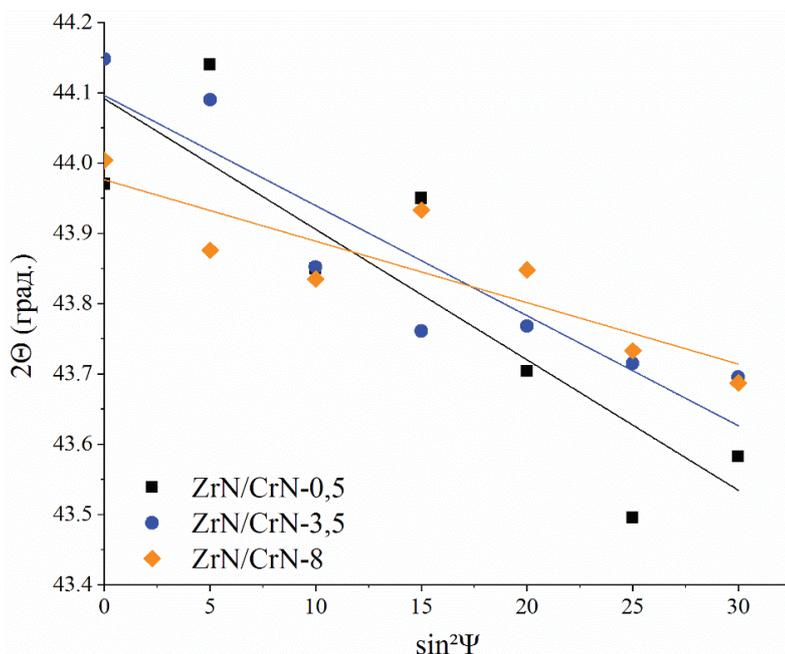


Рис. 8. Линейная зависимость положения дифракционного максимума (200) фазы CrN от $\sin^2\Psi$ для образцов многослойных покрытий, нанесенных с разной скоростью вращения стола и подложкодержателя

Fig. 8. Linear dependence of diffraction maximum position (200) of CrN phase on $\sin^2\Psi$ for multilayer coating samples deposited at different table and substrate rotation speeds

В итоге полученные величины, используемые для расчета внутренних напряжений, а также сама величина внутренних напряжений представлены в табл. 2.

Серии асимметричных съемок, представленные на рис. 4 и 6, показаны как пример серии съемок. Особенностью является тот факт, что в целом многослойные покрытия, полученные плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом, имеют низкие напряжения. Напряжения первого рода имеют положительный знак или несущественны кроме образца ZrN/CrN-8, а именно фазы CrN. В этом случае величина остаточных напряжений составила более -8 ГПа, отрицательное значение указывает на присутствие сжимающих остаточных напряжений. Принимая во внимание результаты исследований ПЭМ, можно сделать вывод, что увеличение скорости вращения стола и подложкодержателя во время получения многослойных

Результаты количественного определения величины напряжений в плоскости поверхности образцов многослойных покрытий для фазы CrN в процессе синхротронных исследований

Results of quantitative determination of stress values in in the plane of the surface of the multilayer coating samples for the CrN phase during synchrotron studies

Образец / Sample	$2\Theta_0$, град / $2\Theta_0$, degree	Коэффициент M , МПа/град / Coefficient M , MPa/degree	Коэффициент K , град / Coefficient K , degree	Остаточные напряжения, МПа / Residual stresses, MPa
ZrN/CrN-0,5	$44,092 \pm 0,084$	$-4,520 \times 10^3$	$-0,019 \pm 0,005$	839
ZrN/CrN-3,5	$44,096 \pm 0,053$	$-4,301 \times 10^3$	$-0,016 \pm 0,003$	674
ZrN/CrN-8	$43,976 \pm 0,041$	$9,441 \times 10^5$	$-0,009 \pm 0,002$	-8251

покрытий сопровождается переориентированием слоев многослойного покрытия относительно направления нанесения покрытия, увеличением твердости и модуля упругости многослойного покрытия [16] и наличием сжимающих остаточных напряжений. Хотя установленные факты микроструктурных характеристик, текстурной составляющей и величины остаточных напряжений интегрально указывают на положительное влияние увеличения скорости вращения стола и подложкодержателя при получении многослойного покрытия, остаются вопросы, связанные с дальнейшими исследованиями, которые определяют рамки применения технологии получения многослойных покрытий с высокими скоростями взаимного вращения стола и подложкодержателя в процессе нанесения покрытий.

Выводы

Проведены исследования многослойных покрытий ZrCrN, полученных плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом. Показано, что скорости вращения стола и подложкодержателя в значительной степени влияют на микроструктурные характеристики при нанесении многослойных покрытий ZrCrN. По результатам анализа ПЭМ и РСА можно сделать следующие выводы.

Кристаллиты ГЦК фаз ZrN и CrN при меньших скоростях вращения стола и подложкодержателя растут в общем направлении с разориентировкой, предположительно между слоями, до 18 градусов, при повышении скоростей вра-

щения стола и подложкодержателя наблюдается бимодальное распределение текстурной составляющей фазы ZrN;

Толщина чередующихся слоев ZrN и CrN в многослойных покрытиях уменьшается при увеличении скоростей вращения стола и подложкодержателя, причем тенденция на этом диапазоне скоростей вращения имеет линейный характер.

В результате РСА установлено, что внутренние остаточные напряжения в многослойных покрытиях в образцах ZrN/CrN-0,5 и ZrN/CrN-3,5 незначительны, в то время как образец ZrN/CrN-8, полученный при наибольшей скорости вращения, имеет сжимающие остаточные напряжения I рода.

Список литературы

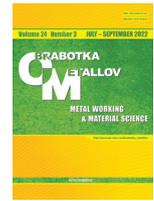
1. Fatigue properties of a 316L stainless steel coated with different ZrN deposits / J.A. Berríos-Ortiz, J.G. La Barbera-Sosa, D.G. Teer, E.S. Puchi-Cabrera // Surface and Coatings Technology. – 2004. – Vol. 179. – P. 145–157. – DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00808-9.
2. Structural and mechanical properties of compositionally gradient CrNx coatings prepared by arc ion plating / M. Zhang, M.K. Li, K.H. Kim, F. Pan // Applied Surface Science. – 2009. – Vol. 255. – P. 9200–9205. – DOI: 10.1016/J.APSUSC.2009.07.002.
3. High-temperature oxidation resistant (Cr, Al) N films synthesized using pulsed bias arc ion plating / M. Zhang, G. Lin, G. Lu, C. Dong, K.H. Kim // Applied Surface Science. – 2008. – Vol. 254. – P. 7149–7154. – DOI: 10.1016/J.APSUSC.2008.05.293.
4. Structure and corrosion properties of PVD Cr–N coatings / C. Liu, Q. Bi, H. Ziegele, A. Leyland, A. Matthews // Journal of Vacuum Science and

- Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films. – 2002. – Vol. 20. – P. 772–780. – DOI: 10.1116/1.1468651.
5. Adhesion improvements in silicon carbide deposited by plasma enhanced chemical vapour deposition / V.A. Mernagh, T.C. Kelly, M. Ahern, A.D. Kennedy, A.P.M. Adriaansen, P.P.J. Ramaekers, L. McDonnell, R. Koekoek // *Metallurgical Coatings and Thin Films*. – 1991. – Vol. P. 462–467. – DOI: 10.1016/B978-0-444-89455-7.50087-3.
6. Characterization of zirconium nitride coatings deposited by cathodic arc sputtering / K.A. Gruss, T. Zheleva, R.F. Davis, T.R. Watkins // *Surface and Coatings Technology*. – 1998. – Vol. 107. – P. 115–124. – DOI: 10.1016/S0257-8972(98)00584-2.
7. *Chang Y.Y., Chang B.Y., Chen C.S.* Effect of CrN addition on the mechanical and tribological performances of multilayered AlTiN/CrN/ZrN hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 433. – P. 128107. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2022.128107.
8. Nanometric CrN/CrAlN and CrN/ZrN multilayer physical vapor deposited coatings on 316L stainless steel as bipolar plate for proton exchange membrane fuel cells / T. Rajabi, M. Atapour, H. Elmkhah, S.M. Nahvi // *Thin Solid Films*. – 2022. – Vol. 753. – P. 139288. – DOI: 10.1016/J.TSF.2022.139288.
9. The influence of deposition conditions and bilayer thickness on physical-mechanical properties of CA-PVD multilayer ZrN/CrN coatings / O. Maksakova, S. Simoães, A. Pogrebniak, O. Bondar, Y. Kravchenko, V. Beresnev, N. Erdybaeva // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 140. – P. 189–196. – DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2018.03.048.
10. Enhancing mechanical and tribological performance of multilayered CrN/ZrN coatings / J.J. Zhang, M.X. Wang, J. Yang, Q.X. Liu, D.J. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2007. – Vol. 201. – P. 5186–5189. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2006.07.093.
11. Mechanical and tribological properties evaluation of cathodic arc deposited CrN/ZrN multilayer coatings / S.H. Huang, S.F. Chen, Y.C. Kuo, C.J. Wang, J.W. Lee, Y.C. Chan, H.W. Chen, J.G. Duh, T.E. Hsieh // *Surface and Coatings Technology*. – 2011. – Vol. 206, iss. 7. – P. 1744–1752. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.10.029.
12. Microstructures and tribological properties of CrN/ZrN nanoscale multilayer coatings / Z.G. Zhang, O. Rapaud, N. Allain, D. Mercs, M. Baraket, C. Dong, C. Coddet // *Applied Surface Science*. – 2009. – Vol. 255, iss. 7. – P. 4020–4026. – DOI: 10.1016/j.apusc.2008.10.075.
13. Thick CrN/NbN multilayer coating deposited by cathodic arc technique / J.A. Araujo, R.M. Souza, N.B. De Lima, A.P. Tschiptschin // *Materials Research*. – 2017. – Vol. 20. – P. 200–209. – DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0293.
14. A comparative study of reactive direct current magnetron sputtered CrAlN and CrN coatings / H.C. Barshilia, N. Selvakumar, B. Deepthi, K.S. Rajam // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201. – P. 2193–2201. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2006.03.037.
15. Corrosion and interfacial contact resistance of 316L stainless steel coated with magnetron sputtered ZrN and TiN in the simulated cathodic environment of a proton-exchange membrane fuel cell / P. Yi, L. Zhu, C. Dong, K. Xiao // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 363. – P. 198–202. – DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.02.027.
16. Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий ZrCrN, полученных вакуумно-дуговым методом / А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, Е.Н. Москвичев, О.С. Новицкая, Е.О. Княжев, Ю.А. Денисова, А.А. Леонов, В.В. Денисов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 1. – С. 87–102. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-87-102.
17. *Sue J.A., Perry A.J., Vetter J.* Young's modulus and stress of CrN deposited by cathodic vacuum arc evaporation // *Surface and Coatings Technology*. – 1994. – Vol. 68–69. – P. 126–130. – DOI: 10.1016/0257-8972(94)90149-X.
18. *Meenaatci A.T.A., Rajeswarapalanichamy R., Iyakutti K.* Pressure induced phase transition of ZrN and HfN: a first principles study // *Journal of Atomic and Molecular Sciences*. – 2013. – Vol. 4, N 4. – P. 321–335. – DOI: 10.4208/jams.121012.012013a.
19. *Chimmat M., Srinivasan D.* Understanding the residual stress in DMLS CoCrMo and SS316L using X-ray diffraction // *Procedia Structural Integrity*. – 2019. – Vol. 14. – P. 746–757. – DOI: 10.1016/J.PROSTR.2019.05.093.
20. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электроннооптический анализ. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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/>)



Microstructure and residual stresses of ZrN/CrN multilayer coatings formed by the plasma-assisted vacuum-arc method

Andrey Vorontsov^{1, a}, Andrey Filippov^{1, b, *}, Nikolay Shamarin^{1, c}, Evgenij Moskvichev^{1, d}, Ol'ga Novitskaya^{1, e}, Evgenii Knyazhev^{1, f}, Yuliya Denisova^{2, g}, Andrei Leonov^{2, h}, Vladimir Denisov^{2, i}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4 per. Academicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

² Institute of High Current Electronics SB RAS, 2/3 per. Academicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  vav@ispms.ru, ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>,  andrey.v.filippov@yandex.ru,
^c  <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>,  shnn@ispms.ru, ^d  <https://orcid.org/0000-0002-9139-0846>,  em_tsu@mail.ru,
^e  <https://orcid.org/0000-0003-1043-4489>,  nos@ispms.tsc.ru, ^f  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  zhenya4825@gmail.com,
^g  <https://orcid.org/0000-0002-3069-1434>,  yukolubaeva@mail.ru, ^h  <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>,  laa-91@yandex.ru,
ⁱ  <https://orcid.org/0000-0002-5446-2337>,  volodyadenisov@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 May 2022

Revised: 31 May 2022

Accepted: 18 June 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

Coating
 TEM investigation
 Nitrides
 X-Ray analysis
 Phase composition

Funding

The work was carried out with the financial support of the Russian Federation represented by the Ministry of Science and Higher Education (project No. 075-15-2021-1348) within the framework of event No. 1.1.16.

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials".

ABSTRACT

Introduction. The current state of the art in the field of hard coatings application requires the formation of nanostructured compositions using different chemical elements. Modern hard coatings are able to combine different properties such as high hardness, wear resistance, corrosion resistance. At present, coatings formed by layer-by-layer deposition of zirconium and chromium nitrides are promising. When depositing combinations of chemical elements on various substrates, studies are required aimed at investigating its microstructure and, mainly, residual stresses formed during the deposition of multilayer coatings. **The purpose of this work** is to investigate the structural-phase state and residual stresses of *ZrN/CrN* system coatings formed by plasma-assisted vacuum-arc method from the gas phase. **Research methods.** Samples with coatings of zirconium and chromium nitrides deposited on substrates of hard alloy *VK8* are investigated. Transmission electron microscopy is used to study the microstructural characteristics of multilayered coatings and X-ray diffraction analysis is used to quantify macroscopic stresses. **Results and discussion.** Based on the experimental results obtained it is found that changing the modes of deposition of multilayer *ZrN/CrN* coatings with regard to rotation speeds of table and substrate holder leads to variations in microstructure, morphology and internal stresses of surface layers of multilayer coatings. It is shown that by changing conditions for the multilayer coating deposition the possibilities of forming *ZrN/CrN* coatings on the substrate made of *VK8* alloy with nanoscale thickness of coating layers open up. X-ray diffraction analysis indicates mainly insignificant stresses, and at high table and substrate rotation speeds – high compressive stresses in the multilayer coating. Transmission electron microscopy revealed that *CrN* and *ZrN* coatings have a common multilayer coating growth texture at low rotation speeds, and at high speeds a textural misorientation of the phases of the coating layers is observed. Based on the results obtained it is possible to recommend coatings of *ZrN/CrN* system as hard coatings.

For citation: Vorontsov A.V., Filippov A.V., Shamarin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V. Microstructure and residual stresses of ZrN/CrN multilayer coatings formed by the plasma-assisted vacuum-arc method. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 76–89. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-76-89. (In Russian).

* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Research assistant
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4 per. Academicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: 8 (983) 239-34-17, e-mail: vav@ispms.ru

References

1. Berríos-Ortíz J.A., La Barbera-Sosa J.G., Teer D.G., Puchi-Cabrera E.S. Fatigue properties of a 316L stainless steel coated with different ZrN deposits. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 179, pp. 145–157. DOI: 10.1016/S0257-8972(03)00808-9.
2. Zhang M., Li M.K., Kim K.H., Pan F. Structural and mechanical properties of compositionally gradient CrN_x coatings prepared by arc ion plating. *Applied Surface Science*, 2009, vol. 255, pp. 9200–9205. DOI: 10.1016/J.APSUSC.2009.07.002.
3. Zhang M., Lin G., Lu G., Dong C., Kim K.H. High-temperature oxidation resistant (Cr, Al)N films synthesized using pulsed bias arc ion plating. *Applied Surface Science*, 2008, vol. 254, pp. 7149–7154. DOI: 10.1016/J.APSUSC.2008.05.293.
4. Liu C., Bi Q., Ziegele H., Leyland A., Matthews A. Structure and corrosion properties of PVD Cr–N coatings. *Journal of Vacuum Science and Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 2002, vol. 20, pp. 772–780. DOI: 10.1116/1.1468651.
5. Mernagh V.A., Kelly T.C., Ahern M., Kennedy A.D., Adriaansen A.P.M., Ramaekers P.P.J., McDonnell L., Koekoek R. Adhesion improvements in silicon carbide deposited by plasma enhanced chemical vapour deposition. *Metallurgical Coatings and Thin Films*, 1991, vol. 1, pp. 462–467. DOI: 10.1016/B978-0-444-89455-7.50087-3.
6. Gruss K.A., Zheleva T., Davis R.F., Watkins T.R. Characterization of zirconium nitride coatings deposited by cathodic arc sputtering. *Surface and Coatings Technology*, 1998, vol. 107, pp. 115–124. DOI: 10.1016/S0257-8972(98)00584-2.
7. Chang Y.Y., Chang B.Y., Chen C.S. Effect of CrN addition on the mechanical and tribological performances of multilayered AlTiN/CrN/ZrN hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 433, pp. 128107. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2022.128107.
8. Rajabi T., Atapour M., Elmkhah H., Nahvi S.M. Nanometric CrN/CrAlN and CrN/ZrN multilayer physical vapor deposited coatings on 316L stainless steel as bipolar plate for proton exchange membrane fuel cells. *Thin Solid Films*, 2022, vol. 753, p. 139288. DOI: 10.1016/J.TSF.2022.139288.
9. Maksakova O., Simoães S., Pogrebnyak A., Bondar O., Kravchenko Y., Beresnev V., Erdybaeva N. The influence of deposition conditions and bilayer thickness on physical-mechanical properties of CA-PVD multilayer ZrN/CrN coatings. *Materials Characterization*, 2018, vol. 140, pp. 189–196. DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2018.03.048.
10. Zhang J.J., Wang M.X., Yang J., Liu Q.X., Li D.J. Enhancing mechanical and tribological performance of multilayered CrN/ZrN coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2007, vol. 201, pp. 5186–5189. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2006.07.093.
11. Huang S.H., Chen S.F., Kuo Y.C., Wang C.J., Lee J.W., Chan Y.C., Chen H.W., Duh J.G., Hsieh T.E. Mechanical and tribological properties evaluation of cathodic arc deposited CrN/ZrN multilayer coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 206, iss. 7, pp. 1744–1752. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.10.029.
12. Zhang Z.G., Rapaud O., Allain N., Mercs D., Baraket M., Dong C., Coddet C. Microstructures and tribological properties of CrN/ZrN nanoscale multilayer coatings. *Applied Surface Science*, 2009, vol. 255, iss. 7, pp. 4020–4026. DOI: 10.1016/j.apsusc.2008.10.075.
13. J.A., Souza R.M., De Lima N.B., Tschiptschin A.P. Thick CrN/NbN multilayer coating deposited by cathodic arc technique. *Materials Research*, 2017, vol. 20, pp. 200–209. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0293.
14. Barshilia H.C., Selvakumar N., Deepthi B., Rajam K.S. A comparative study of reactive direct current magnetron sputtered CrAlN and CrN coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, pp. 2193–2201. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2006.03.037.
15. Yi P., Zhu L., Dong C., Xiao K. Corrosion and interfacial contact resistance of 316L stainless steel coated with magnetron sputtered ZrN and TiN in the simulated cathodic environment of a proton-exchange membrane fuel cell. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 363, pp. 198–202. DOI: 10.1016/J.SURFCOAT.2019.02.027.
16. Filippov A.V., Shamarin N.N., Moskvichev E.N., Novitskaya O.S., Knyazhev E.O., Denisova Yu.A., Leonov A.A., Denisov V.V. Investigation of the structural-phase state and mechanical properties of ZrCrN coatings obtained by plasma-assisted vacuum arc evaporation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 87–102. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.1-87-102.
17. Sue J.A., Perry A.J., Vetter J. Young's modulus and stress of CrN deposited by cathodic vacuum arc evaporation. *Surface and Coatings Technology*, 1994, vol. 68–69, pp. 126–130. DOI: 10.1016/0257-8972(94)90149-X.

18. Meenaatci A.T.A., Rajeswarapalanichamy R., Iyakutti K. Pressure induced phase transition of ZrN and HfN: a first principles study. *Journal of Atomic and Molecular Sciences*, 2013, vol. 4, no. 4, pp. 321–335. DOI: 10.4208/jams.121012.012013a.

19. Chimmat M., Srinivasan D. Understanding the Residual Stress in DMLS CoCrMo and SS316L using X-ray diffraction. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 14, pp. 746–757. DOI: 10.1016/J.PROSTR.2019.05.093.

20. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A. *Rentgenograficheskii i elektronnoopticheskii analiz* [X-Ray diffraction and electron-optical analysis]. 2nd ed. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 366 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 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



Сравнение подходов, основанных на методе Вильямсона–Холла, для анализа структуры высокоэнтропийного сплава $Al_{0,3}CoCrFeNi$ после холодной пластической деформации

Иван Иванов ^{1, a, *}, Дарья Сафарова ^{1, b}, Зинаида Батаева ^{2, c}, Иван Батаев ^{1, d}

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

² Сибирский государственный университет водного транспорта, ул. Щетинкина, 33, г. Новосибирск, 630099, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-5021-0098>, i.ivanov@corp.nstu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>, safarova10ab@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-5027-6193>, bataevazb@ngs.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-2871-0269>, i.bataev@corp.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 538.911

История статьи:

Поступила: 13 июня 2022
 Рецензирование: 29 июня 2022
 Принята к печати: 05 июля 2022
 Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Высокоэнтропийные сплавы
 $Al_{0,3}CoCrFeNi$
 Пластическая деформация
 Холодная прокатка
 Дифракция синхротронного рентгеновского излучения
 Методы профильного анализа
 Дефекты кристаллического строения
 Микротвердость

Финансирование:

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 20-73-10215 «In-situ исследование эволюции дислокационной структуры пластически деформированных высокоэнтропийных сплавов в условиях действия высоких давлений и температур с применением синхротронного излучения». Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) являются новым и перспективным классом материалов, которые привлекают внимание как ученых, так и инженеров всего мира. Среди всех сплавов системы $Al_xCoCrFeNi$ отдельное внимание привлекают ВЭС с $x \leq 0,3$. Для материалов с данным составом характерно наличие только одной фазы с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК). Такие сплавы обладают высокой пластичностью (для них является возможным достижение высоких степеней деформации без видимых следов разрушения), отличной коррозионной стойкостью и фазовой стабильностью при высоких температурах. **Целью данной работы** являлось сравнение нескольких методов профильного анализа на примере пластически деформированных слитков высокоэнтропийного сплава $Al_{0,3}CoCrFeNi$. **Методы исследования.** С использованием нескольких методов профильного анализа рентгенограмм исследовались структуры холоднотемпературно деформированного высокоэнтропийного сплава (ВЭС) $Al_{0,3}CoCrFeNi$. Помимо классического метода Вильямсона–Холла анализ проводился с использованием модифицированного метода Вильямсона–Холла, а также методом, учитывающим анизотропию упругих свойств кристаллической решетки. **Материал исследования.** В качестве объекта исследования в работе использовались слитки высокоэнтропийного сплава $Al_{0,3}CoCrFeNi$, деформированные методом холодной прокатки с максимальной степенью обжатия 80 %. Из полученных заготовок вырезались образцы, которые исследовались методом дифракции синхротронного излучения по схеме «на просвет» вдоль двух (продольного (RD) и поперечного (TD)) направлений проката. **Результаты и обсуждение.** Показано, что реализация классического метода Вильямсона–Холла приводит к появлению существенной ошибки при аппроксимации экспериментальных результатов. Модифицированный метод Вильямсона–Холла отличается наименьшей ошибкой аппроксимации и может быть рекомендован для исследования сплава $Al_{0,3}CoCrFeNi$. Анализ деформированных образцов с применением этого метода позволил выявить несколько особенностей формирования дефектов кристаллического строения, которые хорошо согласуются с классическими представлениями о механизмах пластической деформации. Во-первых, рост степени деформации высокоэнтропийного сплава $Al_{0,3}CoCrFeNi$ приводит к практически равномерному повышению количества двойников и дефектов упаковки. Во-вторых, с ростом степени обжатия происходит снижение доли краевых и повышение доли винтовых дислокаций в материале. Полученные результаты хорошо коррелируют с результатами измерения микротвердости.

Для цитирования: Сравнение подходов, основанных на методе Вильямсона–Холла, для анализа структуры высокоэнтропийного сплава $Al_{0,3}CoCrFeNi$ после холодной пластической деформации / И.В. Иванов, Д.Э. Сафарова, З.Б. Батаева, И.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 90–102. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-90-102.

*Адрес для переписки

Иванов Иван Владимирович, к.т.н.
 Новосибирский государственный технический университет,
 пр. К. Маркса, 20,
 630073, г. Новосибирск, Россия
 Тел.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: i.ivanov@corp.nstu.ru

Введение

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) являются новым и перспективным классом материалов, которые привлекают внимание как ученых, так и инженеров всего мира. В частности, это связано с рядом высоких эксплуатационных свойств, характерных для ВЭС [1, 2]. Наиболее распространенными и изученными являются сплавы, основанные на сочетании кобальта, хрома, железа, никеля и дополнительного элемента, в качестве которого могут выступать различные металлы. В частности, множество научных работ посвящено таким сплавам, как CoCrFeMnNi (сплав Кантора), и сплавам системы $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ [3, 4, 5].

Среди всех сплавов системы $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ отдельное внимание привлекают ВЭС с $x \leq 0,3$. Для материалов с данным составом характерно наличие только одной фазы с гранцентрированной кубической решеткой (ГЦК). Такие сплавы обладают высокой пластичностью (для них является возможным достижение высоких степеней деформации без видимых следов разрушения), отличной коррозионной стойкостью и фазовой стабильностью при высоких температурах. В то же время данные материалы обладают невысокой твердостью и характеризуются низкими значениями предела текучести. Прочностные свойства этих сплавов могут быть существенно повышены путем их пластической деформации и термической обработки. Согласно ряду литературных источников термомеханическая обработка сплава $\text{Al}_{0,3}\text{CoCrFeNi}$ приводит к его упрочнению и повышению твердости при сохранении достаточного уровня пластичности [6–8].

Одним из эффективных методов исследования структуры пластически деформированных сплавов является профильный анализ рентгенограмм, полученных методом дифракции рентгеновского излучения. Использование данного подхода позволяет оценить особенности дефектов кристаллического строения сплавов. Наиболее распространенным методом профильного анализа для металлов является классический метод Вильямсона–Холла. Использование этого метода позволяет оценить искажения кристаллической решетки и размеры областей когерентного рассеяния (ОКР). Однако известно, что метод Вильямсона–Холла характеризуется высокой ошибкой аппроксимации данных при анализе

материалов, которым свойственна высокая анизотропия упругих свойств. Поэтому при анализе подобных сплавов методами профильного анализа вводятся специальные поправки, учитывающие зависимость упругих свойств от направления в кристаллической решетке. Несмотря на то что данные методы широко используются при анализе металлов и сплавов, на данный момент не существует работ, в которых проведен исчерпывающий сравнительный анализ методов профильного анализа для исследования структуры высокоэнтропийных сплавов.

В рамках настоящей работы проведено сравнение нескольких методов профильного анализа на примере пластически деформированных слитков высокоэнтропийного сплава $\text{Al}_{0,3}\text{CoCrFeNi}$. С использованием различных методов были оценены дефекты кристаллического строения и показана их связь с микротвердостью деформированного сплава.

Получение образцов. Методы исследования структуры и свойств материалов

В данной работе объектами исследований являлись слитки высокоэнтропийного сплава $\text{Al}_{0,3}\text{CoCrFeNi}$. Слитки были получены из технически чистых металлов методом аргонодуговой плавки в медном водоохлаждаемом тигле. С целью равномерного распределения химических элементов переплав осуществлялся не менее 10 раз. Потеря массы при выплавке не превышала 0,2 %. Элементный состав слитков оценивали методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием сканирующего электронного микроскопа *EVO50 XVP (Carl Zeiss)* и детектора для энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа *X-Act (Oxford Instruments)*. Согласно полученным данным отклонение фактического состава от планируемого не превышало 0,6 ат. %.

Хорошо известно, что для структуры материалов, полученных методами плавки и литья, характерно наличие дендритов большого размера, а также ярко выраженной неоднородности химического состава (т. е. дендритной ликвации). С целью получения более однородного состава и мелкозернистой структуры была проведена термомеханическая обработка слитков, которая

заклучалась в их пластической деформации методом холодной прокатки со степенью обжатия 20 % и длительном низкотемпературном отжиге (400 °С в течение 24 часов). Более высокие температуры отжига не использовались по той причине, что для некоторых высокоэнтропийных сплавов системы $Al_xCoCrFeNi$ характерно наличие фазовых переходов с образованием упорядоченных $B2$ и $L1_2$ фаз (пространственная группа симметрии $Pm\bar{3}m$) при температурах, превышающих 400 °С [6, 9]. Результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о том, что такая термомеханическая обработка способствовала релаксации структуры и не привела к образованию новых фаз (рис. 1).

После термомеханической обработки слитки высокоэнтропийного сплава подвергались пластической деформации по схеме холодной прокатки со степенями обжатия 20; 40; 60 и 80 %. Степень обжатия заготовок за один проход составляла ~ 2 %.

Из полученных описанным методом материалов вырезались образцы для проведения рентгеноструктурных и дюрOMETрических исследований. В рамках настоящей работы исследовались структура и свойства материалов вдоль продольного RD (англ. *rolling direction*) и поперечного TD (англ. *transverse direction*) направлений проката.

Рентгеноструктурный анализ объектов проводился методом дифракции синхротронного излучения по схеме «на просвет» на линии $P07$ (*The High Energy Materials Science*) источника *Petra III Deutsches Elektronen-Synchrotron DESY* (г. Гамбург, Германия). Длина волны используемого излучения составляла 0,14235 нм, что соответствует энергии 87,1 кэВ. Для записи дифракционных картин использовался 2D-сцинтилляционный детектор *PerkinElmer XRD 1621* с разрешением 2048×2048 пикселей и площадью экрана $409,6 \times 409,6$ мм. Расстояние от исследуемого объекта до детектора составляло 1,05 м.

Полученные дифракционные картины приводились к одномерному виду путем азимутально-го интегрирования с использованием библиотеки *pyFAI* [10]. Примеры полученных двумерных и одномерных дифракционных картин представлены на рис. 1.

Для проведения профильного анализа одномерные дифрактограммы описывались функцией вида

$$I_{pattern}(2\theta) = \sum_{i=1}^{10} I_i(2\theta) + \sum_{j=0}^7 a_j (2\theta)^j, \quad (1)$$

в которой первая сумма определяет вклад в интенсивность десяти дифракционных максимумов, а вторая сумма – это полином 7-го порядка, описывающий фон. В свою очередь, профиль каждого из дифракционных максимумов описывался функцией псевдоВойта, которая в общем виде записывается как

$$I_i(2\theta) = I_0 [\eta L(2\theta) + (1 - \eta)G(2\theta)], \quad (2)$$

где I_0 – значение максимальной интенсивности дифракционного максимума; η – вклад функции Лоренца; $L(2\theta)$ и $G(2\theta)$ – функции Лоренца и Гаусса соответственно, которые, в свою очередь, имеют вид

$$L(2\theta) = \frac{(0,5\beta[1 - A])^2}{(0,5\beta[1 - A])^2 + (2\theta - 2\theta_0)^2} \quad (3)$$

и

$$G(2\theta) = \exp\left(\frac{-\pi(2\theta - 2\theta_0)^2}{(0,5\beta[1 - A]\sqrt{\pi / \ln 2})^2}\right), \quad (4)$$

где $2\theta_0$ – угловая позиция, соответствующая максимальному значению интенсивности пика; β – ширина на половине высоты дифракционного максимума; A – параметр асимметрии дифракционного максимума ($-1 \leq A \leq 1$).

Учет инструментального вклада осуществлялся при последующих расчетах с использованием функции Каглиоти, параметры которой были определены путем анализа дифрактограммы образца ВЭС после отжига.

Для проведения рентгеноструктурного анализа в первую очередь использовалась классическая модель Вильямсона–Холла, в соответствии с которой уширение пиков зависит от параметров микроструктуры образца следующим образом:

$$\Delta K = \frac{0,9}{D} + 2\varepsilon K, \quad (5)$$

где $K = \frac{2 \sin \theta}{\lambda}$ – координата обратного пространства; $\Delta K = \frac{\cos \theta \cdot 2\Delta\theta}{\lambda}$; ε – относительное искажение кристаллической решетки; λ – длина волны; D – средний «видимый» размер областей когерентного рассеяния.

Как отмечалось во введении, анизотропия упругих свойств материалов обуславливает высокую ошибку при аппроксимации данных профильного анализа классическими методами профильного анализа. Поэтому в рамках настоящей работы кроме классической модели Вильямсона–Холла использовалось несколько других моделей.

В ряде случаев снизить ошибку аппроксимации позволяет введение поправки, которая основывается на предположении, что искажения кристаллической решетки в каком-либо из направлений зависят от модуля упругости кристалла вдоль данного направления [11]. Эта модель имеет вид

$$\Delta K = \frac{0,9}{D} + \frac{\sigma}{E_{hkl}} K, \quad (6)$$

где σ – изотропное упругое напряжение; E_{hkl} – модуль упругости вдоль нормали к плоскости (hkl) .

Кроме того, полученные данные анализировались с использованием модели, основанной на предположении о дислокационной природе искажений кристаллической решетки. Данный подход называется модифицированным методом Вильямсона–Холла [12]. В случае кубических поликристаллических материалов уравнение, лежащее в основе данной модели, имеет следующий вид:

$$\frac{\Delta K^2 - [\alpha + \beta W(g) / a]}{K^2} \cong \overline{AC_{h00}} [1 - qH^2], \quad (7)$$

где $\alpha = (0,9 / D)^2$; β – параметр, отражающий вероятность обнаружения дефектов упаковки и двойников; $W(g)$ – коэффициенты, зависящие от кристаллографических индексов направления $[hkl]$ [13, 14]; a – параметр решетки; A – параметр, зависящий от средней плотности дислокаций, средней длины вектора Бюргерса и взаимного расположения дислокаций; $\overline{C_{h00}}$ – средний дислокационный контрастный фактор в направлении $[h00]$; q – параметр, зависящий от упругих свойств материала;

$$H^2 = (h^2 k^2 + h^2 l^2 + k^2 l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2.$$

Согласно ряду литературных источников модифицированный метод Вильямсона–Холла отличается наиболее низкой ошибкой аппроксимации [11, 15]. Более подробное описание реализации этого метода описано в работах [11, 15, 16].

Микротвердость образцов оценивали с использованием метода Виккерса на полуавтоматическом твердомере *Wolpert Group 402MVD*. Нагрузка на четырехгранный алмазный индентор составляла 0,98 Н, время выдержки под нагрузкой было равно 10 с.

Результаты исследований

Считается, что многоэлементный состав высокоэнтропийных сплавов приводит к существенным искажениям их кристаллической решетки даже до проведения пластической деформации. Данная особенность обуславливает дополнительное уширение дифракционных максимумов недеформированных образцов. Кроме того, в уширение дифракционных максимумов вносит заметный вклад сам инструмент, используемый для проведения дифракционных исследований. Для того чтобы учесть вклад обоих факторов и анализировать только эффекты, обусловленные изменением структуры образцов, в качестве эталона был использован недеформированный образец ВЭС того же состава, обладающий гомогенной структурой. Для этого была проведена предварительная термомеханическая обработка ВЭС, заключающаяся в пластической деформации и последующем длительном низкотемпературном отжиге. Согласно результатам исследований (рис. 1, а, б) структура сплава

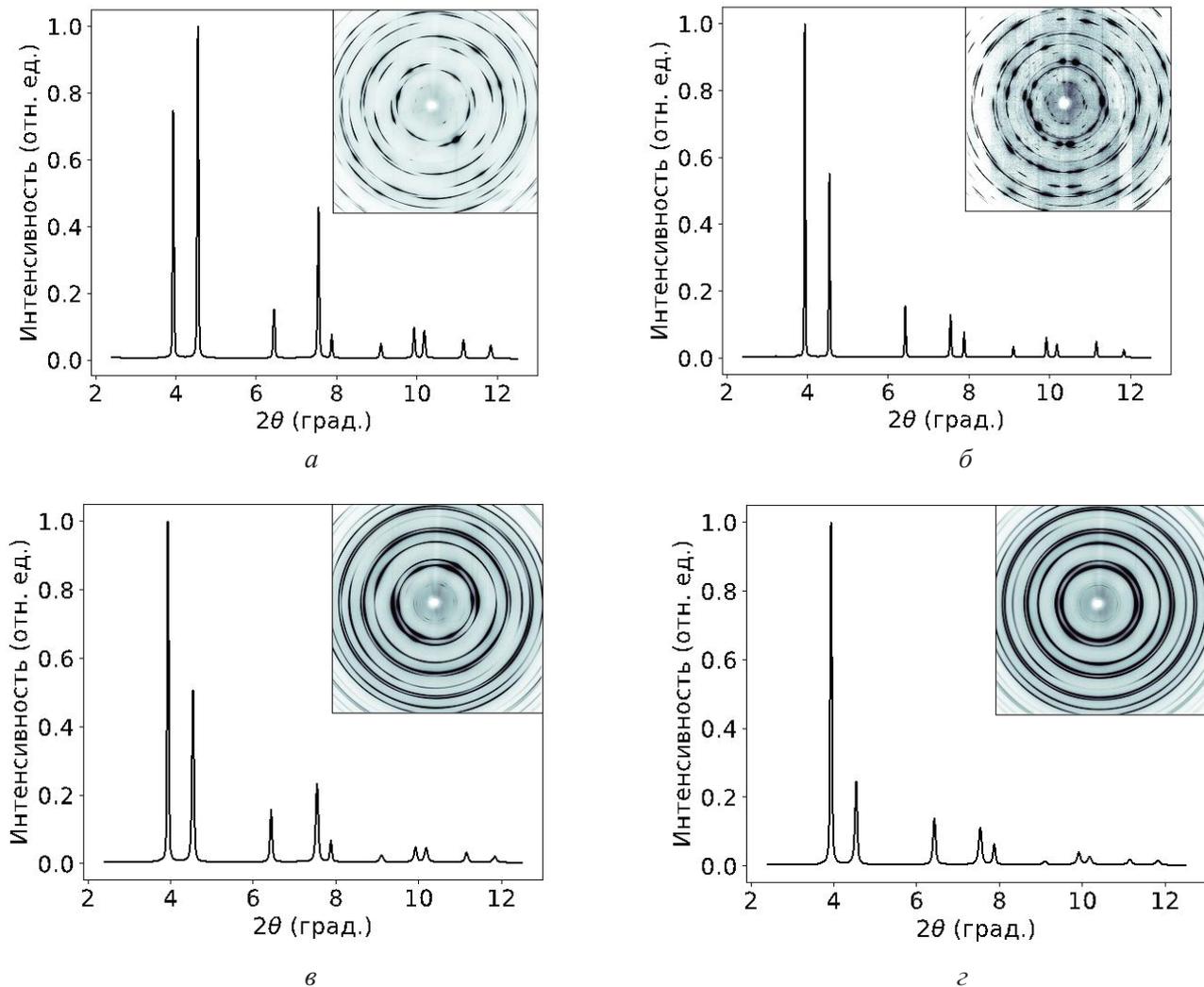


Рис. 1. Дифрактограммы сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$ после литья и пластической деформации (а); низкотемпературного отжига (б); холодной прокатки со степенями обжатия 40 % (в) и 80 % (г)

Fig. 1. X-ray diffraction patterns of the $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high-entropy alloy in pre-deformed state (а); after annealing at 400 °C (б); after cold rolling with 40 % (в) and 80 % (г) reduction

после деформации и низкотемпературного отжига характеризуется более равномерной пространственной ориентацией кристаллитов (о чем свидетельствует наличие полных дифракционных колец) и низким уровнем микронапряжений (о чем говорит малая ширина дифракционных максимумов). Последующая пластическая деформация методом холодной прокатки (рис. 1, в, г) приводит к существенному уширению дифракционных максимумов, что свидетельствует о повышении количества дефектов кристаллического строения.

Проведение профильного анализа дифрактограмм пластически деформированных сплавов позволяет оценить степень дефектности кристаллической структуры исходя из параметров дифракционных максимумов. Так, оценка изме-

нения ширины дифракционных максимумов с использованием классического метода Вильямсона–Холла (см. уравнение (5)) позволяет определить относительные искажения кристаллической решетки и размер ОКР. Однако известно, что данный метод является наименее точным, что выражается наличием существенной ошибки при аппроксимации экспериментальных результатов. Поэтому при анализе данных рентгеновской дифракции методами профильного анализа часто вносятся корректировки, позволяющие учесть анизотропию свойств кристалла. Наиболее простым способом учета анизотропии служит введение в расчет модуля упругости для кристаллографических направлений, которые являются нормальными к плоскостям (hkl) анализируемых дифракционных рефлексов (см. урав-

нение (6)). В таблице представлены значения модулей упругости сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$ для анализируемых в работе дифракционных максимумов.

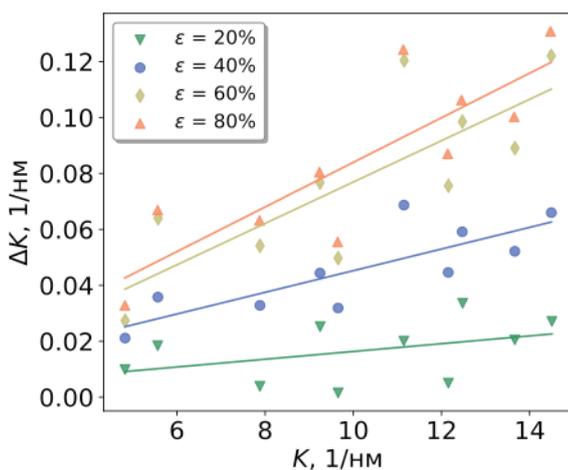
Другим менее распространенным, но во многих случаях более эффективным способом повышения точности аппроксимации является применение модели, основанной на дислокационной теории упругих искажений кристаллической решетки. Такой тип моделей в литературе называют модифицированными. Они были подробно описаны в работах Унгара с соавторами [17, 18]. В частности, к таким моделям относится используемая в настоящей работе модифицированная модель Вильямсона–Холла (см. уравнение (7)). Известно, что напряжения кристаллической решетки обусловлены присутствием в ней структурных дефектов различного рода. Наиболее распространенными дефектами кристаллического строения являются точечные дефекты, дислокации, дефекты упаковки, двойники, а так-

же границы зерен и субзерен [19]. Помимо снижения ошибки аппроксимации использование модифицированного метода Вильямсона–Холла позволяет получить дополнительную информацию об особенностях дефектной структуры кристаллической решетки. Так, в случае анализа поликристаллических материалов с кубической кристаллической решеткой появляется возможность определить такие параметры микроструктуры, как распределение дислокаций по типу (винтовые/краевые), а также вероятность обнаружения дефектов упаковки и двойников. Экспериментальные данные и графики, полученные с использованием различных моделей, представлены на рис. 2, 3 и 4.

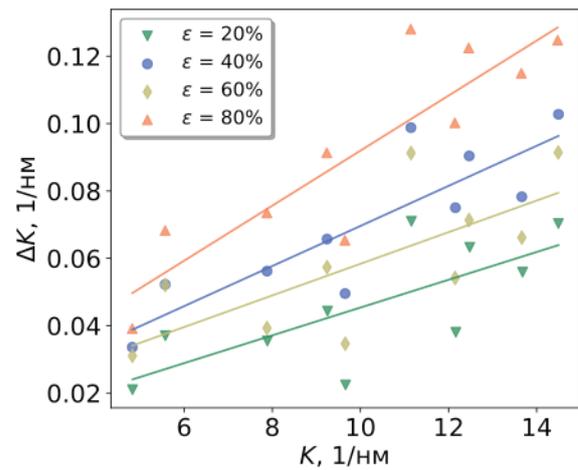
Из представленных графиков можно сделать заключение, что введение корректировок позволяет снизить разброс значений и приблизить тенденцию к линейной, что подтверждается анализом значений коэффициента детерминации (R^2).

Значения модулей упругости сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$ для ряда кристаллографических направлений
Young's modulus of $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy in different directions

Направление	[111]	[200]	[220]	[311]	[222]	[400]	[331]	[420]	[422]	[333]
E_{hkl} , ГПа	432	178	318	246	432	178	345	248	318	432



a



б

Рис. 2. Экспериментальные данные, аппроксимированные с использованием метода Вильямсона–Холла для сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$, деформированного методом холодной прокатки; исследование в направлении RD (*a*) и TD (*б*)

Fig. 2. Williamson-Hall plots for $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy after cold rolling for (*a*) RD and (*б*) TD directions

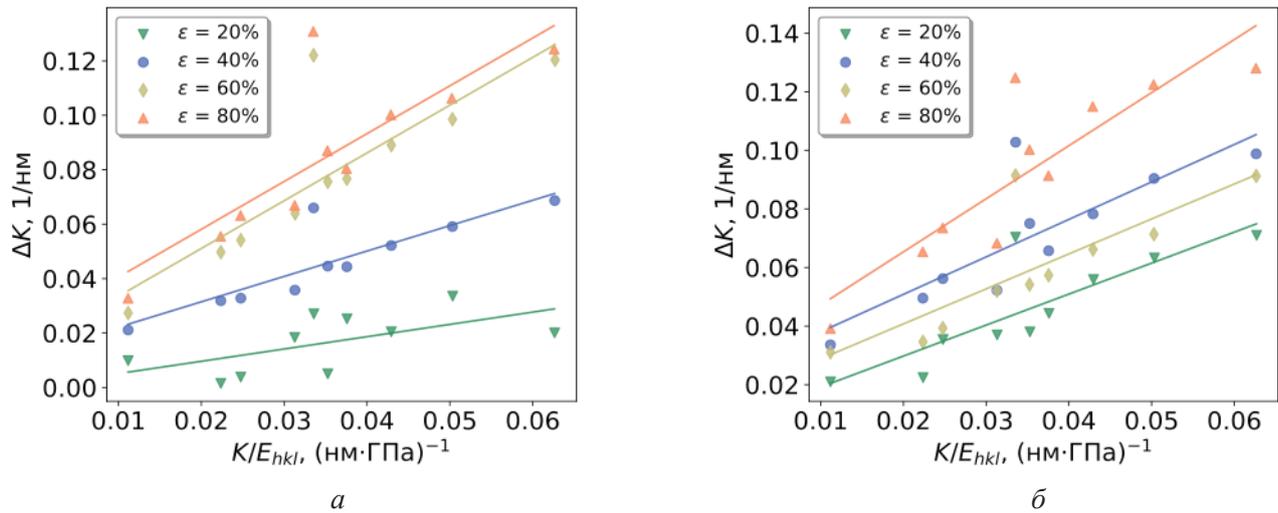


Рис. 3. Экспериментальные данные, аппроксимированные с использованием метода Вильямсона–Холла с поправкой на модуль упругости для сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$, деформированного методом холодной прокатки; исследование в направлении RD (а) и TD (б)

Fig. 3. Williamson-Hall corrected by elastic modulus plots for $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy after cold rolling for (a) RD and (б) TD directions

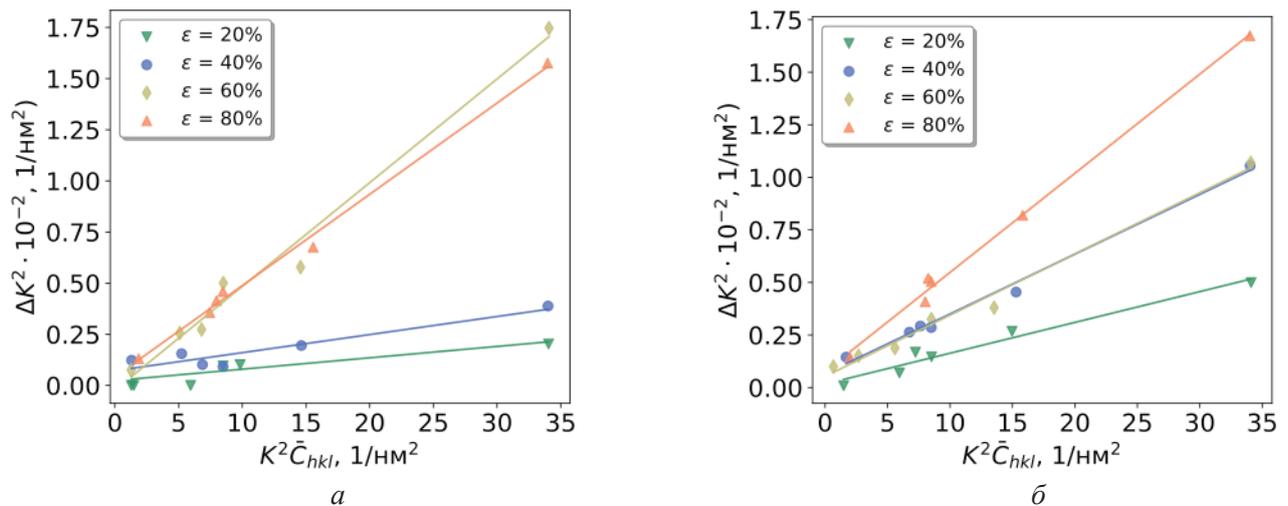


Рис. 4. Экспериментальные данные, аппроксимированные с использованием модифицированного метода Вильямсона–Холла для сплава $Al_{0.3}CoCrFeNi$, деформированного методом холодной прокатки; исследование в направлении RD (а) и TD (б)

Fig. 4. Modified Williamson-Hall plots for $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy after cold rolling for (a) RD and (б) TD directions

Согласно полученным результатам (рис. 5) значения коэффициента R^2 в случае применения классического метода Вильямсона–Холла в некоторых случаях составляют лишь 0,5 или менее, что говорит о том, что только половина дисперсии величины ΔK учитывается данной моделью. Введение корректировок существенно снижает ошибку аппроксимации. Наилучший

результат характерен для модифицированного метода Вильямсона–Холла.

Ряд параметров модифицированной модели Вильямсона–Холла позволяет оценить особенности дефектов кристаллического строения исследуемых объектов. Так, динамика параметра q (см. уравнение (7)) позволяет сделать выводы об изменении относительной доли крае-

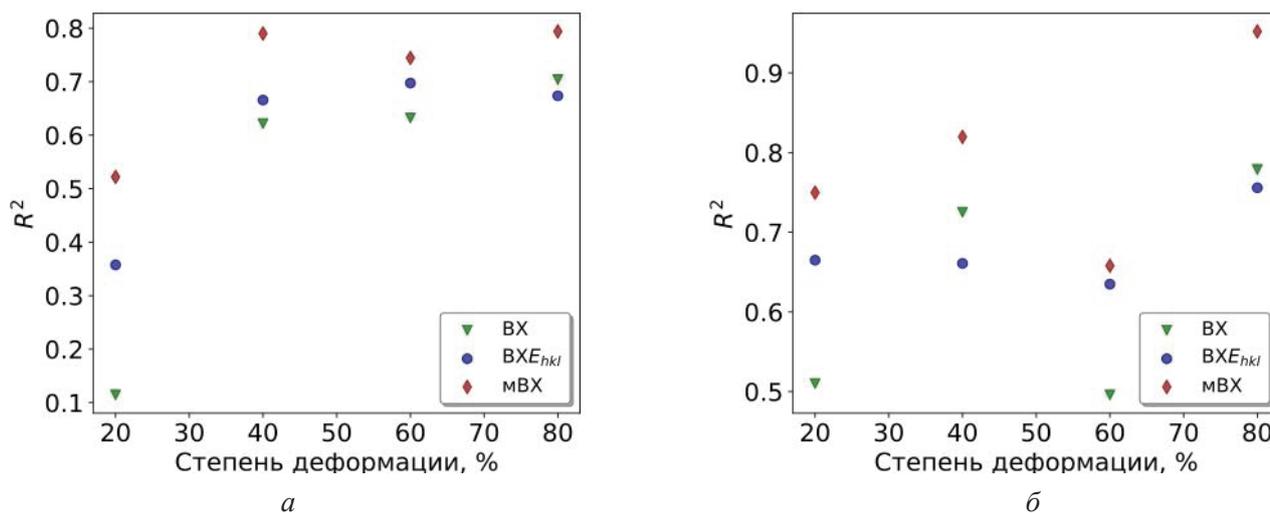


Рис. 5. Значения коэффициента детерминации для использованных в работе методов профильного анализа: классического метода Вильямсона–Холла (ВХ); классического метода с поправкой на модуль упругости (BXE_{hkl}); модифицированного метода Вильямсона–Холла (мВХ); представлены результаты для направлений RD (а) и TD (б)

Fig. 5. The coefficient of determination for various peak profile analysis methods used in this study: the classical Williamson-Hall (WH) method; classical method corrected for the modulus of elasticity (WHE_{hkl}); modified Williamson-Hall (mWH) method. The results for RD (a) and TD (b) directions are presented

вых/винтовых дислокаций, а значения параметра β (уравнение (7)) напрямую связаны с формированием в материале дефектов упаковки и двойников. На рост числа двойников и дефектов упаковки указывает повышение значений параметра β . Вместе с этим снижение значений параметра q свидетельствует о понижении относительной доли краевых дислокаций.

На рис. 6 представлены результаты анализа плотности дислокаций и параметра β в зависимости от степени пластической деформации, а также их взаимосвязь с измеренными значениями микротвердости. Видно, что пластическая деформация приводит к существенному росту числа двойников и дефектов упаковки. Значения параметра β возрастают более чем на порядок при росте степени обжатия до 60 %. Дальнейшее повышение степени деформации приведет к небольшому снижению числа дефектов данного типа. Эффект роста числа двойников и дефектов упаковки в процессе холодной пластической деформации является известным и хорошо изучен для многих высокоэнтропийных сплавов с гранцентрированной кубической решеткой [20, 21, 22], а последний этап – этап снижения – по всей видимости связан с насыщением структуры де-

фектами данного типа и изменениями, происходящими в дислокационной структуре материала. Так, видно, что на этапе повышения степени деформации до 60 % для материала характерно в основном присутствие винтовых дислокаций, а дальнейшее повышение степени деформации приводит к снижению доли дефектов данного типа. Эффект доминирования винтовых дислокаций при относительно низких степенях деформации был продемонстрирован в работе Schafner с соавторами на примере технической меди, подвергнутой деформации по схеме равноканального углового прессования [23]. Согласно полученным результатам рост степени деформации приводит к постепенному снижению доли винтовых и повышению доли краевых дислокаций. Подобный эффект также наблюдался и при исследовании дислокационной структуры алюминиевого сплава Al-5,9Mg-0,3Sc-0,18Zr, обладающего ГЦК-кристаллической решеткой [24]. Данный сплав был продеформирован по схеме кручения под высоким давлением, и повышение числа оборотов с 0,5 до 5 привело к снижению доли винтовых дислокаций в системе с 30 до 8 %.

Полученные результаты исследований микроструктуры хорошо коррелируют со значе-

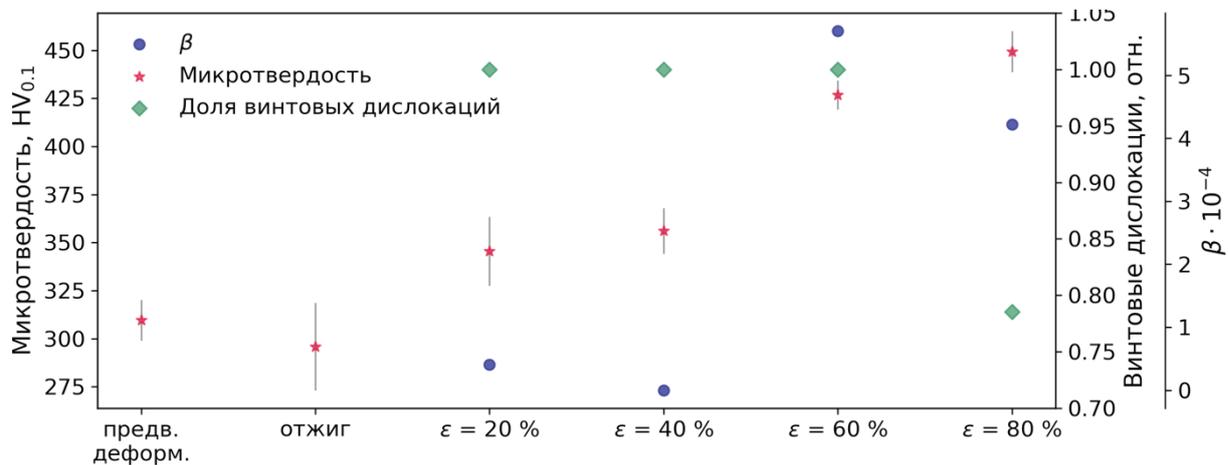


Рис. 6. Относительная доля краевых дислокаций, параметр β, микротвердость сплава Al_{0,3}CoCrFeNi в зависимости от степени обжатия при прокатке

Fig. 6. Relative fraction of edge dislocations, parameter β and microhardness of the Al_{0,3}CoCrFeNi alloy during cold rolling

ниями микротвердости. Из рис. 6 следует, что рост степени деформации приводит существенному повышению данного параметра. Можно отметить, что сплав Al_{0,3}CoCrFeNi обладает высокой способностью к деформационному упрочнению.

Выводы

1. На примере высокоэнтропийного сплава Al_{0,3}CoCrFeNi были показаны возможности методов профильного анализа для оценки дефектов кристаллической структуры. Ввиду наличия внутренних напряжений, связанных с природой ВЭС, учет инструментального вклада целесообразно проводить с использованием предварительно подготовленного отожжённого сплава того же состава, что и исследуемые образцы.

2. Анизотропия упругих свойств, характерная для сплава Al_{0,3}CoCrFeNi, приводит к появлению ошибки при аппроксимации результатов с использованием классического метода Вильямсона–Холла. Введение дополнительных поправок является эффективным способом снижения ошибки линейной аппроксимации.

3. Наименьшая ошибка аппроксимации характерна для модифицированного метода Вильямсона–Холла. Использование данного метода позволяет получить наиболее достоверные результаты, касающиеся дефектного строения сплава Al_{0,3}CoCrFeNi.

4. Пластическая деформация методом холодной прокатки приводит к росту количества де-

фектов упаковки и двойников. Вплоть до степени деформации 60 % в структуре сплава доминируют винтовые дислокации, а рост доли краевых дислокаций происходит только при повышении степени деформации до 80 %. Такая динамика дефектов кристаллического строения хорошо согласуется с данными, предоставленными в литературных источниках. Сплав Al_{0,3}CoCrFeNi отличается высокой склонностью к деформационному упрочнению.

Список литературы

1. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода / З.Б. Батаева, А.А. Руктуев, И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.А. Батаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 116–146. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. High-pressure induced phase transitions in high-entropy alloys: a review / F. Zhang, H. Lou, B. Cheng, Z. Zeng, Q. Zeng // *Entropy*. – 2019. – Vol. 21 (3). – DOI: 10.3390/e21030239.
3. Wang W.R., Wang W.L., Yeh J.W. Phases, microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys at elevated temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 589. – P. 143–152. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.084.
4. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys / W.R. Wang, W.L. Wang, S.C. Wang, Y.C. Tsai, C.H. Lai, J.W. Yeh // *Intermetallics*. – 2012. – Vol. 26. – P. 44–51. – DOI: 10.1016/j.intermet.2012.03.005.
5. Structure and properties of high-entropy alloys / V.E. Gromov, S.V. Konovalov, Yu.F. Ivanov,



K.A. Osintsev. – Berlin: Springer, 2021. – 110 p. – (Advanced Structured Materials; vol. 107).

6. Hardening of an Al_{0.3}CoCrFeNi high entropy alloy via high-pressure torsion and thermal annealing / Q.H. Tang, Y. Huang, Y.Y. Huang, X.Z. Liao, T.G. Langdon, P.Q. Dai // *Materials Letters*. – 2015. – Vol. 151. – P. 126–129. – DOI: 10.1016/j.matlet.2015.03.066.

7. Sourav A., Yebaji S., Thangaraju S. Structure-property relationships in hot forged Al_xCoCrFeNi high entropy alloys // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 793. – P. 139–877. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139877.

8. The BCC/B2 morphologies in Al_xNiCoFeCr high-entropy alloys / Y. Ma, B. Jiang, C. Li, Q. Wang, C. Dong, P.K. Liaw, F. Xu, L. Sun // *Metals*. – 2017. – Vol. 7 (2). – DOI: 10.3390/met7020057.

9. The effects of annealing at different temperatures on microstructure and mechanical properties of cold-rolled Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy / Z. Zhu, T. Yang, R. Shi, X. Quan, J. Zhang, R. Qiu, B. Song, Q. Liu // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (6). – DOI: 10.3390/met11060940.

10. The fast azimuthal integration Python library: pyFAI / G., Ashiotis, A. Deschildre, Z. Nawaz, J.P. Wright, D. Karkoulis, F.E. Picca, J. Kieffer // *Journal of Applied Crystallography*. – 2015. – Vol. 48 (2). – P. 510–519.

11. Forouzanmehr N., Nili M., Bönisch M. The analysis of severely deformed pure Fe structure aided by X-ray diffraction profile // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117 (6). – P. 624–633. – DOI: 10.1134/S0031918X16060077.

12. Dislocation structure in different texture components determined by neutron diffraction line profile analysis in a highly textured Zircaloy-2 rolled plate / T. Ungár, T.M. Holden, B. Jóni, B. Clausen, L. Balogh, G. Csizsár, D.W. Brown // *Journal of Applied Crystallography*. – 2015. – Vol. 48. – P. 409–417. – DOI: 10.1107/S160057671500133.

13. Gubicza J. X-ray line profile analysis in materials science. – Hershey, PA: Engineering Science Reference, an imprint of IGI global, 2014. – 343 p.

14. Dislocations, grain size and planar faults in nanostructured copper determined by high resolution X-ray diffraction and a new procedure of peak profile analysis / T. Ungár, S. Ott, P.G. Sanders, A. Borbély, J.R. Weertman // *Acta Materialia*. – 1998. – Vol. 46, N 10. – P. 3693–3699.

15. Application of different diffraction peak profile analysis methods to study the structure evolu-

tion of cold-rolled hexagonal α -titanium / I.V. Ivanov, D.V. Lazurenko, A. Stark, F. Pyczak, A. Thömmes, I.A. Bataev // *Metals and Materials International*. – 2020. – Vol. 26 (1). – P. 83–93. – DOI: 10.1007/s12540-019-00309-z.

16. The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice / T. Ungár, I. Dragomir, Á. Révész, A. Borbély // *Journal of Applied Crystallography*. – 1999. – Vol. 32 (5). – P. 992–1002.

17. Ungár T., Borbély A. The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: a new approach to line profile analysis // *Applied Physics Letters*. – 1996. – Vol. 69 (21). – P. 3173–3175.

18. Dragomir I.C., Ungár T. Contrast factors of dislocations in the hexagonal crystal system // *Journal of Applied Crystallography*. – 2002. – Vol. 35 (5). – P. 556–564.

19. Ungár T. Dislocation model of strain anisotropy // *Powder Diffraction*. – 2008. – Vol. 23 (2). – P. 125–132. – DOI: 10.1154/1.2918549.

20. Effects of solute concentration on the stacking fault energy in copper alloys at finite temperatures / Q.Q. Shao, L.H. Liu, T.W. Fan, D.W. Yuan, J.H. Chen // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 726. – P. 601–607.

21. Phase transformation assisted twinning in a face-centered-cubic FeCrNiCoAl_{0.36} high entropy alloy / P. Yu, R. Feng, J. Du, S. Shinzato, J.P. Chou, B. Chen, Y.C. Lo, P.K. Liaw, S. Ogata, A. Hu // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 181. – P. 491–500. – DOI: 10.1016/j.actamat.2019.10.012.

22. High-velocity deformation of Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy: Remarkable resistance to shear failure / Z. Li, S. Zhao, H. Diao, P.K. Liaw, M.A. Meyers // *Scientific Reports*. – 2017. – Art. 42742. – P. 1–8. – DOI: 10.1038/srep42742.

23. Schafner E., Zehetbauer M., Ungár T. Measurement of screw and edge dislocation density by means of X-ray Bragg profile analysis // *Materials Science and Engineering A*. – 2001. – Vol. 321. – P. 220–223. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)00979-0.

24. X-ray diffraction study on the microstructure of an Al-Mg-Sc-Zr alloy deformed by high-pressure torsion / D. Fátay, E. Bastarash, K. Nyilas, S. Dobatkin, J. Gubicza, T. Ungár // *Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques*. – 2003. – Vol. 94 (7). – P. 842–847. – DOI: 10.3139/146.030842.

Конфликт интересов

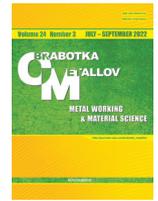
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 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



Comparison of approaches based on the Williamson-Hall method for analyzing the structure of an $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high-entropy alloy after cold deformation

Ivan Ivanov^{1, a, *}, Daria Safarova^{1, b}, Zinaida Bataeva^{2, c}, Ivan Bataev^{1, d}

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

² Siberian State University of water transport, 33 Schetinkina str., Novosibirsk, 630099, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-5021-0098>, i.ivanov@corp.nstu.ru, ^b <https://orcid.org/0000-0002-2811-8292>, safarova10ab@mail.ru,

^c <https://orcid.org/0000-0001-5027-6193>, bataevazb@ngs.ru, ^d <https://orcid.org/0000-0003-2871-0269>, i.bataev@corp.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 June 2022

Revised: 29 June 2022

Accepted: 05 July 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

High-entropy alloys

$Al_{0.3}CoCrFeNi$,

Plastic deformation

Cold rolling

Synchrotron X-ray diffraction

Peak profile analysis

Microhardness

Defect structure

Funding

This study was funded according to Russian Science Foundation research project No.20-73-10215 «In-situ study of the evolution of the dislocation structure of plastically deformed high-entropy alloys under high-pressures and temperatures using synchrotron radiation». Research was conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. High-entropy alloys (HEAs) belong to a new and promising class of materials that are attracting the attention of both scientists and engineers from all over the world. Among all alloys of the $Al_xCoCrFeNi$ system, HEAs with $x \leq 0.3$ attract special attention. Materials with this composition are characterized by the presence of only one phase with a face-centered cubic lattice (FCC). Such alloys have high ductility, excellent corrosion resistance and phase stability at high temperatures. **The purpose of this work** is to compare several methods of profile analysis on the example of plastically deformed ingots of a high-entropy $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy. **The methods of investigation.** Using several methods of profile analysis of X-ray diffraction patterns, the structures of the cold-worked high-entropy alloy $Al_{0.3}CoCrFeNi$ are studied. In addition to the classical *Williamson-Hall* method, the analysis was carried out using a modified one, as well as a method that takes into account the anisotropy of the elastic properties of the crystal lattice. **Research material.** Ingots of the high-entropy $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy deformed by cold rolling with a maximum reduction ratio of 80% were used as the object of the study. Samples were cut from the obtained blanks, which were studied by the method of synchrotron radiation diffraction according to the “transmission” scheme along two (longitudinal (RD) and transverse (TD)) directions of rolled products. **Results and discussion.** It is shown that the use of the classical *Williamson-Hall* method leads to a significant error in the approximation of experimental results. The modified *Williamson-Hall* method has the smallest approximation error and can be recommended for studying the $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy. An analysis of deformed samples using this method made it possible to reveal several features of the formation of defects in the crystalline structure, which are in good agreement with the classical concepts of the mechanisms of plastic deformation. First, an increase in the degree of deformation of the high-entropy $Al_{0.3}CoCrFeNi$ alloy leads to an almost uniform increase in the number of twins and stacking faults. Secondly, with an increase in the degree of reduction, there is a decrease in the fraction of edge dislocations and an increase in the fraction of screw dislocations in the material. The results obtained correlate well with the results of microhardness measurements.

For citation: Ivanov I.V., Safarova D.E., Bataeva Z.B., Bataev I.A. Comparison of approaches based on the Williamson–Hall method for analyzing the structure of an $Al_{0.3}CoCrFeNi$ high-entropy alloy after cold deformation. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 90–102. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-90-102. (In Russian).

* Corresponding author

Ivanov Ivan V., Ph.D. (Engineering)

Novosibirsk State Technical University,

20 Prospekt K. Marksa,

630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: 8 (383) 346-11-71, e-mail: i.ivanov@corp.nstu.ru

References

1. Bataeva Z.B., Ruktuev A.A., Ivanov I.V., Yurgin A.B., Bataev I.A. Obzor issledovaniy splavov, razrabotannykh na osnove entropiynogo podkhoda [Review of alloys developed using the entropy approach]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 2, pp. 116–146. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Zhang F., Lou H., Cheng B., Zeng Z., Zeng Q. High-pressure induced phase transitions in high-entropy alloys: a review. *Entropy*, 2019, vol. 21 (3). DOI: 10.3390/e21030239.
3. Wang W.R., Wang W.L., Yeh J.W. Phases, microstructure and mechanical properties of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys at elevated temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 589, pp. 143–152. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.084.
4. Wang W.R., Wang W.L., Wang S.C., Tsai Y.C., Lai C.H., Yeh J.W. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of Al_xCoCrFeNi high-entropy alloys. *Intermetallics*, 2012, vol. 26, pp. 44–51. DOI: 10.1016/j.intermet.2012.03.005.
5. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. *Structure and properties of high-entropy alloys*. Berlin, Springer, 2021. 110 p.
6. Tang Q.H., Huang Y., Huang Y.Y., Liao X.Z., Langdon T.G., Dai P.Q. Hardening of an Al_{0.3}CoCrFeNi high entropy alloy via high-pressure torsion and thermal annealing. *Materials Letters*, 2015, vol. 151, pp. 126–129. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.03.066.
7. Sourav A., Yebaji S., Thangaraju S. Structure-property relationships in hot forged Al_xCoCrFeNi high entropy alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 793, pp. 139–877. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139877.
8. Ma Y., Jiang B., Li C., Wang Q., Dong C., Liaw P.K., Xu F., Sun L. The BCC/B2 morphologies in Al_xNiCoFe-Cr high-entropy alloys. *Metals*, 2017, vol. 7 (2). DOI: 10.3390/met7020057.
9. Zhu Z., Yang T., Shi R., Quan X., Zhang J., Qiu R., Song B., Liu Q. The effects of annealing at different temperatures on microstructure and mechanical properties of cold-rolled Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy. *Metals*, 2021, vol. 11 (6). DOI: 10.3390/met11060940.
10. Ashiotis G., Deschildre A., Nawaz Z., Wright J.P., Karkoulis D., Picca F.E., Kieffer J. The fast azimuthal integration Python library: pyFAI. *Journal of Applied Crystallography*, 2015, vol. 48 (2), pp. 510–519.
11. Forouzanmehr N., Nili M., Bönisch M. The analysis of severely deformed pure Fe structure aided by X-ray diffraction profile. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117 (6), pp. 624–633. DOI: 10.1134/S0031918X16060077.
12. Ungár T., Holden T.M., Jóni B., Clausen B., Balogh L., Csiszár G., Brown D.W. Dislocation structure in different texture components determined by neutron diffraction line profile analysis in a highly textured Zircaloy-2 rolled plate. *Journal of Applied Crystallography*, 2015, vol. 48, pp. 409–417. DOI: 10.1107/S160057671500133.
13. Gubicza J. *X-ray line profile analysis in materials science*. Hershey, PA, Engineering Science Reference, an imprint of IGI global, 2014. 343 p.
14. Ungár T., Ott S., Sanders P.G., Borbély A., Weertman J.R. Dislocations, grain size and planar faults in nanostructured copper determined by high resolution X-ray diffraction and a new procedure of peak profile analysis. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, no. 10, pp. 3693–3699.
15. Ivanov I.V., Lazurenko D.V., Stark A., Pyczak F., Thömmes A., Bataev I.A. Application of different diffraction peak profile analysis methods to study the structure evolution of cold-rolled hexagonal α -titanium. *Metals and Materials International*, 2020, vol. 26 (1), pp. 83–93. DOI: 10.1007/s12540-019-00309-z.
16. Ungár T., Dragomir I., Révész Á., Borbély A. The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice. *Journal of Applied Crystallography*, 1999, vol. 32, pp. 992–1002.
17. Ungár T., Borbély A. The effect of dislocation contrast on x-ray line broadening: a new approach to line profile analysis. *Applied Physics Letters*, 1996, vol. 69 (21), pp. 3173–3175.
18. Dragomir I.C., Ungár T. Contrast factors of dislocations in the hexagonal crystal system. *Journal of Applied Crystallography*, 2002, vol. 35 (5), pp. 556–564.
19. Ungár T. Dislocation model of strain anisotropy. *Powder Diffraction*, 2008, vol. 23 (2), pp. 125–132. DOI: 10.1154/1.2918549.
20. Shao Q.Q., Liu L.H., Fan T.W., Yuan D.W., Chen J.H. Effects of solute concentration on the stacking fault energy in copper alloys at finite temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 726, pp. 601–607.
21. Yu P., Feng R., Du J., Shinzato S., Chou J.P., Chen B., Lo Y.C., Liaw P.K., Ogata S., Hu A. Phase transformation assisted twinning in a face-centered-cubic FeCrNiCoAl_{0.36} high entropy alloy. *Acta Materialia*, 2019, vol. 181, pp. 491–500. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.10.012.

22. Li Z., Zhao S., Diao H., Liaw P.K., Meyers M.A. High-velocity deformation of Al_{0.3}CoCrFeNi high-entropy alloy: Remarkable resistance to shear failure. *Scientific Reports*, 2017, art. 42742, pp. 1–8. DOI: 10.1038/srep42742.

23. Schafner E., Zehetbauer M., Ungár T. Measurement of screw and edge dislocation density by means of X-ray Bragg profile analysis. *Materials Science and Engineering A*, 2001, vol. 321, pp. 220–223. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)00979-0.

24. Fátay D., Bastarash E., Nyilas K., Dobatkin S., Gubicza J., Ungár T. X-ray diffraction study on the microstructure of an Al-Mg-Sc-Zr alloy deformed by high-pressure torsion. *Zeitschrift Fuer Metallkunde = Materials Research and Advanced Techniques*, 2003, vol. 94 (7), pp. 842–847. DOI: 10.3139/146.030842.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2022 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Структурные особенности и технология получения легких броневых композиционных материалов с механизмом локализации хрупких трещин

Дмитрий Крюков*

Пензенский государственный университет, ул. Красная, 40, г. Пенза, 440028, Россия

<https://orcid.org/0000-0003-0393-9550>, dabbkk@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 531.58: 621.791.13

История статьи:

Поступила: 04 июля 2022
Рецензирование: 13 июля 2022
Принята к печати: 21 июля 2022
Доступно онлайн: 15 сентября 2022

Ключевые слова:

Композиционный металлический материал
Сварка взрывом
Армирование
Трещиностойкость
Пулестойкость

Благодарности:

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034).

АННОТАЦИЯ

Введение. Традиционно используемые в изделиях вооружений военной и специальной техники монометаллические брони имеют ряд ключевых недостатков, оказывающих существенное влияние на тактико-технические характеристики изделий, а именно существенный вес и толщину. При этом широко используемые в последнее время в качестве альтернативного варианта композиционные неметаллические брони, в свою очередь, не способны выдерживать множественные попадания в локальные области конструкции вследствие полного своего разрушения или расслоения. **Цель работы:** разработка технологии получения нового класса многослойных металлических бронематериалов на основе легких металлов и сплавов сваркой взрывом, сочетающих в себе высокие показатели пулестойкости и конструкционной прочности наряду с низким удельным весом. **В работе представлена** новая схема армирования композита с применением технологии сварки взрывом, позволяющая локализовать развитие хрупких трещин по межслойным границам при внешнем баллистическом воздействии на объект. **Результаты и обсуждение.** Сваркой взрывом получен армированный композиционный материал на основе сплавов титана и алюминия. Определены рациональные режимы ударно-волнового нагружения, обеспечивающие получение композиционного материала требуемого качества, проведена оценка прочности композита. С целью улучшения тактико-технических характеристик композита было предложено формирование в его структуре высокотвердых интерметаллических слоев за счет термической обработки. Определены рациональные режимы высокотемпературного отжига, обеспечивающие формирование интерметаллических слоев заданной толщины в структуре композита. Изучен фазовый состав прослоек интерметаллида. Исследованы структурные особенности композиционного материала. Описан механизм локализации хрупких трещин в структуре композита при баллистическом воздействии на него.

Для цитирования: Крюков Д.Б. Структурные особенности и технология получения легких броневых композиционных материалов с механизмом локализации хрупких трещин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 103–111. – DOI:10.17212/1994-6309-2022-24.3-103-111.

Введение

Традиционно используемые в системах бронирования сталь и композиционные материалы имеют свои узко специфические области применения. Бронированные изделия из высокопрочной стали давно зарекомендовали себя в качестве основы для тяжелой бронетехники, тогда

как брони на основе композиционных материалов широко используются для легких бронемашин, авиационной техники, боевых роботов и средств индивидуальной защиты [1–4].

Композиционные материалы чаще всего применяются в тех случаях, где масса бронирования имеет критическое значение. По мнению ряда экспертов [5–8], при замене моностали на композит можно достичь снижения массы изделия примерно в два раза, что, в свою очередь, позволит повысить снаряженность и улучшить тактико-технические характеристики машины или изделия.

*Адрес для переписки

Крюков Дмитрий Борисович, к.т.н., доцент
Пензенский государственный университет,
ул. Красная, 40,
440028, г. Пенза, Россия
Тел.: 8 (8412) 666 262, e-mail: dabbkk@yandex.ru

На сегодняшний день, в качестве основы для легких композиционных броней широко используют армидные, угле- и стекловолокна, керамику, а также полиэтилен с комплексом различных связующих материалов. При этом технология изготовления бронезащитных элементов на основе таких материалов требует применения достаточно сложных технических решений и дорогостоящего оборудования. Сами бронезащитные элементы на основе вышеуказанных композитов, имеющие сопоставимые с монометаллическими бронями баллистические характеристики, не выдерживают конкуренции с ними по требованию многоударности, т. е. не способны выдерживать множественные попадания в локальные области вследствие полного разрушения или расслоения [7, 9, 14–16]. Разработка нового класса композиционных броневых материалов, сочетающих в себе высокие показатели пулестойкости и конструкционной прочности наряду с низким удельным весом, является актуальной задачей.

На кафедре «Сварочное, литейное производство и материаловедение» ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет» разработана не имеющая аналогов уникальная технология изготовления армированных композиционных броневых материалов на основе легких металлов и сплавов [10, 11]. В качестве металлической основы данных материалов предложено использование броневых алюминиевых сплавов (В95), а в качестве армирующих слоев – титанового сплава (ВТ1–0).

Металлический композит изготавливается с применением технологии сварки взрывом, которая позволяет получать качественные сварные соединения из материалов и сплавов, не свариваемых традиционными способами, к которым относят вышеуказанные материалы. Неразъемные металлические соединения, получаемые технологией сварки взрывом, формируются на межатомном уровне без существенного теплового вложения в зону контакта материалов. При этом прочность самого сварного соединения выше прочности наименее прочного металла композиции [19].

Цель данной работы – разработка технологии получения нового класса многослойных металлических бронематериалов на основе легких металлов и сплавов сваркой взрывом, сочетающих в себе высокие показатели пулестойкости

и конструкционной прочности наряду с низким удельным весом. Это позволит существенно улучшить тактико-технические характеристики бронированной техники и изделий специального назначения.

Задачи исследования – разработка новой схемы армирования композиционных металлических материалов на основе легких металлов и сплавов, определение рациональных режимов ударно-волнового нагружения, обеспечивающих получение композиционного материала требуемого качества сваркой взрывом, описание механизма локализации хрупких трещин в структуре композита при баллистическом воздействии на него.

Методика исследований

В схеме армирования композиционного материала предусмотрено использование специальных перфорированных армирующих слоев, изготовленных из титанового сплава (рис. 1) [12].

Количество таких слоев в композите может составлять от двух и более. При этом перфорации располагаются в армирующих слоях таким образом, чтобы каждый последующий слой не совпадал по перфорациям с предыдущим и обеспечивал их перекрытие. Такой характер расположения перфораций в структуре композита не позволяет осуществить возможное сквозное прохождение через них баллистического объекта.

На основе анализа технологических схем получения сваркой взрывом композиционных металлических материалов для изготовления композиционного материала состава В95 + ВТ1–0 + В95 использовали плоскопараллельную схему сварки взрывом, представленную на рис. 2.

Толщины свариваемых листов композиционного материала (состава В95 + ВТ1–0 + В95 + ВТ1–0 + В95) имели 2 + 1 + 2 + 1 + 10 мм соответственно.

В качестве взрывчатого вещества для сварки взрывом использовали «Игданит» (смесь аммиачной селитры с дизельным топливом в соотношении 96:4). Сварку взрывом проводили в широком диапазоне скоростей точки контакта от 1800 до 2400 м/с.

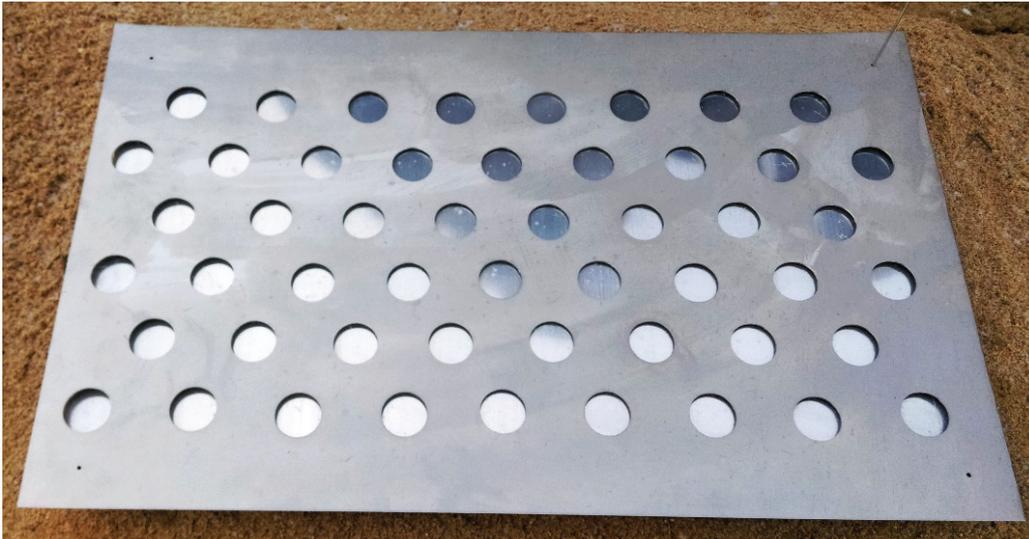


Рис. 1. Перфорированный армирующий слой

Fig. 1. Perforated reinforcing layer

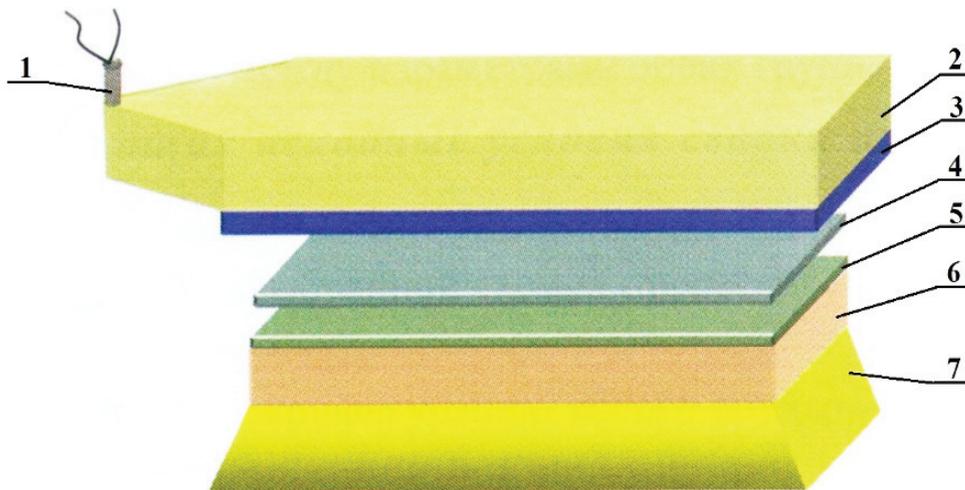


Рис. 2. Схема сварки взрывом:

1 – электродетонатор; 2 – контейнер с взрывчатым веществом; 3 – метаемая пластина;
4 – промежуточная пластина; 5 – неподвижная пластина; 6 – металлическое основание;
7 – грунт

Fig. 2. Explosive Welding Diagram:

1 – electric detonator; 2 – container with explosive substance; 3 – driver plate; 4 – intermediate plate; 5 – fixed plate; 6 – metal base; 7 – ground

Результаты и их обсуждение

По результатам визуально-измерительного и ультразвукового контроля качества сваренных образцов композиционного материала в качестве рационального режима сварки взрывом был выбран режим со следующими технологическими параметрами (высота взрывчатого вещества 55 мм, скорость точки контакта 2200 м/с, зазор между свариваемыми элементами 2 мм). Кри-

териями выбора рационального режима сварки взрывом служило отсутствие краевых и внутренних непроваров композита, а также внешнее состояние его поверхности. Так, в частности, результатами вышеуказанных методов контроля было установлено, что на режимах сварки взрывом со скоростью точки контакта менее 2200 м/с наблюдалось отсутствие сварки слоев в краевой области композита с частичной обрубкой металлических элементов. Состояние композита, сваренного

со скоростью точки контакта более 2200 м/с, характеризовалось частичным разрушением его поверхности с большим количеством внутренних зон непроваров слоев.

Анализ макроструктуры композита, сваренного на выбранном рациональном режиме, свидетельствует о высоком качестве соединения материала по межслойным границам, сварной шов композиционного материала по всем межслойным границам имеет преимущественно безволновой характер.

Внешний вид макроструктуры армированного композиционного материала после сварки взрывом показан на рис. 3.



Рис. 3. Макроструктура армированного композиционного материала на основе легких металлов и сплавов

Fig. 3. Macrostructure of reinforced composite material based on light metals and alloys

Роль перфораций в предложенном схемном решении заключается в формировании вязкого однородного слоя металлической основы матрицы композита на основе алюминиевого сплава, представляющего собой сварное соединение через перфорацию армирующего элемента. При контакте с баллистическим объектом 1 возникающие в нем хрупкие трещины, распространяясь от точки контакта 3 по межслойным границам композита 2, достигнув точки перехода от края перфорации к зоне сварки вязкой металлической основы матрицы композита 4, останавливаются на ней, и развитие хрупкой трещины прекращается. Это позволяет локализовать зону баллистического разрушения композиционной брони в пределах локальной зоны сварки слоев алюминия и титана 2, сохранив целостность конструкции изделия и его комплексную пулестойкость без обязательной замены новым бронезащитным элементом. Схема локализации хрупкой трещины в структуре композита при контакте баллистическим объектом представлена на рис. 4.

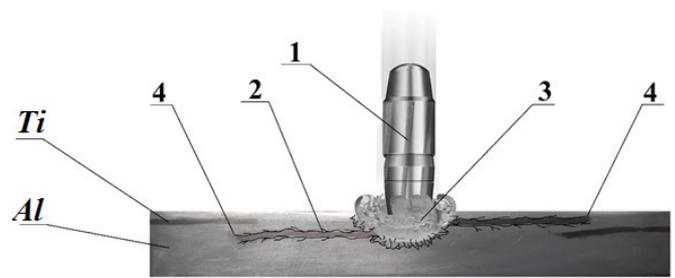


Рис. 4. Схема локализации хрупких трещин в структуре композита

Fig. 4. Diagram of brittle cracks localization in the composite structure

Помимо этого наличие тонких перфорированных слоев в структуре металлического композиционного материала также способствует повышению его прочностных показателей [17]. Оценку прочностных показателей и подготовку образцов для испытаний проводили по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 1497–84. Проведенный комплекс исследований показал, что наилучшим сочетанием физико-механических свойств, таких как прочность и относительное удлинение, обладают образцы, сваренные на выбранном рациональном режиме. Относительное удлинение для них составило от 3,1 до 3,7 %, а величина прочности находится в диапазоне от 570,2 до 594,1 МПа.

При условии, что прочность монометалла матрицы основы композита аналогичной толщины составила порядка 482,1...489,8 МПа, общее увеличение прочности композита по сравнению с ним составило 21,3 % [18, 20].

С целью улучшения тактико-технических характеристик, разрабатываемых композиционных броневых материалов на основе легких металлов и сплавов, авторами было предложено формирование в структуре композита высокопрочных интерметаллических слоев за счет термической обработки.

Интерметаллические слои формируются за счет взаимной термодиффузии металлов, входящих в состав композита на межслойных границах. Максимальная толщина интерметаллических слоев регулируется параметрами термической обработки, а именно температурой и временем выдержки при отжиге. Проведенный комплекс исследований позволил установить зависимость роста толщины прослоек интерметаллида от времени выдержки, результаты представлены на рис. 5.

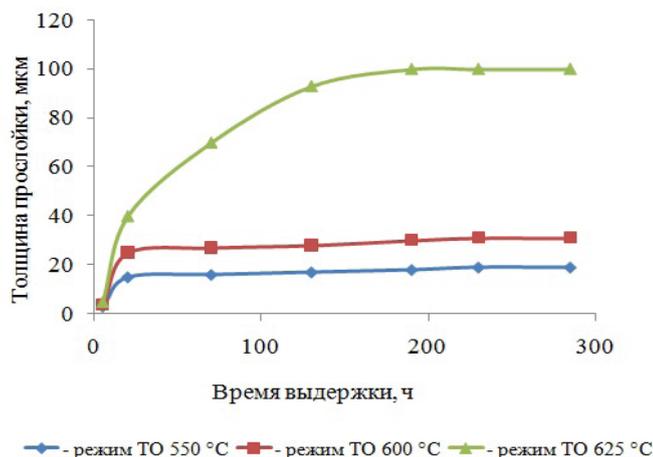


Рис. 5. Зависимость роста толщины прослойки интерметаллида от времени выдержки в печи

Fig. 5. Dependence of growth of intermetallide layer thickness on furnace holding time

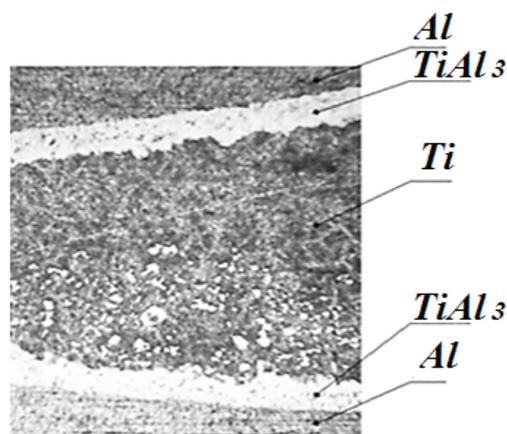
Анализ полученных данных свидетельствует, что максимальная толщина прослойки интерметаллида составляет порядка 90...100 мкм, при этом время выдержки при температуре 625 °C составляет порядка 300 часов.

Последующая более длительная выдержка материала в печи не приводит к росту интерметаллической прослойки, что по всей видимости связано с полным прекращением диффузионных процессов.

Формирование интерметаллических прослоек вдоль сварного шва композиционного бронематериала после термической обработки показано на рис. 6.

Рентгенофазовый анализ прослоек интерметаллида на дифрактометре ДРОН-3М показал их состав, соответствующий интерметаллиду $TiAl_3$ [13]. Фазовый состав композита в зависимости от времени выдержки в печи представлен на рис. 7.

Высокопрочные интерметаллические слои ($TiAl_3$) в структуре композиционной брони 2 способствуют разрушению баллистического объекта 1 на более мелкие части, что существенно снижает его кинетическую энергию, а высоковязкие алюминиевые слои композита эффективно удерживают в себе образовавшиеся осколки 5 баллистического объекта. Схема работы композиционной брони при наличии в ней интерметаллических слоев продемонстрирована на рис. 8.



x100

Рис. 6. Микроструктура армированного композиционного материала на основе легких металлов и сплавов после термической обработки

Fig. 6. Microstructure of reinforced composite material based on light metals and alloys after heat treatment

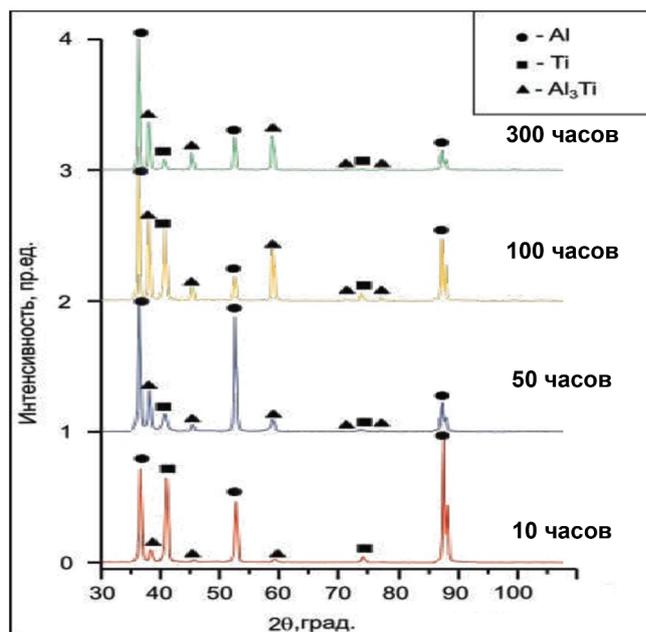


Рис. 7. Фазовый состав композита после отжига при температуре 625 °C с различным временем выдержки в печи

Fig. 7. The phase composition of the composite after annealing at a temperature of 625°C with different furnace holding time

Механизм локализации хрупких трещин в структуре композита с прослойками интерметаллида при баллистическом воздействии на него аналогичен описанному выше. При контакте с баллистическим объектом 1 возникающие в нем

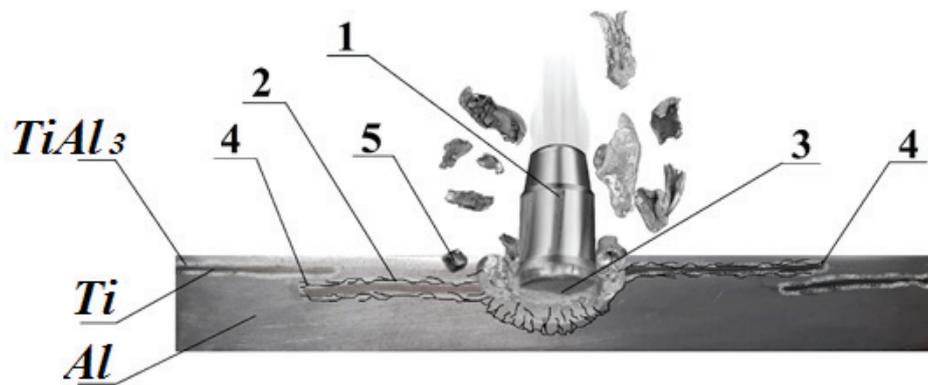


Рис. 8. Схема работы композиционной брони при наличии в ней интерметаллических слоев

Fig. 8. Diagram of composite armor operation in the presence of intermetallic layers in it

хрупкие трещины формируются и развиваются в основном в высокотвердых интерметаллических слоях 2, расположенных вдоль зоны соединения алюминия и титана. Распространяясь от точки контакта с баллистическим объектом 3 и достигнув точки перехода от края перфорации к зоне сварки вязкой металлической основы матрицы композита 4, трещины останавливаются на ней и их развитие прекращается (рис. 8).

Оценка прочности композита в состоянии после термической обработки показала ее увеличение в диапазоне от 610,7 до 633,8 МПа, однако при этом наблюдается незначительное снижение пластичности, характеризуемое относительным удлинением в диапазоне от 2,1 до 2,7 %.

Разработанные авторами работы прототипы новых композиционных броневых материалов на основе легких металлов и сплавов в ходе баллистических испытаний подтвердили высокий уровень заявленных авторами свойств и соответствие высокому классу защитной структуры СЗБ по ГОСТ Р 51112–97 и ГОСТ 34282–2017.

Выводы

1. Анализ научно-технической литературы показал, что традиционно используемые монометаллические брони имеют ряд ключевых недостатков, оказывающих влияние на тактико-технические характеристики изделий, а именно существенный вес и толщину. При этом отмечается, что композиционные неметаллические брони, в свою очередь, не способны выдержи-

вать множественные попадания в локальные области конструкции вследствие полного своего разрушения или расслоения.

2. Представлена новая схема армирования композита с применением технологии сварки взрывом, позволяющая локализовать развитие хрупких трещин по межслойным границам при внешнем баллистическом воздействии на объект.

3. Сваркой взрывом получен армированный композиционный материал на основе сплавов титана и алюминия. Определены рациональные режимы ударно-волнового нагружения, обеспечивающие получение композиционного материала требуемого качества, проведена оценка прочности композита. С целью улучшения тактико-технических характеристик композита было предложено формирование в его структуре высокотвердых интерметаллических слоев за счет термической обработки.

4. Определены рациональные режимы высокотемпературного отжига, обеспечивающие формирование интерметаллических слоев заданной толщины в структуре композита. Исследован фазовый состав прослоек интерметаллида. Описан механизм локализации хрупких трещин в структуре композита при баллистическом воздействии на него.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности предложенной схемы армирования композиционного материала с использованием сварки взрывом и изготовления на его основе новых типов бронематериалов для широкого комплекса изделий на их основе, сочетаю-

щих в себе высокие показатели пулестойкости и конструкционной прочности наряду с низким удельным весом.

Список литературы

1. Lightweight ballistic composites: military and law-enforcement applications / ed. by A. Bhatnagar. – 2nd ed. – Amsterdam [et. al.]: Woodhead Publishing is an imprint of Elsevier, 2016. – 482 p. – DOI: 10.1016/C2014-0-03657-X.

2. Patent № 0089597 US. Lightweight composite armor: publ. 26.04.2007 / Ma Z.D.

3. Patent № 6709736 US. Armored products made of fiber reinforced composite material with ceramic matrix: publ. 23.03.2004 / Gruber U., Heine M., Kienzle A., Nixdorf R.

4. Patent № 6314858 V1 US. Fiber reinforced ceramic matrix composite armor: publ. 13.11.2001 / Strasser T.E., Atmur S.D.

5. Advanced fibrous composite materials for ballistic protection / ed. by X. Chen. – 2nd ed. – Amsterdam [et. al.]: Woodhead Publishing is an imprint of Elsevier, 2016. – 548 p. – DOI: 10.1016/C2014-0-01733-9.

6. Lightweight composite structures in transport: design, manufacturing, analysis and performance / ed. by J. Njuguna. – Woodhead Publishing, 2016. – 474 p. – DOI: 10.1016/C2014-0-02646-9.

7. Ceramic armor and armor systems / ed. by E. Medvedovski. – John Wiley and Sons, 2012. – 200 p. – ISBN 111840680X. – ISBN 9781118406809.

8. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В.А. Григорян, И.Ф. Кобылкин, В.М. Маринин, Е.Н. Чистяков. – М.: РадиоСофт, 2008. – 406 с.

9. Hazell P.J., Roberson C.J., Moutinho M. The design of mosaic armour: the influence of tile size on ballistic performance // *Materials and Design*. – 2008. – Vol. 29. – P. 1497–1503.

10. Патент № 2606134 Российская Федерация. Способ получения композиционного материала: № 2015134788: заявл. 18.08.2015: опубл. 10.01.2017,

Бюл. № 16 / Первухин Л.Б., Казанцев С.Н., Крюков Д.Б., Чугунов С.Н., Кривенков А.О., Розен А.Е.

11. Kinetics of diffusion processes occurring in a composite titanium–aluminum material / L.B. Pervukhin, D.B. Kryukov, A.O. Krivenkov, S.N. Chugunov // *Metallurgist*. – 2017. – Vol. 60. – P. 1004–1007. – DOI: 10.1007/s11015-017-0399-7.

12. Григолюк Э.И., Фильштинский Э.И. Перфорированные пластины и оболочки. – М.: Наука, 1970. – 556 с.

13. Structural transformations and properties of titanium–aluminum composite during heat treatment / L.B. Pervukhin, D.B. Kryukov, A.O. Krivenkov, S.N. Chugunov // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – Vol. 118, N 8. – P. 759–763. – DOI: 10.1134/S0031918X17080105.

14. Rice R.W. Mechanical properties of ceramics and composites: grain and particle effects. – New York: Marcel Dekker, 2000. – 712 p.

15. Medvedovski E. Alumina ceramics for ballistic protection: Part 1 // *American Ceramic Society Bulletin*. – 2002. – Vol. 81, N 3. – P. 27–32.

16. Jiang D.T., Thomson K., Kuntz J.D. Effect of sintering temperature on a single-wall carbon nanotube-toughened alumina-based nanocomposite // *Scripta Materialia*. – 2007. – Vol. 56, N 11. – P. 959–962.

17. Development of new composite material reinforcement schemes based on intermetallic strengthening / L.B. Pervukhin, A.E. Rozen, D.B. Kryukov, A.O. Krivenkov, S.N. Chugunov // *Metallurgist*. – 2016. – Vol. 60. – P. 953–958. – DOI: 10.1007/s11015-017-0399-7.

18. Конструкционные материалы: справочник / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

19. Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д. Сварка взрывом. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.

20. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Липецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

Конфликт интересов

Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

© 2022 Автор. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>)



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Structural features and technology of light armor composite materials with mechanism of brittle cracks localization

*Dmitry Kryukov**

Penza State University, 40 Krasnaya st., Penza, 440028, Russian Federation

<https://orcid.org/0000-0003-0393-9550>, ddebkk@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 July 2022

Revised: 13 July 2022

Accepted: 21 July 2022

Available online: 15 September 2022

Keywords:

Composite metal material

Explosion welding

Reinforcement

Crack resistance

Bullet resistance

Acknowledgements

Research were partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials”.

ABSTRACT

Introduction. Monometallic armor traditionally used in military and special equipment armaments has a number of key disadvantages that have a significant impact on the tactical and technical characteristics of the products, namely, significant weight and thickness. At the same time, composite non-metallic armors, which have been widely used recently as an alternative, in turn, are not able to withstand multiple hits in local areas of the structure due to its complete destruction or delamination. **The purpose of the work:** to develop the technology of obtaining a new class of multilayer metal armor materials based on light metals and alloys by explosive welding, combining high indicators of bullet resistance and structural strength along with low specific gravity. **The work presents** a new scheme for reinforcing the composite using explosive welding technology, which allows localizing the development of brittle cracks along interlayer boundaries with external ballistic impact on the object. **Results and discussion.** Reinforced composite material based on titanium and aluminum alloys is obtained by explosive welding. Rational modes of shock-wave loading, which ensure production of composite material of required quality are determined; evaluation of strength of composite is carried out. In order to improve the tactical and technical characteristics of the composite, it was proposed to form high-solid intermetallic layers in its structure due to heat treatment. Rational modes of high-temperature annealing are defined, which ensure formation of intermetallic layers of preset thickness in composite structure. The phase composition of intermetallic pro-layers is studied. Structural features of the composite material are investigated. Mechanism of brittle cracks localization in composite structure at ballistic impact on it is described.

For citation: Kryukov D.B. Structural features and technology of light armor composite materials with mechanism of brittle cracks localization. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 103–111. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-103-111. (In Russian).

References

1. Bhatnagar A., ed. *Lightweight ballistic composites: military and law-enforcement applications*. 2nd ed. Amsterdam, Woodhead Publishing is an imprint of Elsevier, 2016. 482 p. DOI: 10.1016/C2014-0-03657-X.
2. Ma Z.D. *Lightweight composite armor*. Patent US, no. 0089597, 2007.
3. Gruber U., Heine M., Kienzle A., Nixdorf R. *Armored products made of fiber reinforced composite material with ceramic matrix*. Patent US, no. 6709736, 2004.
4. Strasser T.E., Atmur S.D. *Fiber reinforced ceramic matrix composite armor*. Patent US, no. 6314858 V1, 2001.
5. Chen X., ed. *Advanced fibrous composite materials for ballistic protection*. 2nd ed. Amsterdam, Woodhead Publishing is an imprint of Elsevier, 2016. 548 p. DOI: 10.1016/C2014-0-01733-9.
6. *Lightweight Composite Structures in Transport. Design, Manufacturing, Analysis and Performance* / James Njuguna // Woodhead Publishing. – 2016. – P. 474. – DOI: 10.1016/C2014-0-02646-9

* Corresponding author

Kryukov Dmitry B., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Penza State University
40 Krasnaya st.,
440028 Penza, Russian Federation
Tel.: 8 (8412) 666 262, e-mail: ddebkk@yandex.ru

7. Medvedovski E., ed. *Ceramic armor and armor systems*. John Wiley and Sons, 2012. 200 p. ISBN 111840680X. ISBN 9781118406809.
8. Grigoryan V.A., Kobylkin I.F., Marinin V.M., Chistyakov E.N. *Materialy i zashchitnye struktury dlya lokal'nogo i individual'nogo bronirovaniya* [Materials and protective structures for local and individual reservation]. Moscow, RadioSoft Publ., 2008. 406 p.
9. Hazell P.J., Roberson C.J., Moutinho M. The design of mosaic armour: the influence of tile size on ballistic performance. *Materials and Design*, 2008, vol. 29, pp. 1497–1503.
10. Pervukhin L.B., Kazantsev S.N., Kryukov D.B., Chugunov S.N., Krivenkov A.O., Rozen A.E. *Sposob polucheniya kompozitsionnogo materiala* [Method of producing composite material]. Patent RF, no. 2606134, 2017.
11. Pervukhin L.B., Kryukov D.B., Krivenkov A.O., Chugunov S.N. Kinetics of diffusion processes occurring in a composite titanium–aluminum material. *Metallurgist*, 2017, vol. 60, pp. 1004–1007. DOI: 10.1007/s11015-017-0399-7.
12. Grigolyuk E.I., Fil'shtinskii E.I. *Perforirovannye plastiny i obolochki* [Perforated plates and shells]. Moscow, Nauka Publ., 1970. 556 p.
13. Pervukhin L.B., Kryukov D.B., Krivenkov A.O., Chugunov S.N. Structural transformations and properties of titanium–aluminum composite during heat treatment. *Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 8, pp. 759–763. DOI: 10.1134/S0031918X17080105.
14. Rice R.W. *Mechanical properties of ceramics and composites: grain and particle effects*. New York, Marcel Dekker, 2000. 712 p.
15. Medvedovski E. Alumina ceramics for ballistic protection: Part 1. *American Ceramic Society Bulletin*, 2002, vol. 81, no. 3, pp. 27–32.
16. Jiang D.T., Thomson K., Kuntz J.D. Effect of sintering temperature on a single-wall carbon nanotube-toughened alumina-based nanocomposite. *Scripta Materialia*, 2007, vol. 56, no. 11, pp. 959–962.
17. Pervukhin L.B., Rozen A.E., Kryukov D.B., Krivenkov A.O., Chugunov S.N. Development of new composite material reinforcement schemes based on intermetallic strengthening. *Metallurgist*, 2016, vol. 60, pp. 953–958. DOI: 10.1007/s11015-017-0399-7.
18. Arzamasov B.N., ed. *Konstruktsionnye materialy* [Structural materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 688 p.
19. Konon Yu.A., Pervukhin L.B., Chudnovskii A.D. *Svarka vzryvom* [Explosion welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1987. 216 p.
20. Livshits B.G., Kraposhin V.S., Lipetskii Ya.L. *Fizicheskie svoistva metallov i splavov* [Physical properties of metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 320 p.

Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2022 The Author. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые *Авторы*, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Металловедение (по отраслям). **Изданию имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!**

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD (Introduction, Methods, Results And Discussion)*:**

- Введение (*Introduction*);
- Методы / Методика исследований (*Methods*);
- Результаты (*Results*);
- Обсуждение (*Discussion*);
- Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, автор (все соавторы) должен быть [зарегистрирован на сайте журнала](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration) http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Важно: работа должна поступить не позже, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. **Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.**

Рукопись статьи готовится в соответствии с **правилами оформления** в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированный лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию».**

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается **авторский лицензионный договор**.

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Правила оформления рукописи

«**Правила оформления**» (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Просим внимательно ознакомиться со всеми пунктами, представленными в данном разделе.

При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Аффилиация авторов

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов). Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов **ОБЯЗАТЕЛЬНО** указываются его уникальный идентификационный код **ORCID** (Open Researcher and Contributor ID), РИНЦ AuthorID и электронная почта. Если отсутствует **ORCID**, то необходимо пройти по ссылке [https://orcid.org/](https://orcid.org) и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

После регистрации **ORCID** необходимо **ОТРЕДАКТИРОВАТЬ СВОИ ПЕРСОНАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ В ДАННОМ ПРОФИЛЕ («пустой» профиль ORCID'а не допустим!)**. При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID'е использовать латинский алфавит, а не кириллицу!!!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружили такие ошибки – обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ у публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

АННОТАЦИЯ к статье должна быть: информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: *обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.*

В аннотации Вы должны выдержать структуру **IMRAD** и **четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии)** соответствующие разделы: **Introduction** (введение); **Methods** (методы); **Results And Discussion** (результаты и обсуждения) (см. пример).

Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!

Пример структурированной аннотации

• На русском языке

Введение. Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. **Цель работы:** изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. **В работе исследованы** сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °С) и отрицательных (-45 °С) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения, относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтверждён эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до -45 °С). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

• На английском языке

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the develop-

ment of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rate of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

ВВЕДЕНИЕ / Introduction

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа) (1,5 - 2 страницы). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей статье. В связи с этим в данном разделе следует представить достаточно информированный (с равномерно распределенными ссылками на источники) литературный обзор по состоянию обозначенной проблемы. В конце раздела «**Введение**» формулируются **цель работы** и **обозначаются задачи**, решение которых позволит достичь поставленной цели. Не нужно в данном разделе говорить о конкретном результате, поскольку в структуре статьи есть соответствующий раздел.

МЕТОДЫ (МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ) / Methods

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по ГОСТ.

При проведении испытаний приводится следующая информация. 1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда. 2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и т. д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / Results And Discussion

Это 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).

Вышеперечисленные рекомендации актуальны также и для теоретической и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного эле-

мента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно для того, чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без попытки выявить причинно-следственные связи не украшает работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел, для того чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Данный раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / Conclusion

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисуночная подпись (на **русском и на английском языке!**). Шрифты на рисунках должны быть увеличены и приведены к единообразию. Уважаемые авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является полноцветным печатным изданием. В вашей работе присутствуют рисунки, которые (для повышения наглядности) рекомендуется делать цветными.

Название таблиц (как и внутреннее содержание) должно быть как на русском, так и на английском языках! (см. «**Правила оформления**»)

Математические формулы: сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны **только в редакторе формул Microsoft Equation 3.0!**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / References

Список цитируемой литературы включает источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации. Количество литературных ссылок должно быть **не менее 20** с большей (**более 50 %**) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать оче-

редности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать 15–17 %. Если работа была издана и на русском и на английском (или других) языках, то в списке литературы и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (ГОСТ 7.0.5–2008) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>) или (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

Если статья имеет DOI – обязательно указать его! Если книга имеет ISBN – обязательно указать его!

Обратите внимание на правила оформления русскоязычных источников в **англоязычном блоке статьи (в References)**.

Финансирование

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Конфликт интересов

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

Уважаемые Авторы, журнал «*Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)*» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОМНАДЗОРе и, начиная с 2021 г., перешёл на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. **После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)», авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык** (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. **Внимание!** Англоязычный вариант статьи необходимо прислать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of *IMRAD* (**I**ntroduction, **M**ethods, **R**esults, **D**iscussion, **C**onclusion).

Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be [signed up for the journal website](#). The author (one of the co-authors) in his office selects the “Submit a paper” in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

Important: The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

Schedule of the journal publication during the year

<i>Issue</i>	<i>Publication (month, date)</i>
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in *.doc, *.docx format.

The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal's website in the "Submit Paper" section in *.pdf, *.jpg, *.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the "Send to the Editor" button.

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeebea.

When a manuscript is accepted for publication, an **author's license agreement** is additionally sent to the postal address of the editorial office.

All manuscripts are reviewed. There is no fee for publishing manuscripts.

Paper submission guidelines:

See the section "Paper Submission guidelines" (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Authors affiliation

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link <https://orcid.org/> and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE ("**an empty**" **ORCID profile is not allowed!**). When uploading papers, give preference to English-language sources. **It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!**; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

A huge request to all authors is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. **Attention!** When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!

The scientific paper should have the structure of **IMRAD** (**Introduction, Methods, Results and Discussion**):

- *Title*;
- *Abstract*;
- *Introduction*;
- *Methods*;
- *Results*;
- *Discussion*;

- *Conclusion*;
- *Acknowledgements / Funding*;
- *References*.

Abstract

Paper **abstract** should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see examples in the section “Paper Submission guidelines”). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: *the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions*.

In the abstract, you should adhere to the structure of **IMRAD** and **clearly indicate in the text (for both Russian and English versions)** the corresponding sections: **Introduction; Methods; Results and Discussion** (*see an example*).

The volume of the abstract in English should be at least 250 words!

An example of a structured abstract:

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (-45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

Introduction

The “**Introduction**” section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the “**Introduction**” section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

METHODS / METHODS OF RESEARCH

Theory (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained).

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc .; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

RESULTS AND ITS DISCUSSION

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

Discussion

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the "Introduction" section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

CONCLUSION / CONCLUSIONS

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

Graphics quality!

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (**in Russian and in English!**). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material

Science” is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

The tables’ headings (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see “Paper Submission guidelines”)

Mathematical formulas: complex and multi-line formulas should be typed **entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0!**

References.

The list of cited literature includes sources containing materials that the author used when writing the paper, and is drawn up according to the samples below. The composition of literary sources should reflect the state of scientific research in different countries in the problem area under consideration. Links should be available to the scientific community, so the DOI of the publication is desirable. The number of references should be **at least 20** with **more than 50 %** of foreign sources. References in the text are given in square brackets, for example [1] or [2-5]. The numbering of sources should correspond to the order of references to it in the text. Links to extended abstract of dissertation and dissertations are allowed if its available electronic versions are available. References to textbooks, teaching aids, monographs should be of subordinate importance and should not exceed 10–15%, since it is not easily accessible to the general scientific community. Links to unpublished works are not allowed. Self-citation should not exceed **15–17 %**. If the work was published in both Russian and English (or other) languages, then it is better to give a link to the translated work in the References. In connection with the entry of the journal into the citation database of scientific publications, in addition to the traditional list of references (**GOST 7.0.5–2008**), an additional list is required with the translation of Russian-language sources into Roman type and English language. Transliteration is strictly according to the BSI system (see <http://ru.translit.net/?account=bsi>) or (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

If the paper has a DOI, be sure to indicate it! If the book has an ISBN, be sure to include it!

Pay attention to the guidelines for formatting Russian-language sources in the **English-language section of the paper (in References)**.

Dear Authors, the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” has successfully passed the re-registration procedure with ROSCOMNADZOR and, starting from 2021, is switching to the publication of a scientific publication in two languages. The first – printed (basic) – in Russian with an English part; the second – Electronic Publications (pdf) – all the work is completely in English. **After receiving a message about the acceptance of the paper for publication in the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”, the authors should provide a high-quality translation of their paper into English** (machine translation is not allowed!). English version of the work should be formatted according to the template. **Attention!** The English version of the paper should be sent to the journal’s mail (metal_working@mail.ru) within 2 weeks!

*Editorial board and editorial council of the journal
“Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”*

МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «Системы автоматизации металлорежущих и металлообрабатывающих станков».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

- системы ЧПУ;
- станочные электроприводы;
- датчики и элементы станочной электроавтоматики;
- модернизация систем автоматизации и электроприводов;
- импортозамещение;
- автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

Важно! Работа должна поступить не позднее, чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях по согласованию с редакцией журнала срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы Антиплагиат. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: mshp@chpu.ru). Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Внимание авторов! Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международные базы Web of Science и Scopus.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ, Web of Science и Scopus, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov .

Напоминаем, что в журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «ОМ» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). Издание имеет право опубликовать научные работы только в рамках указанных специальностей!

В связи с тем что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article*, стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала) (учитывается тело статьи, без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Порядок подачи статьи в редакцию представлен на странице: https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/how_to.

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть зарегистрирован на сайте журнала. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules) в редакторе *MS Word* и прикрепляется в формате *.doc, *.docx. При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Сканированный лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно нажать кнопку «Отправить в редакцию».

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается **авторский лицензионный договор**.

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Соучредители журнала
«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология • оборудование • инструменты)»

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

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 № ФС77-80400 от 01 марта 2021 г.

Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X

Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 24 Number 3

JULY – SEPTEMBER 2022

**BRABOTKA
OMETALLOV**

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK