

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 27, Номер 3

ИЮЛЬ – СЕНТЯБРЬ 2025

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК



МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО
ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное
бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Новосибирский государственный
технический университет»

Технологии,
которые работают.

1950 → 2025

ИНЖЕНЕРНОЕ СЕРДЦЕ СИБИРИ: НГТУ НЭТИ ОТМЕЧАЕТ 75-ЛЕТИЕ

В 2025 году один из крупнейших технических вузов страны – Новосибирский государственный технический университет НЭТИ празднует 75-летний юбилей. Вуз под названием НЭТИ (Новосибирский электротехнический институт) был создан под задачи индустриального прорыва в Сибири после окончания Великой Отечественной войны в 1950 году.



**РЕКТОР НГТУ НЭТИ
ДОКТОР ТЕХНИЧЕСКИХ
НАУК, ПРОФЕССОР
АНАТОЛИЙ АНДРЕЕВИЧ
БАТАЕВ:**



Спустя 75 лет НГТУ НЭТИ остается центром прикладной науки, производя новые знания в виде результатов фундаментальных исследований и технологических решений.

Университет обеспечивает подготовку инженерных кадров для важнейших отраслей, определяющих специфику промышленного развития региона, в том числе для машино-, самолето- и приборостроения, энергетики, электроники, IT-отрасли, для предприятий оборонно-промышленного комплекса страны. За 75 лет вуз выпустил более 200 тысяч профессионалов.

В настоящее время в НГТУ НЭТИ 11 факультетов дневного отделения, Институт социальных технологий, народный факультет. Общее число студентов превышает 15 тысяч человек. Сегодня в университете осуществляется подготовка по более чем 130 направлениям.

Профессорско-преподавательский состав — это коллектив выдающихся ученых и инженеров, сохраняющих традиции академических знаний и технической школы, в содружестве с молодыми преподавателями, готовыми совершать прорыв в постиндустриальной экономике вместе со студентами.

В НГТУ НЭТИ учебный процесс осуществляют более 1500 преподавателей, в их числе два академика и пять членов-корреспондентов РАН, более 200 докторов наук. Ежегодно ученые и инженеры НГТУ НЭТИ создают около 200 разработок в области новых материалов, электроники, энергетики и ИТ для предприятий России.

Ознакомиться с годовой программой празднования юбилея:
www.nstu.ru/university/university_events_people/NETI75



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 27 № 3 2025 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

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

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАН, КузГТУ, г. Кемерово, **Лобанов Д.В.**, доктор техн. наук, доцент, ЧГУ, г. Чебоксары, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, член-корреспондент РАН, ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФТПС СО РАН, г. Якутск, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических наукометрических базах данных Web of Science и Scopus.

WEB OF SCIENCE



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» теперь можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.

СОУЧРЕДИТЕЛИ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

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

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

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

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

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор). 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_metallor

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

Кондратьев В.В., Гозбенко В.Е., Кононенко Р.В., Константинова М.В., Гусева Е.А. Определение основных параметров контактной точечной сварки алюминиевого сплава АМг-5.....	6
Гвинджилия В.Е., Фоминов Е.В., Марченко А.А., Лавренова Т.В., Дебеева С.А. Влияние скорости резания на импульсные изменения температуры передней поверхности резца при точении жаропрочной стали 15Х2НМФА.....	23
Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Осокин А.А., Сергиенко К.В., Юсупов В.С., Андреев В.А. Получение прутков и листов из сплава TiNiHf с высокотемпературным эффектом памяти формы методами продольной прокатки и ротационнойковки.....	37

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е., Кислов К.В. Информационные свойства виброакустической эмиссии в системах диагностики износа режущего инструмента.....	50
Жуков А.С., Ардашев Д.В., Батуев В.В., Кулыгин В.Л., Шулежко Е.И. Модальный анализ шлифовальных кругов различных характеристик для определения их интегральных упругих показателей.....	71
Нишандар С.В., Пайс А.Т., Багаде П.М. Численное и экспериментальное исследование интенсификации теплообмена в трубах с шероховатой поверхностью.....	87
Носенко В.А., Ривас Перес Д.Э., Александров А.А., Саразов А.В. Влияние способа измельчения на коэффициент формы зерен карбида кремния черного.....	108

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование процесса поверхностного обезуглероживания стали 20 после цементации и термической обработки.....	122
Ковалевская Ж.Г., Лю Ю. Влияние термической обработки на строение и свойства высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNiNb _{0,25}	137
Сирота В.В., Прохоренков Д.С., Чуриков А.С., Подгорный Д.С., Алфимова Н.И., Коннов А.В. Коррозионные свойства покрытий из самофлюсующихся порошков, полученных методом детонационного напыления.....	151
Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Тарасов С.Ю., Семенчук Н.А. Влияние структурного состояния на механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-Al-Si-Mn.....	166
Вахеед Ф., Каюм А., Ширази М.Ф. Изготовление, описание и оценка эффективности материала на основе наногрифта, легированного оксидом цинка, в качестве датчика влажности.....	183
Долгова С.В., Маликов А.Г., Голышев А.А., Никулина А.А. Особенности строения градиентных слоев «сталь – Inconel – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания.....	205
Бурков А.А., Дворник М.А., Кулик М.А., Быцура А.Ю. Влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама на характеристики металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al.....	221
Патил С., Чинчаникар С. Исследование механических свойств нанокомпозитов на основе сплава Al7075-T6, полученных методом механического замешивания частиц в расплав, с микроструктурным и фрактографическим анализом поверхности.....	236

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ	252
---------------------------	-----

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ	263
---------------------------------	-----

Корректор *Е.Е. Татарникова*
Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*
Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

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

Подписано в печать 08.09.2025. Выход в свет 15.09.2025. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 33,0. Уч.-изд. л. 61,38. Изд. № 121. Заказ 199. Тираж 300 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 27 No.3 2025 SCIENTIFIC, TECHNICAL AND INDUSTRIAL JOURNAL

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

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

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

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

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

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



Journal “Obrabotka Metallov – Metal Working and Material Science” is indexed in the world's largest abstracting bibliographic and scientometric databases Web of Science and Scopus.



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

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 Russian Federation:

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

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

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

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

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

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

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Corresponding Member of RAS,
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)

M.N. Miheev Institute of Metal Physics,
Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

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

Yuriy N. Saraev, D.Sc. (Engineering), Professor,
V.P. Laronov Institute of the Physical-Technical Problems
of the North of the Siberian Branch of the RAS, *Yakutsk*;

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

CONTENTS

TECHNOLOGY

Kondratiev V.V., Gozbenko V.E., Kononenko R.V., Konstantinova M.V., Guseva E.A. Determination of the main parameters of resistance spot welding of Al-5 Mg aluminum alloy.....	6
Gvindjiliya V.E., Fominov E.V., Marchenko A.A., Lavrenova T.V., Debeeva S.A. Influence of cutting speed on pulse changes in the temperature of the front cutter surface during turning of heat-resistant steel 0.17 C-Cr-Ni-0.6 Mo-V.....	23
Karelin R.D., Komarov V.S., Cherkasov V.V., Osokin A.A., Sergienko K.V., Yusupov V.S., Andreev V.A. Production of rods and sheets from TiNiHf alloy with high-temperature shape memory effect by longitudinal rolling and rotary forging methods.....	37

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E., Kislov K.V. Information properties of vibroacoustic emission in diagnostic systems for cutting tool wear.....	50
Zhukov A.S., Ardashev D.V., Batuev V.V., Kulygin V.L., Schuleshko E.I. Modal analysis of various grinding wheel types for the evaluation of their integral elastic parameters.....	71
Nishandar S.V., Pise A.T., Bagade P.M. Numerical and experimental investigation of heat transfer augmentation in roughened pipes.....	87
Nosenko V.A., Rivas Perez D.E., Alexandrov A.A., Sarazov A.V. The effect of the grinding method on the grain shape coefficient of black silicon carbide.....	108

MATERIAL SCIENCE

Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Investigation of the process of surface decarburization of steel 20 after cementation and heat treatment.....	122
Kovalevskaya Z.G., Liu Y. Effect of heat treatment on the structure and properties of high-entropy alloy AlCoCrFeNiNb _{0.25}	137
Sirota V.V., Prokhorenkov D.S., Churikov A.S., Podgorny D.S., Alfimova N.I., Konnov A.V. Corrosion properties of coatings produced from self-fluxing powders by the detonation spraying method.....	151
Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu., Semenchuk N.A. The influence of structural state on the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze.....	166
Waheed F., Qayoom A., Shirazi M.F. Fabrication, characterization and performance evaluation of zinc oxide doped nanographite material as a humidity sensor.....	183
Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshev A.A., Nikulina A.A. Features of the structure of gradient layers «steel - Inconel - steel», obtained by laser direct metal deposition.....	205
Burkov A.A., Dvornik M.A., Kulik M.A., Bytsura A.Yu. The influence of tungsten carbide particle size on the characteristics of metalloceramic WC/Fe-Ni-Al coatings.....	221
Patil S., Chinchankar S. Investigation on the mechanical properties of stir-cast Al7075-T6-based nanocomposites with microstructural and fractographic surface analysis.....	236

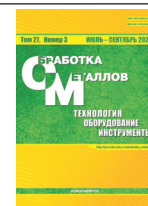
EDITORIAL MATERIALS	252
----------------------------	-----

FOUNDERS MATERIALS	263
---------------------------	-----



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Определение основных параметров контактной точечной сварки алюминиевого сплава АМг-5

Виктор Кондратьев^{1, 2, a}, Валерий Гозбенко^{3, 4, b, *}, Роман Кононенко^{5, c},
Марина Константинова^{5, d}, Елена Гусева^{5, e}

¹ Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Фаворского, стр. 1А, г. Иркутск, 664033, Россия

² Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

³ Иркутский государственный университет путей сообщения, ул. Чернышевского, 15, г. Иркутск, 664074, Россия

⁴ Ангарский государственный технический университет, ул. Чайковского, 60, г. Ангарск, 665835, Россия

⁵ Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-7437-2291>, imz@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8394-0054>, vgozbenko@inbox.ru;

^c <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politech@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-8533-0214>, mavikonst@mail.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-8719-7728>, el.guseva@rambler.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.763.1

История статьи:

Поступила: 06 марта 2025

Рецензирование: 07 апреля 2025

Принята к печати: 14 мая 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Сварка

Контактная точечная сварка

Ядро

Зона термического влияния

Алюминий

Твердость

АННОТАЦИЯ

Введение. Процесс контактной точечной сварки (RSW) широко применяется в различных отраслях промышленности, особенно для массового производства, – в авиационной, автомобильной, мебельной промышленности и др. Процесс RSW имеет некоторые трудности при сварке алюминия и его сплавов. Как правило, алюминиевые сплавы дают плохие сварные швы из-за их физических и металлургических свойств, таких как образование оксидов, тепловое расширение, тепловое сжатие, меньшая свариваемость и образование интерметаллических соединений. Настоящее исследование направлено на оценку осуществимости и механическую характеристику сварных швов RSW на алюминиевых сплавах типа АМг-5. **Цель работы:** оценить возможности контактной точечной сварки алюминиевых сплавов, определить влияние основных параметров RSW на структуру и свойства сварного шва. **Методы исследования.** Использовали листы алюминиевого сплава АМг-5 в состоянии поставки. Точечная сварка выполнялась стационарной контактной точечной сварочной машиной МТ-4240. Образцы для проведения исследований вырезались, полировались и в последующем анализировались на оптическом микроскопе, твердость измерялась микротвердомером. Измерения твердости проводились в двух направлениях (вдоль радиуса ядра и по толщине листа) с применением машины под нагрузкой 100 г. Электромеханическая испытательная машина Instron использовалась для испытаний на сдвиг при постоянной скорости траверсы 1 мм/мин до окончательного разрушения соединения при комнатной температуре. Диаметр ядра измерялся на поверхности излома после испытания на сдвиг при растяжении. **Результаты и обсуждение.** Были определены оптимальные входные параметры процесса для сварки листов алюминия толщиной 2,5 мм, проанализированы три выходные переменные, а именно прочность на разрыв, твердость соединения и диаметр ядра. Было отмечено, что прочность соединения значительно улучшилась за счет увеличения параметров процесса (силы тока, времени сварки). Диаметр ядра сварочной точки находится в корреляции с входными параметрами по току и времени процесса. Было замечено, что увеличение параметров процесса, т. е. времени цикла сварки, давления электрода и сварочного тока, приводит к увеличению размера ядра сварки. Отношение прочности сварной точки к прочности основного металла составляет 0,9. Показано, что сварка алюминиевых листов АМг-5 толщиной 2,5 мм методом RSW возможна и может быть использована в различных отраслях.

Для цитирования: Определение основных параметров контактной точечной сварки алюминиевого сплава АМг-5 / В.В. Кондратьев, В.Е. Гозбенко, Р.В. Кононенко, М.В. Константинова, Е.А. Гусева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 6–22. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-6-22.

Введение

Контактная точечная сварка (RSW) широко используется в автомобилестроении, авиационной промышленности, строительстве и энергетике для соединения листовых деталей из стали и алюминиевых сплавов, а также для создания соединений между сталью и алюминием, алюми-

*Адрес для переписки

Гозбенко Валерий Ерофеевич, д.т.н., профессор

Иркутский государственный университет путей сообщения,

ул. Чернышевского, 15,

664074, г. Иркутск, Россия

Тел.: +7 914 951-60-21, e-mail: vgozbenko@inbox.ru

нием и магнием, алюминием и титаном [1–10]. Например, производительность современных автоматизированных линий сборки автомобилей достигает 7 млн точек сварки в день [8, 9]. Алюминиевые сплавы широко применяются в аэрокосмической промышленности благодаря сочетанию таких свойств, как низкая плотность, высокая удельная прочность, хорошая обрабатываемость и стойкость к коррозии. Еще одним важным преимуществом алюминиевых сплавов является их широкая доступность.

Плотность алюминиевых сплавов составляет примерно одну треть плотности стали, что позволяет снизить массу конструкции самолета, повысить топливную эффективность и увеличить полезную нагрузку. Для изготовления ответственных силовых элементов конструкции сверхзвуковых самолетов, где критически важна высокая прочность, предпочтительным материалом является сталь [11–15]. Алюминиевые же сплавы широко используются для производства панелей крыла, секций фюзеляжа, элементов оперения, компонентов выхлопной системы, деталей салона и турбин двигателей современных самолетов. Алюминиевые сплавы составляют от 50 до 90 % массы современных космических аппаратов – они широко применялись в космических кораблях «Союз», «Прогресс», космических челноках, спутниках и др. [11–15]. Сплавы алюминия классифицируются по системе легирования типа Al-Mg, Al-Mg-Li, Al-Cu-Li и др. Это наиболее распространенные типы сплавов в авиационной и автомобильной промышленности в высокопрочных инженерных приложениях [14–18].

Одной из ключевых тенденций в автомобильной промышленности является снижение массы транспортных средств. Данная цель достигается посредством использования материалов, обладающих малым удельным весом, таких как алюминий и его сплавы, что, в свою очередь, способствует оптимизации производственных затрат [7–9]. Алюминиевые сплавы служат подходящими металлами для автомобилей, они легко отливаются, формуются в требуемые формы и перспективны в снижении веса по сравнению со сталью. Использование алюминиевых сплавов при изготовлении элементов кузова, панелей кабины, колесных дисков и отделке салона автомобиля обеспечивает снижение массы более

чем на 50 % [10, 11]. Алюминиевые сплавы благодаря сочетанию литейных и деформационных свойств, а также низкому удельному весу выгодно отличаются от сталей и широко распространены в автомобилестроении. Для контактной точечной сварки алюминия и его сплавов требуются сварочные пистолеты повышенной мощности, что обусловлено необходимостью применения сварочного тока, в 2–3 раза превышающего ток, используемый для стали, вследствие более высокой электро- и теплопроводности алюминия, при этом время сварки должно быть уменьшено примерно до 1/3 от времени сварки стали [1, 2].

Контактная точечная сварка (RSW) – это процесс соединения контактирующих металлических поверхностей посредством нагрева, который возникает в результате сопротивления электрическому току, протекающему через соединяемые детали [1]. Процесс сварки регулируется тремя основными параметрами, а именно механическими (давление на электрод сварки), электрическими (сила тока сварки) и электронными (продолжительность времени сварки).

Электрический ток подводится к двум сложенным внахлест листам через соосные электроды и поддерживается в течение достаточного периода времени для получения локального сплавления на границе раздела листов металла. После выключения тока прикладывается давление для получения прочного соединения по линии сплавления. Далее происходит охлаждение расплавленного металла и формируется литая точка (ядро) сварки в замкнутом объеме. Плотность тока и давление должны быть такими, чтобы образовалось литое ядро, но не настолько высокими, чтобы расплавленный металл выталкивался из зоны сварки. Продолжительность сварочного тока должна быть достаточно короткой, чтобы предотвратить чрезмерный нагрев поверхностей электродов. Прижимающее усилие, величина сварочного тока и длительность сварки оказывают определяющее влияние на качество соединения при контактной точечной сварке. Для отслеживания переменных сварки в сварочных аппаратах используется электронный блок управления.

Качество и прочность сварных швов, выполненных методом контактной точечной сварки, определяются формой и размером сварных

точек. Размер сварной точки является критическим параметром, определяющим несущую способность соединения. В процессе RSW существует прямая корреляция между тепловыделением и размером формирующейся сварной точки. На тепловыделение и, как следствие, на размер сварной точки оказывают влияние следующие основные факторы: контактное сопротивление между свариваемыми поверхностями, плотность сварочного тока, длительность сварки и толщина свариваемых листов.

Особенностью контактной точечной сварки является отсутствие необходимости в прикладных материалах и флюсах. Это основная причина, по которой RSW широко используется в настоящее время. Конкурентным преимуществом RSW по сравнению с альтернативными методами соединения металлов, такими как сварка плавлением в защитных газах (например, GMAW, GTAW) и клепка, является возможность полной автоматизации процесса и его интеграции в роботизированные производственные линии.

К основным проблемам, ограничивающим применение контактной точечной сварки для соединения алюминиевых сплавов, относятся следующие:

- 1) ограниченный ресурс контактных электродов. Поверхность алюминиевых сплавов характеризуется наличием оксидной пленки (Al_2O_3), обладающей высоким электрическим сопротивлением и неоднородной толщиной [1, 2, 12–16]. При сжатии свариваемых листов электродами оксидная пленка деформируется неравномерно, что приводит к концентрации тока в локальных участках контакта. В результате высокой плотности тока в этих областях происходит интенсивный нагрев, локальное плавление и сплавление меди (электрода) и алюминия, что вызывает эрозионный износ рабочей поверхности электрода [1, 2]. Изменение геометрии и состава рабочей поверхности электрода в процессе эксплуатации приводит к нестабильности параметров сварки и снижению прочности сварного соединения [12–15];

- 2) высокие требования к сварочному току. Для обеспечения формирования качественного сварного соединения при сварке алюминиевых сплавов методом RSW требуется применение значительно более высоких значений сварочно-

го тока, чем для сталей. Этот факт нивелирует потенциальные преимущества алюминиевых сплавов с точки зрения энергоэффективности, связанные с их более низкой плотностью по сравнению со сталями [3, 4, 17, 18].

Существующие исследования контактной точечной сварки алюминиевых сплавов преимущественно ориентированы на материалы большой толщины [19–21]. Тонколистовые алюминиевые сплавы требуют отдельного рассмотрения, поскольку различия в площадях контакта, тепловых режимах и электрических характеристиках обуславливают необходимость корректировки параметров сварки, включая прижимающее усилие и плотность тока [1, 2, 20–22]. Для RSW применяются источники питания постоянного (DC) и переменного (AC) тока с различной частотой [1, 2, 23–29], влияющие на режимы передачи энергии и оптимальную длительность сварки как для стационарных, так и для мобильных установок [1–3, 22, 28, 30, 31, 31–36]. Качество сварки существенно зависит и от внешних факторов, таких как состояние поверхности (шероховатость, загрязнение) [2–8], точность сборки [9], состояние электродов (износ) [9–14], а также точность позиционирования свариваемых деталей (осевое и угловое смещение) [20–22].

Алюминиевые сплавы отличаются высокой чувствительностью к окислению под воздействием окружающей среды. Образующаяся на поверхности оксидная пленка (Al_2O_3) характеризуется высоким электрическим сопротивлением, что приводит к повышенному тепловыделению в зоне контакта при сварке. Недостаточная подготовка поверхности, направленная на удаление оксидной пленки, может привести к адгезии алюминия к материалу электродов, к ускоренной деградации электродов и формированию некачественных сварных соединений [1–5, 36–38]. Некоторые исследования посвящены изучению характеристик поверхности сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных методом RSW [3–8], однако лишь в немногих работах сообщается о значительном снижении твердости в зоне сварного шва [1–4] для различных марок алюминиевых сплавов. Ряд работ посвящен изучению снижения прочности сварного соединения по сравнению с основным металлом, а также анализу характера разрушения в центральной зоне сварной точки [29, 39].

Данное исследование направлено на изучение влияния параметров контактной точечной сварки на структуру и механические свойства сварных соединений из алюминиевого сплава АМг-5.

Целями работы являются: 1) оценка применимости контактной точечной сварки (RSW) для соединения алюминиевого сплава АМг-5; 2) определение влияния основных параметров RSW на структуру и механические свойства сварного соединения.

Материалы и методика эксперимента

Циклограмма процесса RSW и конфигурация нахлесточного соединения для испытаний на растяжение представлены на рис. 1 и 2 соответственно.

Для проведения сварки использовали листы алюминиевого сплава АМг-5 (ГОСТ 21631–2023) толщиной 2,5 мм. Подготовка поверхности свариваемых листов включала в себя следующие этапы: предварительное обезжиривание и травление в 4%-м растворе гидроксида натрия (NaOH) в течение 10 минут с последующей обработкой в 2%-м растворе азотной кислоты (HNO₃) в течение 5 минут для удаления оксидной пленки. Сварка осуществлялась на стационарной машине контактной точечной сварки МТН-100.01. Схема процесса RSW и циклограмма представлены на рис. 2.

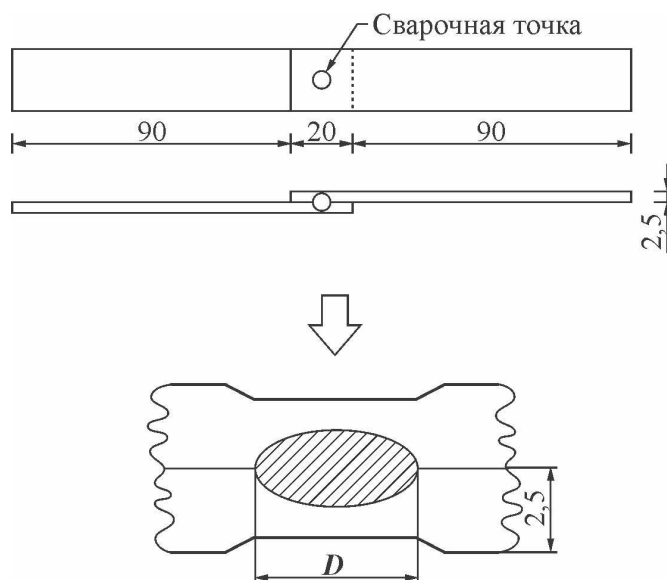


Рис. 1. Размеры образца конфигурации нахлесточного соединения RSW для испытаний на растяжение

Fig. 1. Dimensions of the lap joint specimen produced by resistance spot welding (RSW) for tensile testing

Для контактной точечной сварки алюминиевых сплавов толщиной 2,5 мм использовали три варьируемых параметра: сварочный ток (от 5 до 30 кА), длительность сварки (от 1 до 5 с) и прижимающее усилие (от 2000 до 5000 Н). Эксперимент проводили в тринадцати сериях, каждая из которых включала в себя сварку пяти образцов: четырех для статических испытаний на сдвиг при растяжении и одного для металлографического анализа и измерения твердости.

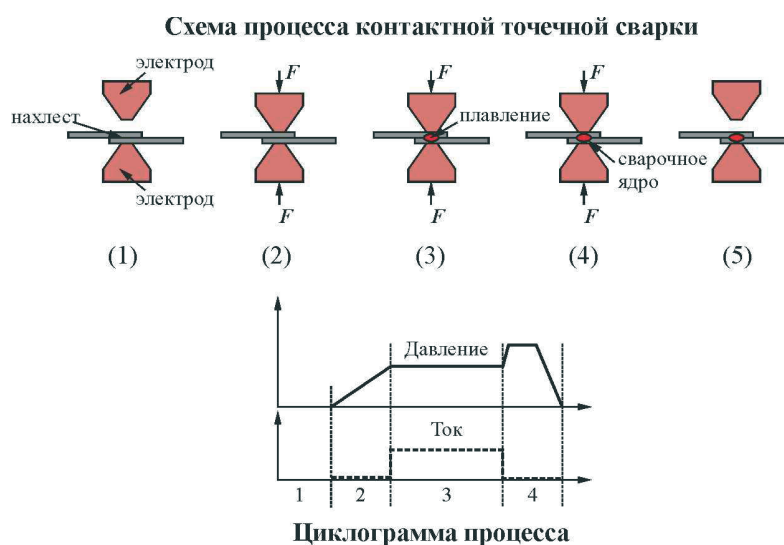


Рис. 2. Схема процесса и циклограмма контактной точечной сварки (RSW)

Fig. 2. Process scheme and cycle diagram of resistance spot welding (RSW)

Образцы для металлографического анализа и измерения твердости вырезали под прямым углом к продольному направлению сваренных образцов из центральной области соединения. Подготовку микрошлифов проводили путем резки образцов на заготовки размером 12×12 мм, шлифовки, полировки и травления для выявления микроструктуры. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа «Микромед 2». Измерения твердости проводили по двум направлениям (вдоль радиуса ядра и по толщине листа) с использованием микротвердомера при нагрузке 100 г.

Испытания на сдвиг при растяжении выполняли на универсальной электромеханической испытательной машине Instron при комнатной температуре с постоянной скоростью перемещения траверсы 1 мм/мин до полного разрушения соединения. Диаметр сварной точки измеряли на поверхности разрушения после испытания на сдвиг при растяжении. Значения нагрузки при сдвиге и диаметра сварной точки определяли как среднее арифметическое по результатам пяти измерений для каждой серии.

Результаты и их обсуждение

Сварные соединения, полученные методом контактной точечной сварки, демонстрировали

удовлетворительное качество поверхности во всем исследованном диапазоне параметров. При этом наблюдалось изменение диаметра и глубины отпечатка электродов в зависимости от режима сварки. При проведении металлографического анализа не обнаружено внутренних дефектов, таких как поры или усадочные раковины в литой структуре сварной точки.

На рис. 3 представлен общий вид микроструктуры сварного соединения, демонстрирующий характерные структурные зоны, включая зону сплавления и зону термического влияния (ЗТВ). В области литой структуры (рис. 3, а, б) наблюдается мелкозернистая рекристаллизованная структура с равноосными зернами, нерастворимые включения интерметаллида FeAl_3 (черные), а также узкая зона столбчатых кристаллов, ориентированных вдоль направления отвода тепла в процессе кристаллизации. Зона термического влияния, прилегающая к зоне сплавления (рис. 3, в), характеризуется наличием дендритной структуры. Микроструктура основного материала (рис. 3, г) состоит из зерен, вытянутых в направлении прокатки.

С целью изучения влияния длительности сварки на микроструктуру сварного соединения был проведен металлографический анализ образцов, сваренных при различных значениях

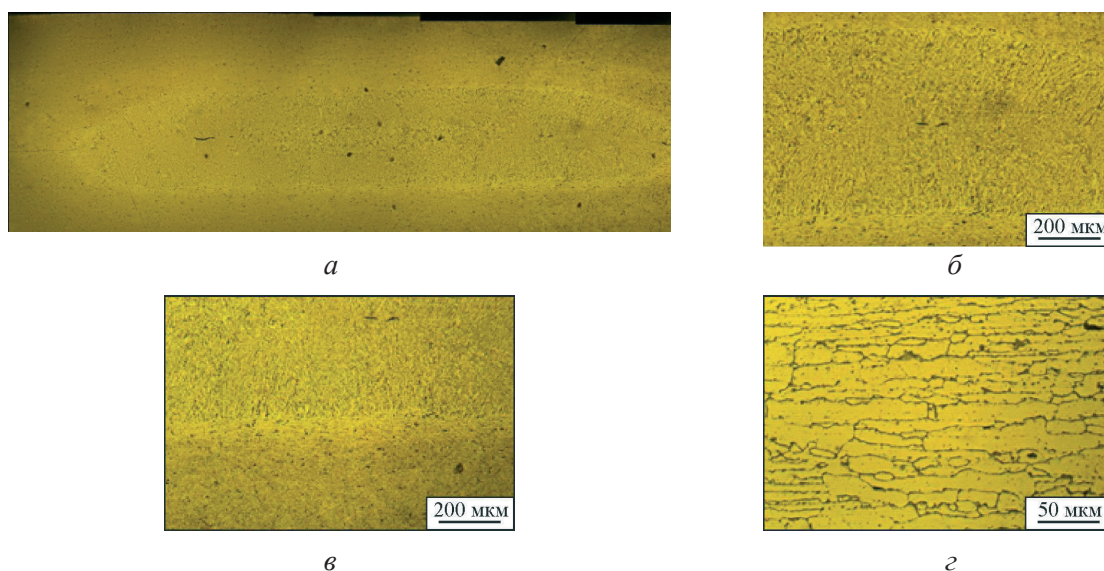


Рис. 3. Панорамный снимок сварного точечного шва (а), микроструктура сварочного ядра (б), граница перехода от сварочного ядра к ЗТВ (в), основной металл (г)

Fig. 3. Microstructure of a welded joint obtained by resistance spot welding (RSW): general view of the welded joint (a); microstructure of the cast zone of the weld core (b); transition zone from the weld core to the heat-affected zone (HAZ) (c); microstructure of the base material (d)

длительности сварки (от 33,4 до 167,0 мс) и фиксированном сварочном токе 12 кА. Установлено, что увеличение длительности сварки в указанном диапазоне приводит к росту размеров зерен равноосной, дендритной и столбчатой структуры в зоне сплавления. В зоне термического влияния существенных изменений размера зерен и микроструктуры по сравнению с основным материалом не выявлено. Однако при длительности сварки, превышающей 167,0 мс, наблюдается увеличение размера зерен в ЗТВ, прилегающей к зоне сплавления, по сравнению с размером зерен в основном материале, что обусловлено повышенным тепловложением в процессе сварки.

В зонах сплавления сварных швов, выполненных при минимальном значении сварочного тока, наблюдается столбчатая структура с выраженной зоной ликвации в области, соответствующей границе сплавления (рис. 3, б). Степень выраженности зоны ликвации увеличивается при использовании более низких значений сварочного тока. Повышение сварочного тока приводит к значительному увеличению размера столбчатых кристаллов в зоне сплавления. Кроме того, в центральной области зоны сплавления формируются участки с равноосными зернами, что свидетельствует о снижении скорости охлаждения и температурного градиента. В зоне термического влияния сварных швов, выполненных с применением высоких значений сварочного тока, также наблюдается укрупнение зерен.

Повышение сварочного тока до 17 кА приводило к формированию более мелких и равноосных зерен в зоне сплавления. При увеличении сварочного тока с 12 до 17 кА наблюдалось большее вдавливание электрода в свариваемые листы, что сокращало расстояние между охлаждаемым электродом и центром зоны сплавления. Вследствие этого увеличивался температурный градиент (G) в зоне сплавления. Диаметр зоны сплавления в значительной степени определялся значениями сварочного тока и длительности сварки. Более высокий температурный градиент в металле сварного соединения способствует формированию мелкозернистой структуры при кристаллизации, что согласуется с результатами работ [1–7].

Зависимость диаметра зоны сплавления от сварочного тока и длительности сварки представлена на рис. 4 и 5. Наблюдается монотонное

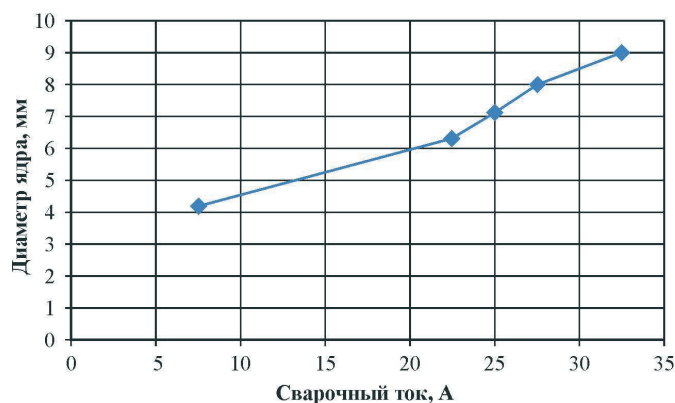


Рис. 4. Зависимость размера ядра сварочной точки от силы тока

Fig. 4. Dependence of the nugget diameter on the welding current (RSW)

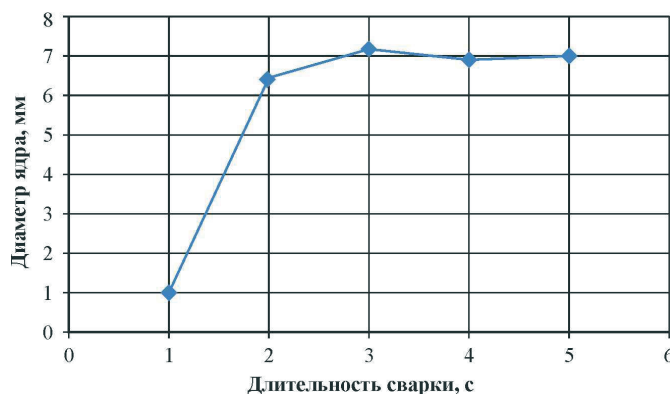


Рис. 5. Влияние времени сварки на размер ядра

Fig. 5. Effect of welding period on the nugget size

увеличение диаметра зоны сплавления с ростом сварочного тока вплоть до максимального значения, достижимого на используемом оборудовании (рис. 4). Эта тенденция обусловлена увеличением тепловложения с ростом сварочного тока и согласуется с результатами исследований для углеродистых сталей [1]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что заданное прижимающее усилие было недостаточным для проявления эффекта выброса металла и последующего уменьшения диаметра зоны сплавления, поскольку, несмотря на незначительное количество выбросов при токе 28,7 кА, уменьшения диаметра зоны сплавления не наблюдалось (рис. 4).

Ряд исследователей отмечают возможность увеличения сварочного тока без возникновения эффекта выброса металла за счет повышения усилия на электродах [2–5]. Металлографический анализ отдельных образцов, сваренных при высоких значениях тока, зафиксировал неполное

вытеснение металла. Кроме того, сварочный ток оказывает влияние на глубину отпечатка электродов на поверхности металла. Все сварные соединения демонстрируют наличие отпечатка электрода, глубина которого в значительной степени определяется величиной сварочного тока.

Прижимающее усилие оказывает незначительное влияние на диаметр зоны сплавления при значениях до 4000 Н. Однако при увеличении усилия выше этого значения наблюдается некоторое уменьшение диаметра зоны сплавления (рис. 6). Этот эффект может быть объяснен улучшением контакта между свариваемыми поверхностями и, как следствие, снижением электрического сопротивления и тепловложения при высоких значениях усилия на электродах. Влия-

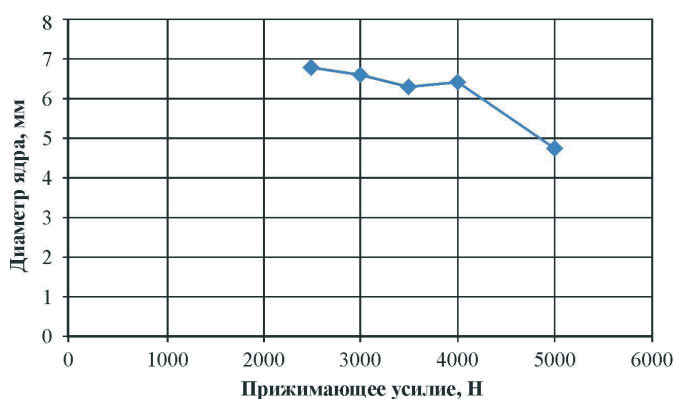


Рис. 6. Влияние усилия на электродах на диаметр ядра

Fig. 6. Effect of the electrode force on the nugget

ние контактной поверхности раздела между свариваемыми листами на изменение размера зоны сплавления в зависимости от усилия сжатия электродов также отмечается в работах [19–22].

Влияние прижимного усилия на глубину отпечатка (вдавливания) оказалось незначительным в пределах исследованного диапазона. Для детального анализа влияния прижимающего усилия на уменьшение толщины свариваемых листов были проведены измерения при промежуточном значении сварочного тока 26,4 кА и времени сварки цикла в диапазоне усилий сжатия от 2354 до 4709 Н. Установлено, что прижимающее усилие не оказывает существенного влияния на глубину отпечатка (вдавливания), при этом для всех сварных соединений наблюдалось уменьшение толщины свариваемых листов примерно на 10 %.

С целью оценки прочности и несущей способности сварных соединений были проведены испытания на растяжение (табл. 1).

В табл. 1 также представлены результаты, отражающие влияние параметров сварки на прочность соединения, диаметр зоны сплавления и твердость. Установлено, что увеличение прижимающего усилия с 2 до 3 кН и сварочного тока с 7 до 8 кА приводит к значительному повышению прочности на растяжение. Изменение длительности сварки в диапазоне от 15 до 25 мс оказывало незначительное влияние на прочность соединения.

Таблица 1

Table 1

Значения предела прочности, диаметра ядра, средней микротвердости
Values of ultimate strength, weld core diameter, and average microhardness

№ эксп. / Exp. No.	Прочность на разрыв, МПа / Tensile strength, MPa	Диаметр сварочного ядра, мм / Nugget diameter, mm	Средняя микротвердость, HV / Average microhardness, HV
Основной металл / Base metal	272	—	94
1	231	7,91	110
2	220	7,68	105
3	228	7,62	103
4	218	7,59	98
5	198	6,94	103
6	187	6,85	101
7	210	7,20	106
8	203	6,87	101
9	189	7,12	106

Для характеристики механических свойств сварного соединения определяли микротвердость по Виккерсу в зоне сварки (рис. 7). Установлено, что микротвердость в зоне сплавления увеличивается с ростом сварочного тока и длительности сварки. Максимальные значения твердости составили 110 и 107 HV. Средние значения твердости в зоне сплавления превышали твердость основного металла (рис. 7, красная линия), что свидетельствует о снижении пластичности сварного соединения по сравнению с основным материалом.

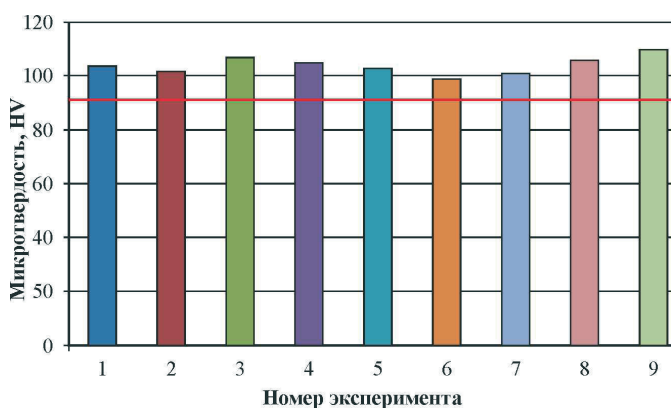


Рис. 7. Значения микротвердости сварного шва по номеру эксперимента

Fig. 7. Values of microhardness of the weld versus experiment number

Контактная точечная сварка представляет собой термомеханический процесс соединения, в котором тепло играет ключевую роль в формировании соединения между свариваемыми элементами. Согласно закону Джоуля – Ленца, количество теплоты, выделяющейся при контактной точечной сварке, определяется сварочным током, длительностью сварки и электрическим сопротивлением материалов. Таким образом, сварочный ток, длительность сварки и прижимающее усилие являются основными параметрами, определяющими процесс сварки и, как следствие, качество сварного соединения (рис. 2). Циклограмма процесса RSW, как правило, отражает изменение этих трех параметров во времени и позволяет определить оптимальные диапазоны их значений для достижения требуемых характеристик сварного соединения [1–7].

Известно, что недостаточное значение сварочного тока может привести к реализации холодной сварки, в то время как чрезмерное увеличение сварочного тока может вызвать эффект

выброса металла из зоны сплавления, а также формирование внутренней пористости или трещин в литой структуре. Недостаточное прижимающее усилие может способствовать растеканию жидкого металла по границе сплавления, в то время как избыточное прижимающее усилие может снизить эффективность тепловыделения из-за уменьшения контактного сопротивления [1].

В процессе сварки по мере повышения температуры металла происходит увеличение его электрического сопротивления. Общее сопротивление в сварочном контуре (включая сопротивление сварочной машины, электродов и свариваемых деталей) определяет величину сварочного тока. Для формирования литой зоны при контактной точечной сварке необходимо обеспечить определенное значение суммарного электрического сопротивления в контуре, складывающегося из сопротивлений на каждом участке прохождения тока через свариваемые заготовки [1, 2]. Более высокое значение суммарного сопротивления обеспечивает лучшую свариваемость [1]. Величина суммарного сопротивления зависит от состояния поверхности свариваемых материалов и электродов, геометрии поверхности электродов и прижимающего усилия. Максимальное тепловыделение происходит в зоне контакта между свариваемыми деталями, где сосредоточено основное электрическое сопротивление. При этом высокая теплопроводность медных электродов и их интенсивное водяное охлаждение предотвращают достижение температуры плавления на поверхности основного металла.

По мере увеличения температуры в зоне максимального электрического сопротивления происходит плавление металла и образование литой зоны (ядро сварного соединения). Одновременно с этим происходит утонение свариваемых листов, а расстояние между электродами уменьшается под действием прижимающего усилия, что приводит к снижению общего динамического сопротивления. Если объем жидкого металла в месте сварного соединения становится настолько велик, что окружающий твердый металл не способен его удержать под действием прижимающего усилия, то происходит вытеснение жидкого металла из зоны сварки. Увеличение прижимающего усилия приводит к уменьшению

электрического сопротивления за счет более плотного контакта между свариваемыми листами и разрушения поверхностных неровностей.

Эффективность поглощения энергии и скорость роста зоны сплавления зависят от геометрических размеров свариваемых деталей [10–15]. Однако классические исследования RSW [1, 2] зачастую не учитывали влияние данного фактора, а большинство систем управления RSW оптимизированы для сварки деталей с одинаковыми размерами. Многие исследователи [1–12] стремятся к оптимизации параметров RSW для достижения стабильного процесса и получения сварных соединений с заданными характеристиками. Подчеркивается значительное влияние сварочного тока и длительности сварки на качество точечных сварных соединений.

Авторы [1–5] выделяют сварочный ток, длительность сварки и прижимающее усилие как основные параметры процесса RSW. Для достижения оптимального диаметра литого ядра сварного соединения рекомендуются повышенные значения сварочного тока и длительности сварки [1–3]. В то же время другие исследования демонстрируют прямую корреляцию диаметра литой зоны со сварочным током и длительностью сварки, а также обратную корреляцию с прижимающим усилием [5–8].

Морфология сварного соединения, полученного методом контактной точечной сварки, для соединений «металл – металл» характеризуется наличием трех характерных зон: зоны сплавления (ЗС), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ) (рис. 3). Зона сплавления представляет собой литое ядро сварного соединения, формирующееся в результате плавления и последующей кристаллизации свариваемых металлов. Зона термического влияния – это область, которая не подвергается плавлению, но претерпевает изменения микроструктуры под воздействием тепла, поступающего из зоны сплавления. Микроструктурный анализ образцов, полученных в данной работе, также выявил наличие трех характерных зон: зоны сплавления, зоны термического влияния и основного металла (рис. 3). Установлены существенные различия в микроструктуре каждой из этих зон. Зона сплавления и зона термического влияния характеризуются формированием столбчатых дендритов, ориентированных в определенном направлении.

Образование пор в литой структуре связывают с загрязнением поверхности и возможным насыщением металла водородом. Отсутствие пор в литой зоне в данном исследовании свидетельствует о достаточном тепловложении для обеспечения качественного плавления основного металла и формирования прочного соединения.

Сравнение микроструктуры зоны термического влияния и зоны сплавления показывает, что на границе сплавления формируются более крупные зерна столбчатых дендритов. Образование столбчатых дендритов в обеих зонах обусловлено высокой скоростью затвердевания (R) и высоким температурным градиентом (G) между расплавленным металлом (около 600 °С) и основным металлом (при комнатной температуре). В этих условиях не выполняется условие переохлаждения, необходимое для реализации механизма кристаллизации с плоской границей раздела «твердое тело – жидкость» [1–7], т. е. отношение G/R оказывается недостаточным для подавления дендритного роста. Меньший размер столбчатых дендритов в зоне сплавления связан с более высокой скоростью охлаждения (т. е. более высокой скоростью затвердевания), обусловленной высокой теплопроводностью алюминиевого сплава (120...180 Вт/мК) [1, 5, 9, 12–15].

Скорость охлаждения уменьшается от зоны сплавления к зоне термического влияния и основному металлу, который действует как теплоотвод. Это связано с тем, что теплопроводность является основным фактором, определяющим скорость охлаждения. Вследствие этого значение $G \times R$ в ЗТВ ниже по сравнению с ЗС, что приводит к формированию более крупных зерен.

Размер и форма зоны сплавления служат одними из ключевых критериев оценки качества RSW-соединения (рис. 3, а) [1, 2, 5, 16–19]. В данном исследовании диаметр зоны сплавления ($D_{ЗС}$) варьировался от 1,33 до 7,61 мм. Каждое значение представляет собой среднее арифметическое по результатам не менее трех измерений. Диаметр зоны сплавления, превышающий 7 мм, рассматривается рядом авторов [1, 2] как критический с точки зрения влияния на прочностные характеристики соединения. Увеличение размера зоны сплавления обусловлено высоким тепловложением при используемых режимах сварки.

Прочность на сдвиг при растяжении – еще один важный критерий для оценки качества кон-

тактных точечных сварных соединений. В проведенных экспериментах прочность на сдвиг при растяжении девяти сварных образцов варьировалась от 179 до 231 МПа (табл. 1). Максимальное значение прочности на сдвиг при растяжении было достигнуто при диаметре литой зоны 7,91 мм.

Итак, процесс RSW характеризуется сложным взаимодействием множества факторов. Однако основными регулируемыми параметрами являются сварочный ток, прижимающее усилие и длительность сварки, которые оказывают существенное влияние на качество сварного соединения. В табл. 2 представлено обобщение влияния указанных параметров на процесс RSW и качество сварки, а также соответствующие меры оптимизации, основанные на обзоре литературы [1–23].

В заключение следует отметить, что для получения качественных сварных соединений алюминиевых сплавов методом контактной точечной сварки необходимо подбирать оптимальное сочетание параметров циклограммы сварки. В частности, для достижения высоких значений прочности на сдвиг при растяжении и получения

сварных соединений с большим диаметром зоны сплавления необходимо учитывать возможность возникновения таких нежелательных явлений, как эффект выброса металла, разбрызгивание, холодная сварка или формирование зоны сплавления недостаточного размера. Обзор литературы [1–23] показывает, что сварочный ток является ключевым параметром, определяющим тепловложение в процессе сварки, а также наиболее легко регулируемым параметром. Кроме того, применение переменного прижимающего усилия, реализуемое с помощью электрического сервопривода, может улучшить стабильность процесса и повысить качество сварного соединения [14–23].

Дальнейшие исследования будут направлены на оптимизацию параметров контактной точечной сварки алюминиевых сплавов различной толщины.

Выводы

1. При контактной точечной сварке (RSW) алюминиевого сплава АМг-5 увеличение сварочного тока и длительности сварки приводит к уве-

Таблица 2

Table 2

Рекомендации по оптимизации основных параметров контактной точечной сварки

Recommendations for optimizing the basic parameters of resistance spot welding

Переменные процесса / Process variables	Влияние на сварочную точку / Effect on the welding point	Меры оптимизации / Optimization measures
Сварочный ток / Welding current	Размер и форма сварного шва, возникновение выброса, прочность на сдвиг и растяжение формируют микроструктуру сварного шва / Size and shape of the weld; Occurrence of expulsion; Shear and tensile strength influences the microstructure of the weld	Использование моделирования процесса и эксперимента для поиска оптимальной комбинации для одного конкретного процесса / Use of process modeling and experimentation to find the optimal combination for a specific process
Время сварки / Welding period	Прочность сварных соединений на растяжение, отслаивание и сдвиг / Tensile strength, peeling, and shear strength of welded joints	Необходимо вносить изменение, а не постоянное значение в ходе процесса / It is necessary to apply variation rather than a constant value during the process
Усилие на электродах / Electrode Force	Энергоэффективность процесса; возникновение выброса расплавленного металла; есть особенности затвердевания ядра при точечной сварке / Energy efficiency of the process; Occurrence of molten metal expulsion; Specific features of weld core solidification during spot welding	Необходимо вносить изменение, а не постоянное значение в ходе процесса / It is necessary to apply variation rather than a constant value during the process

личению тепловложения и, как следствие, к увеличению диаметра зоны сплавления. Прочность сварного соединения на сдвиг при растяжении также увеличивается с ростом сварочного тока и длительности сварки, что обусловлено увеличением диаметра зоны сплавления, который является одним из основных факторов, определяющих прочность соединения.

2. Для контактной точечной сварки внахлест алюминиевого сплава АМг-5 толщиной 2,5 мм оптимальными параметрами, обеспечивающими прочность соединения на сдвиг при растяжении 238 МПа, являются прижимное усилие 3000 Н, сварочный ток 12 кА и длительность сварки 25 мс.

Список литературы

1. Кочергин К.А. Контактная сварка. – Л.: Машиностроение, 1987. – 240 с.
2. Орлов Б.Д. Технология и оборудование контактной сварки. – М.: Машиностроение, 1986. – 352 с.
3. Zhou K., Yao P. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2019. – Vol. 124. – P. 170–198. – DOI: 10.1016/j.ymssp.2019.01.041.
4. Developments in characterization of resistance spot welding of aluminum / M. Hao, K.A. Osman, D.R. Boomer, C.J. Newton // *Welding Journal – Including Welding Research Supplement*. – 1996. – Vol. 75 (1). – P. 1–4. – URL: <https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-0029777851&origin=inward&txGid=43eb57982320fc23bd6ff9a0a6c0a142> (accessed: 07.08.2025).
5. A review on resistance spot welding of aluminum alloys / S.M. Manladan, F. Yusof, S. Ramesh, M. Fadzil, Z. Luo, S. Ao // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 90. – P. 605–634. – DOI: 10.1007/s00170-016-9225-9.
6. Feasibility study of dissimilar joining of aluminum alloy 5052 to pure copper via thermo-compensated resistance spot welding / Y. Zhang, Y. Li, Z. Luo, T. Yuan, J. Bi, Z.M. Wang, Z.P. Wang, Y.J. Chao // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 106. – P. 235–246. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.117.
7. Zhang W., Xu J. Advanced lightweight materials for automobiles: A review // *Materials & Design*. – 2022. – Vol. 221. – P. 110994. – DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110994.
8. Achieving safety and weight reduction in automobiles with the application of composite material / N. Sateesh, R. Subbiah, B.Ch Nookaraju, D. Siva Naga-

raju // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 62. – P. 4469–4472. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.04.936.

9. Materials for automotive lightweighting / A. Taub, E. De Moor, A. Luo, D.K. Matlock, J.G. Speer, U. Vaidya // *Annual Review of Materials Research*. – 2019. – Vol. 49 (1). – P. 327–359. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-070218-010134.

10. Joining aluminum alloy 5052 sheets via novel hybrid resistance spot clinching process / Y. Zhang, H. Shan, Y. Li, J. Guo, Z. Luo, C. Yong Ma // *Materials & Design*. – 2017. – Vol. 118. – P. 36–43. – DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.017.

11. Ambroziak A., Korzeniowski M. Using resistance spot welding for joining aluminium elements in automotive industry // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2010. – Vol. 10 (1). – P. 5–13. – DOI: 10.1016/S1644-9665(12)60126-5.

12. Influence of welding parameters on the tensile shear strength of aluminum alloy joint welded by resistance spot welding / R. Qiu, Z. Zhang, K. Zhang, H. Shi, G. Ding // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2011. – Vol. 20. – P. 355–358. – DOI: 10.1007/s11665-010-9703-4.

13. Effects of sheet surface conditions on electrode life in resistance welding aluminum / Z. Li, C. Hao, J. Zhang, H. Zhang // *Welding Journal*. – 2007. – Vol. 86 (4).

14. Characterization of resistance spot welded joints between aluminum alloy and mild steel with composite electrodes / R. Qiu, J. Li, H. Shi, H. Yu // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 24. – P. 1190–1202.

15. Corrosion behavior in aluminum/galvanized steel resistance spot welds and self-piercing riveting joints in salt spray environment / B. Pan, H. Sun, S.-L. Shang, W. Wen, M. Banu, J.C. Simmer, B.E. Carlson, N. Chen, Z.-K. Liu, Z. Zheng, P. Wang, J. Li // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 70. – P. 608–620. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.08.052.

16. Microstructural and interface geometrical influence on the mechanical fatigue property of aluminum/high-strength steel lap joints using resistance element welding for lightweight vehicles: experimental and computational investigation / S. Baek, G.Y. Go, J.-W. Park, J. Song, H.-c. Lee, S.-J. Lee, S. Lee, C. Chen, M.-S. Kim, D. Kim // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 17. – P. 658–678. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.01.041.

17. Arumugam A., Pramanik A. A review on the recent trends in forming composite joints using spot welding variants // *Journal of Composites Science*. – 2024. – Vol. 8 (4). – P. 155. – DOI: 10.3390/jcs8040155.

18. Welding time effect on mechanical properties of automotive sheets in electrical resistance spot welding / S. Aslanlar, A. Ogur, U. Ozsarac, E. Ilhan // *Materials*



& Design. – 2008. – Vol. 29 (7). – P. 1427–1431. – DOI: 10.1016/j.matdes.2007.09.004.

19. Matsushita M., Ikeda R., Oi K. Development of a new program control setting of welding current and electrode force for single-side resistance spot welding // *Welding in the World*. – 2015. – Vol. 59. – P. 533–543. – DOI: 10.1007/s40194-015-0228-1.

20. Chang B.H., Zhou Y. Numerical study on the effect of electrode force in small-scale resistance spot welding // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 139 (1–3). – P. 635–641. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00613-7.

21. Podržaj P., Jerman B., Simončič S. Poor fit-up condition in resistance spot welding // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 230. – P. 21–25. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.009.

22. Yu J. New methods of resistance spot welding using reference waveforms of welding power // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. – 2016. – Vol. 17. – P. 1313–1321. – DOI: 10.1007/s12541-016-0156-z.

23. Interfacial microstructure and mechanical property of resistance spot welded joint of high strength steel and aluminium alloy with 4047 AlSi12 interlayer / W. Zhang, D. Sun, L. Han, D. Liu // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 57. – P. 186–194. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.045.

24. Pouranvari M., Marashi S.P.H. Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2013. – Vol. 18 (5). – P. 361–403. – DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000120.

25. Production of new nanostructures for modification of steels and cast irons / A.I. Karlina, V.V. Kondrat'ev, A.D. Kolosov, A.E. Balanovskiy, N.A. Ivanov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012183. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012183.

26. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, V. Van Huy, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012013. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.

27. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear / M.V. Konstantinova, A.E. Balanovskiy, V.E. Gozbenko, S.K. Kargapol'tsev, A.I. Karlina, M.G. Shtayger, E.A. Guseva, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012146. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.

28. Capability enhancement of production of activating fluxes for arc welding using ultradispersed products of silicon waste processing / N.N. Ivanchik, A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, I.A. Sysoev, A.I. Karlina // *IOP*

Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012035. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012035.

29. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebe, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

30. Comparative metallographic analysis of the structure of St3 steel after being exposed to different ways of work-hardening / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, M.V. Grechneva, V.V. Kondrat'ev, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012012. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012012.

31. Complex metallographic researches of 110G13L steel after heat treatment / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, S.A. Nebogin, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012014. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012014.

32. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapol'tsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560. – P. 012185. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.

33. An investigation into the behavior of cathode and anode spots in a welding discharge / A.I. Karlina, A.E. Balanovskiy, V.V. Kondrat'ev, V.V. Romanova, A.G. Batukhtin, Y.I. Karlina // *Applied Sciences*. – 2024. – Vol. 14 (21). – P. 9774. – DOI: 10.3390/app14219774.

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

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

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

37. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // *IOP*

Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2018. – Vol. 194 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

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

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

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

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Determination of the main parameters of resistance spot welding of Al-5 Mg aluminum alloy

Viktor Kondratiev^{1, 2, a}, Valeriy Gozbenko^{3, 4, b, *}, Roman Kononenko^{5, c},
 Marina Konstantinova^{5, d}, Elena Guseva^{5, e}

¹ A.P. Vinogradov Institute of Geochemistry of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 1A Favorsky str., Irkutsk, 664033, Russian Federation

² Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

³ Irkutsk State Transport University, 15 Chernyshevskogo str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

⁴ Angarsk State Technical University, 60 Tchaikovsky str., Angarsk, 665835, Russian Federation

⁵ Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-7437-2291>,  imz@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8394-0054>,  vgozbenko@inbox.ru;

^c  <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>,  istu_politech@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-8533-0214>,  mavikonst@mail.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-8719-7728>,  el.guseva@rambler.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 March 2025

Revised: 07 April 2025

Accepted: 14 May 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Welding

Resistance Spot Welding (RSW)

Nugget

Heat-Affected Zone (HAZ)

Aluminum

Hardness

ABSTRACT

Introduction. The resistance spot welding (*RSW*) process has proven to be widely applicable across various industrial sectors, especially for mass production. Typical fields of application include aerospace, automotive, furniture manufacturing, and other industries. However, the *RSW* process presents certain challenges when welding aluminum and its alloys. Generally, aluminum alloys produce poor welds due to their physical and metallurgical properties such as oxide formation, thermal expansion and contraction, lower weldability, and the formation of intermetallic compounds. This study aims to evaluate the feasibility and mechanical characteristics of *RSW* joints in *Al-5 Mg* aluminum alloys. **The purpose** is to assess the potential of resistance spot welding for aluminum alloys and to determine the influence of key *RSW* parameters on the microstructure and properties of the weld. **Research methods.** *Al-5 Mg* aluminum alloy sheets in as-received condition were used. Spot welding was performed using a stationary resistance spot welding machine *MT-4240*. Samples for analysis were cut, polished, and subsequently examined under an optical microscope. Hardness measurements were carried out using a microhardness tester along two directions: radially across the nugget and through the sheet thickness, employing a 100 g load. An *Instron* electromechanical testing machine was utilized for shear testing at a constant traverse speed of 1 mm/min until complete joint failure at room temperature. The nugget diameter was measured on the fracture surface after shear tensile testing. **Results and Discussion.** Optimal input parameters for welding 2.5 mm thick aluminum sheets were identified, and three output variables were analyzed: tensile strength, joint hardness, and nugget diameter. It was observed that joint strength improved significantly with increased process parameters (welding current and welding period). Nugget diameter showed a clear correlation with input parameters related to current and welding period. An increase in process parameters, i.e., weld cycle time, electrode force, and welding current, led to an increase in nugget size. The ratio of weld strength to base metal strength reached approximately 0.9. It is demonstrated that resistance spot welding of 2.5 mm thick *Al-5 Mg* aluminum sheets is feasible and can be employed in various industrial applications.

For citation: Kondratiev V.V., Gozbenko V.E., Kononenko R.V., Konstantinova M.V., Guseva E.A. Determination of the main parameters of resistance spot welding of Al-5 Mg aluminum alloy. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 6–22. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-6-22. (In Russian).

* Corresponding author

Gozbenko Valeriy E., D.Sc. (Engineering), Professor

Irkutsk State Transport University,

15 Chernyshevskogo str.,

664074, Irkutsk, Russian Federation

Tel: +7 914 951-60-21, e-mail: vgozbenko@inbox.ru

References

1. Kochergin K.A. *Kontaknaya svarka* [Contact welding]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987. 240 p.
2. Orlov B.D. *Tekhnologiya i oborudovanie kontaktnoi svarki* [Technology and equipment of contact welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986. 352 p.
3. Zhou K., Yao P. Overview of recent advances of process analysis and quality control in resistance spot welding. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2019, vol. 124, pp. 170–198, DOI: 10.1016/j.ymssp.2019.01.041.
4. Hao M., Osman K.A., Boomer D.R., Newton C.J. Developments in characterization of resistance spot welding of aluminum. *Welding Journal – Including Welding Research Supplement*, 1996, vol. 75 (1), pp. 1–4. Available at: <https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-0029777851&origin=inward&txGid=43eb57982320fc23bd6ff9a0a6c0a142> (accessed 07.08.2025).
5. Manladan S.M., Yusof F., Ramesh S., Fadzil M., Luo Z., Ao S. A review on resistance spot welding of aluminum alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 90, pp. 605–634. DOI: 10.1007/s00170-016-9225-9.
6. Zhang Y., Li Y., Luo Z., Yuan T., Bi J., Wang Z.M., Wang Z.P., Chao Y.J. Feasibility study of dissimilar joining of aluminum alloy 5052 to pure copper via thermo-compensated resistance spot welding. *Materials & Design*, 2016, vol. 106, pp. 235–246. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.05.117.
7. Zhang W., Xu J. Advanced lightweight materials for automobiles: A review. *Materials & Design*, 2022, vol. 221, p. 110994. DOI: 10.1016/j.matdes.2022.110994.
8. Sateesh N., Subbiah R., Nookaraju B.Ch, Nagaraju D. Siva. Achieving safety and weight reduction in automobiles with the application of composite material. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 62, pp. 4469–4472. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.04.936.
9. Taub A., Moor E. De, Luo A., Matlock D.K., Speer J.G., Vaidya U. Materials for automotive lightweighting. *Annual Review of Materials Research*, 2019, vol. 49 (1), pp. 327–359. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070218-010134.
10. Zhang Y., Shan H., Li Y., Guo J., Luo Z., Ma C. Yong. Joining aluminum alloy 5052 sheets via novel hybrid resistance spot clinching process. *Materials & Design*, 2017, vol. 118, pp. 36–43. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.01.017.
11. Ambroziak A., Korzeniowski M. Using resistance spot welding for joining aluminium elements in automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2010, vol. 10 (1), pp. 5–13. DOI: 10.1016/S1644-9665(12)60126-5.
12. Qiu R., Zhang Z., Zhang K., Shi H., Ding G. Influence of welding parameters on the tensile shear strength of aluminum alloy joint welded by resistance spot welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, vol. 20, pp. 355–358. DOI: 10.1007/s11665-010-9703-4.
13. Li Z., Hao C., Zhang J., Zhang H. Effects of sheet surface conditions on electrode life in resistance welding aluminum. *Welding Journal*, 2007, vol. 86 (4).
14. Qiu R., Li J., Shi H., Yu H. Characterization of resistance spot welded joints between aluminum alloy and mild steel with composite electrodes. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 1190–1202. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.03.069.
15. Pan B., Sun H., Shang S.-L., Wen W., Banu M., Simmer J.C., Carlson B.E., Chen N., Liu Z.-K., Zheng Z., Wang P., Li J. Corrosion behavior in aluminum/galvanized steel resistance spot welds and self-piercing riveting joints in salt spray environment. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 70, pp. 608–620. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.08.052.
16. Baek S., Go G.Y., Park J.-W., Song J., Lee H.-c., Lee S.-J., Lee S., Chen C., Kim M.-S., Kim D. Micro-structural and interface geometrical influence on the mechanical fatigue property of aluminum/high-strength steel lap joints using resistance element welding for lightweight vehicles: experimental and computational investigation. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 658–678. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.01.041.
17. Arumugam A., Pramanik A. A review on the recent trends in forming composite joints using spot welding variants. *Journal of Composites Science*, 2024, vol. 8 (4), p. 155. DOI: 10.3390/jcs8040155.
18. Aslanlar S., Ogur A., Ozsarac U., Ilhan E. Welding time effect on mechanical properties of automotive sheets in electrical resistance spot welding. *Materials & Design*, 2008, vol. 29 (7), pp. 1427–1431. DOI: 10.1016/j.matdes.2007.09.004.
19. Matsushita M., Ikeda R., Oi K. Development of a new program control setting of welding current and electrode force for single-side resistance spot welding. *Welding in the World*, 2015, vol. 59, pp. 533–543. DOI: 10.1007/s40194-015-0228-1.
20. Chang B.H., Zhou Y. Numerical study on the effect of electrode force in small-scale resistance spot welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 139 (1–3), pp. 635–641. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00613-7.

21. Podržaj P., Jerman B., Simončič S. Poor fit-up condition in resistance spot welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 230, pp. 21–25. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.009.
22. Yu J. New methods of resistance spot welding using reference waveforms of welding power. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2016, vol. 17, pp. 1313–1321. DOI: 10.1007/s12541-016-0156-z.
23. Zhang W., Sun D., Han L., Liu D. Interfacial microstructure and mechanical property of resistance spot welded joint of high strength steel and aluminium alloy with 4047 AlSi12 interlayer. *Materials & Design*, 2014, vol. 57, pp. 186–194. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.12.045.
24. Pouranvari M., Marashi S.P.H. Critical review of automotive steels spot welding: process, structure and properties. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2013, vol. 18 (5), pp. 361–403. DOI: 10.1179/1362171813Y.0000000120.
25. Karlina A.I., Kondrat'ev V.V., Kolosov A.D., Balanovskiy A.E., Ivanov N.A. Production of new nanostructures for modification of steels and cast irons. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012183. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012183.
26. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Van Huy V., Karlina A.I. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012013. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.
27. Konstantinova M.V., Balanovskiy A.E., Gozbenko V.E., Kargapol'tsev S.K., Karlina A.I., Shtayger M.G., Guseva E.A., Kuznetsov B.O. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012146. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.
28. Ivanchik N.N., Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Sysoev I.A., Karlina A.I. Capability enhancement of production of activating fluxes for arc welding using ultradispersed products of silicon waste processing. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012035. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012035.
29. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.
30. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Grechneva M.V., Kondrat'ev V.V., Karlina A.I. Comparative metallographic analysis of the structure of St3 steel after being exposed to different ways of work-hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012012. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012012.
31. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Nebogin S.A., Karlina A.I. Complex metallographic researches of 110G13L steel after heat treatment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012014. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012014.
32. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapol'tsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
33. Karlina A.I., Balanovskiy A.E., Kondrat'ev V.V., Romanova V.V., Batukhtin A.G., Karlina Y.I. An investigation into the behavior of cathode and anode spots in a welding discharge. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 (21), p. 9774. DOI: 10.3390/app14219774.
34. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshekin A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.
35. Efremenkov E.A., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), vol. 5. DOI: 10.3390/app12010005.
36. Martyushev N.V., Skeebe V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.
37. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.
38. Zverev E.A., Skeebe V.Y., Skeebe P.Y., Khlebova I.V. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, 87(8), 082061, DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.

39. Skeebe V.Yu. Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83. (In Russian).

40. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. Investigation of the process of automatic control of current polarity reversal in the conditions of hybrid technology of electrochemical processing of corrosion-resistant steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15. (In Russian).

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

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Влияние скорости резания на импульсные изменения температуры передней поверхности резца при точении жаропрочной стали 15X2НМФА

Валерия Гвинджилия^{а, *}, Евгений Фоминов^б, Андрей Марченко^с,
Татьяна Лавренова^д, Светлана Дебеева^е

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

^а <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>, vvgvindjiliya@donstu.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0002-0165-7536>, fominoff83@mail.ru;
^с <https://orcid.org/0000-0003-4028-6712>, tobago13@yandex.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-8283-7730>, bys_ka87@mail.ru;
^е <https://orcid.org/0000-0002-2796-2424>, sve_tchk@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.06

История статьи:

Поступила: 13 апреля 2025

Рецензирование: 25 апреля 2025

Принята к печати: 21 мая 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Продольное точение

Жаропрочная сталь

Кинематические возмущения

Температура передней поверхности

АННОТАЦИЯ

Введение. Статья посвящена оценке влияния периодических флуктуаций параметров режимов обработки на изменение максимальной температуры передней поверхности резца. **Предмет.** Как флуктуации параметров режимов резания рассматриваются колебания их значений относительно номинального, вследствие чего возникают периодические изменения площади срезаемого слоя и условий взаимодействия стружки с передней поверхностью инструмента, которые влияют на изменение температуры в зоне резания. **Цель работы:** оценить влияние периодических флуктуаций параметров режимов обработки для различных скоростей резания на изменение максимальной величины температуры передней поверхности резца при точении жаропрочной стали 15X2НМФА на станке с большим сроком эксплуатации без применения охлаждения. **Метод и методология.** Исследован процесс чистового продольного точения жаропрочной стали 15X2НМФА на станке с большим сроком эксплуатации без применения охлаждения. В ходе обработки произведено измерение вибраций инструмента по трём координатным осям при варьировании скорости резания для постоянной глубины резания и подачи. При помощи цифрового имитационного моделирования с использованием входных данных, полученных из натурных экспериментов, выявлены моменты в динамике системы, когда каждый из режимов резания в результате флуктуаций принимает экстремальные значения, а затем определены соответствующие им отклонения максимальной расчётной температуры от номинальной величины. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что при вариации скорости обработки происходит изменение дестабилизирующих тепловое состояние факторов: на низких скоростях в исследованной системе резания основными источниками температурных отклонений являются моменты выхода на экстремальные значения глубины и скорости резания, на более же высоких оборотах максимальный эффект оказывают колебания глубины резания и подачи. Выявлено, что при достижении параметров режимов обработки экстремального значения в большинстве случаев происходит рост мгновенной температуры, при этом обнаружено наличие скоростей резания, для которых такие отклонения минимальны.

Для цитирования: Влияние скорости резания на импульсные изменения температуры передней поверхности резца при точении жаропрочной стали 15X2НМФА / В.Е. Гвинджилия, Е.В. Фоминов, А.А. Марченко, Т.В. Лавренова, С.А. Дебеева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 23–36. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-23-36.

Введение

Одним из главных факторов, определяющих износостойкость инструментального режущего материала, является температура в зоне обработки. Исследованиям, связанным с оценкой и прогнозированием максимальных температур на

поверхности режущего инструмента, за последние десятилетия посвящено значительное количество научных работ. Предложены экспериментальные методы определения данного параметра путем контактного измерения и анализа теплового излучения [1–3], представлены различные аналитические зависимости для прогнозирования температуры [4–7]. Актуальным направлением также является оценка влияния технологических режимов обработки на температуру в зоне резания. Представленные работы в этой области в большинстве случаев посвящены из-

*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, к.т.н., старший преподаватель
Донской государственный технический университет,
пл. Гагарина, 1,
344000, г. Ростов-на-Дону, Россия
Тел.: +7 918 583-23-33, e-mail: vvgvindjiliya@donstu.ru

учению изменения средней температуры при вариации одного из параметров режимов резания, но воздействие вибраций, генерируемых самой системой при определённых режимах обработки, на характер тепловыделения в контактной зоне не анализируется [8–12]. При этом проводимые исследования показывают, что вибрации режущего инструмента и температура в зоне резания обладают высокой степенью корреляционной связи. Например, в работах Songyuan Li и др. показаны результаты влияния вибраций инструмента на температуру для различных стадий износа инструмента [13]. Qiu Yu и др. также констатируют значительное влияние режимов резания и вибраций инструмента на тепловое состояние в зоне обработки, при этом отмечая, что эта связь характеризуется нелинейными свойствами и зависит от параметров функционирования системы резания [14].

Температура в зоне резания достигает наибольшей величины на конечной границе участка *вторичных пластических деформаций* (ВПД) передней грани резца. Сопряжение «передняя поверхность инструмента – стружка» представляет собой тяжелонагруженную трибосистему, нагрев рабочей грани резца в которой происходит вследствие вязкой диссипации энергии трения в поверхностном деформируемом микрообъёме стружки. За счёт применения гидродинамических аналогий к оценке деформационных процессов в слое ВПД А.В. Чичинадзе и К.Г. Шучевым получена аналитическая зависимость, описывающая температурное распределение вдоль передней поверхности и позволяющая определить максимальную температуру на этой грани [15]. Параметры функционирования объёмного источника тепловыделения в стружке определяются заданными режимами резания. При этом в результате различных вибрационных возмущений в системе резания одновременно один или несколько из начально заданных параметров обработки (скорость, подача, глубина резания) периодически отклоняются от своих номинальных величин, изменяя комплекс трибodeформационных показателей, которые определяют максимальную мгновенную температуру контакта. В результате переменного характера функционирования источников тепловыделения на передней грани будут иметь место периодически повторяющиеся импульсные изменения

мгновенной температуры, связанные с механическими колебаниями исполнительных элементов станка. Конкретное отклонение данного показателя от номинальной величины определяется комплексом значений, которые принимает каждый из параметров режимов обработки в момент флуктуаций. Увеличение амплитуды переменной составляющей температуры приводит к росту градиента температур в режущем клине в целом и усилению нежелательных термотоков. Колебания температуры в участках, прилегающих к зоне первичных пластических деформаций, изменяют характеристики обрабатываемого материала и оказывают влияние на силы резания.

Нестабильное тепловое состояние зоны резания и переменный характер теплового нагружения поверхностей резца являются причиной интенсификации окислительного и диффузионного видов изнашивания рабочих граней инструмента [17–19]. При этом термодинамические процессы на передней грани инструмента во многом определяют тепловое состояние и процессы изнашивания на его задней поверхности [20, 21]. Особенно остро негативные температурные эффекты проявляются при сухом резании жаропрочных материалов с низким уровнем теплопроводности [22–24]. Дополнительным фактором, способствующим усилению вибраций резца и росту температуры в зоне обработки, будет служить применение оборудования с длительным сроком эксплуатации, для которого характерны значительные кинематические возмущения со стороны приводов подач и привода главного движения в процессе обработки.

Цель работы: оценить влияние периодических флуктуаций параметров режимов обработки, возникающих при различных скоростях резания, на изменение максимальной величины температуры передней поверхности резца при точении жаропрочной стали 15X2НМФА на станке с большим сроком эксплуатации без применения охлаждения.

Методы

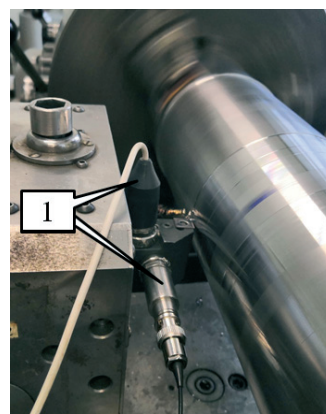
Натурные испытания проводились в производственных условиях (завод «Атоммаш», г. Волгодонск) на универсальном токарном станке ДИП-300. Наружное продольное точение заготовок диаметром 109 мм и длиной 400 мм из

стали 15Х2НМФА выполнялось твёрдосплавными пластинами Т15К6 со следующей геометрией режущей части: передний угол $\gamma = 6^\circ$, задний угол $\alpha = 6^\circ$, главный угол в плане $\varphi = 95^\circ$, радиус при вершине пластины $r = 0,5$ мм. Точение осуществлялось при подаче $s = 0,198$ мм/об, глубина резания составляла $t = 0,5$ мм на сторону, обороты шпинделя $n = 630 \dots 1000$ об/мин (скорость резания $V = 215,5 \dots 343,6$ м/мин). Заготовки были центрированы и предварительно проточены. Для повышения жесткости подсистемы заготовки использовался усиленный прецизионный вращающийся задний центр BISON 8814-5 NC PRECISION 20/30.

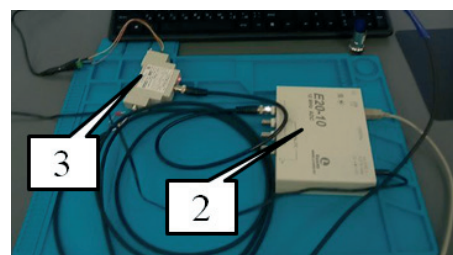
В качестве основных информационных каналов о динамике процесса резания были выбраны вибрации инструмента, измеренные в направлениях его подвижности, так как они в большей степени влияют на флуктуации технологических режимов. Для снятия вибраций инструмента использовался стенд, состоящий из трех акселерометров модели А603С01, аналогово-цифрового преобразователя LCard E20-10 с частотой дискретизации входящего сигнала до 10 МГц, ИСР-преобразователь ВТК-2-010 для усиления и пропорционального преобразования сигналов виброускорений в переменное напряжение с частотным диапазоном $0,1 \dots 50\,000$ Гц (рис. 1). Частота дискретизации сигнала – 10 кГц на канал. Запись сигналов производилась с помощью программного обеспечения L-Graph II, обработка экспериментальных данных и идентификация параметров цифровой модели процесса резания осуществлялась с применением программного обеспечения Matlab и Simulink.

Модель динамической системы резания представлена в виде совокупности трех взаимосвязанных подсистем. Первая из них обеспечивает движение резца относительно заготовки, т. е. задает технологические режимы резания, а также инерционно-диссипативные свойства системы. Вторая подсистема задает упругие деформации и силы резания, действующие на инструмент. Третья подсистема реализует блок формирования неуправляемых возмущений, источником которых являются кинематические возмущения со стороны приводной системы станка и биения шпиндельного узла [25].

При моделировании динамики процесса обработки формирование значений параметров



а



б

Рис. 1. Общий вид оборудования для исследования:

а – виброакселерометры (1); б – система непрерывного вибрационного контроля инструмента: АЦП E20-10 (2) и ИСР-преобразователь ВТК-2-010 (3)

Fig. 1. General view of the equipment for the study:

а – vibration accelerometers (1); б – continuous vibration monitoring system of the tool: ADC E20-10 (2) and ICP transducer VTK-2-010 (3)

скорости резания V , подачи s и глубины резания t осуществлялось следующим образом. Для каждого из параметров они определялись суммой значения, заданного системой управления (V_0, s_0, t_0), деформационных смещений $H = \{H_X, H_Y, H_Z\}$, мм, скоростей деформационных смещений $\eta = dH / d\tau = \{\eta_X, \eta_Y, \eta_Z\}$, мм/с, а также вибрационных возмущений $\Delta = \{\Delta_X, \Delta_Y, \Delta_Z\}$, мм. Вибрационные возмущения по своей структуре являются периодическими функциями времени и могут быть представлены в виде

$$\Delta_i(\tau) = \sum_{n=1}^k A_n \sin(\omega_n \tau);$$

$$v_i^\Delta(\tau) = d\Delta_i / d\tau = \sum_{n=1}^k A_n \omega_n \cos(\omega_n \tau), \quad (1)$$

где A_n , ω_n – соответственно амплитуды и частоты осцилляторов, возмущающих движение инструмента в направлениях движения инструмента $i = \{X, Y, Z\}$, определяемые экспериментальным путем.

Итоговое представление технологических режимов резания моделировалось в следующем виде:

$$\begin{aligned} V &= V_0 - \eta_Z + v_Z^A; \\ s &= \int_{\tau-\tau_0}^{\tau} (V_x - \eta_X + v_X^A) d\tau; \\ t &= t_0 - H_Y + \Delta_Y, \end{aligned} \quad (2)$$

где $\tau_0 = 1/\Omega$ – время одного оборота детали, с; Ω – частота оборота детали, Гц; V_x – скорость движения подачи, $V_x = s_0\Omega$, мм/с.

Расчёт максимальной температуры контакта на передней поверхности для каждого из сочетаний значений параметров V , s и t , которые они принимают в моменты флуктуаций из-за вибраций инструмента, осуществлялось по аналитической зависимости Чичинадзе – Шучева [15]

$$\begin{aligned} T &= \left(\frac{\omega_{01}}{k_1 + m_1} + \frac{\omega_{02}}{\frac{l_1}{V_C} k_2^2 a_2} \times \right. \\ &\times \left(\frac{l_1}{V_C} k_2^2 a_2 + 1 - 2k_2 \sqrt{a_2 \frac{l_1}{V_C}} \frac{1}{\pi} - \exp \left(\frac{l_1}{V_C} k_2^2 a_2 \right) \times \right. \\ &\times \left. \left. \operatorname{erfc} \left(k_2 \sqrt{a_2 \frac{l_1}{V_C}} \right) \right) \right) \left(\lambda_1 m_1 + \frac{2\lambda_2}{\pi a_2 \frac{l_1}{V_C}} \right)^{-1}, \quad (3) \end{aligned}$$

где ω_{01} – максимальная объемная плотность источника тепловыделения от сил трения в теле инструмента, Вт/м³; $\omega_{02} = \frac{q_0 k t_H}{t_{пл} h \left(1 - \exp \left(-k \frac{T_H}{T_{пл}} \right) \right)}$ –

начальная плотность источника тепловыделения в обрабатываемом материале, Вт/м³; q_0 – удельная мощность трения для передней поверхности, Вт/м²; k_1 , k_2 – коэффициенты локализации источника теплопоглощения для инструментального и обрабатываемого материала соответственно, м⁻¹; a_2 – коэффициент температуропроводности заготовки, м²/с; λ_1 , λ_2 – коэффициенты

теплопроводности твёрдого сплава и материала заготовки соответственно, Вт/м·°С; V_c – скорость движения стружки по передней поверхности, м/с; $T_{пл}$ – температура плавления материала заготовки, °С; k – температурный коэффициент, °С, $k = 7,143 \cdot 10^{-4} T_{пл}$; h – средняя толщина пластически деформированного слоя в стружке, м; T_H – разница температур внутри пластически деформированного слоя, °С; l_1 – длина участка

ВПД на передней поверхности, м; $m_1 = \sqrt{\frac{\alpha_1}{\lambda_1 \left(\frac{A_1}{P_1} \right)}}$;

A_1 – площадь трибоконтакта на участке ВПД, м²; P_1 – периметр трибоконтакта на участке ВПД, м; α_1 – коэффициент теплоотдачи инструментального материала, м²/°С.

Для определения средней толщины зоны ВПД применялась эмпирическая зависимость [26]:

$$h = \frac{\tau_k l_1}{\lambda_2 T_{пл}}. \quad (4)$$

Для учета влияния изменения сил резания в моменты флуктуаций на величину параметров τ_k и h средние касательные напряжения на передней поверхности определялись как $\tau_k = F_{XY}/A_k$, Па, где F_{XY} – результирующая сила резания для продольного (X) и радиального (Y) направлений; A_k – общая площадь контакта стружки с передней поверхностью, $A_k = 2l_1 b$. Значения длины контакта l_1 и ширины срезаемого слоя b определялись по методикам [27] и [28] соответственно.

Результаты и их обсуждение

Проведены анализ и обработка данных колебательных ускорений, записанных с помощью вибродатчиков. Вычислены колебательная скорость и смещение инструмента относительно детали. На рис. 2 представлена вибрационная характеристика процесса резания в продольном направлении, отвечающем за вариации площади срезаемого слоя. По спектральным характеристикам данных измерительного комплекса установлены доминирующие частотные составляющие системы и кинематических возмущений.

Вибрационные характеристики на примере суппортной группы представляют собой широкополосный сигнал. Анализ низкочастотного

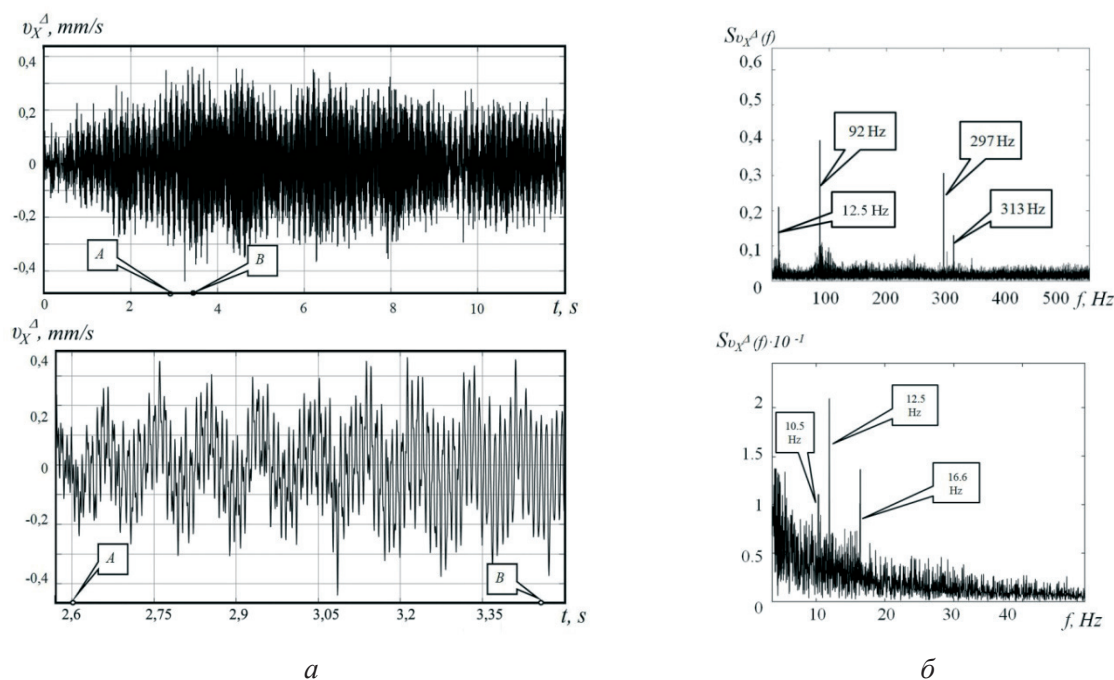


Рис. 2. Пример обработанных данных для колебательной скорости инструмента в продольном направлении:

a – временная реализация; *б* – амплитудный спектр колебательной скорости в среднечастотном и низкочастотном диапазоне

Fig. 2. Example of processed data for tool oscillatory velocity in the longitudinal direction:

a – time-domain signal; *б* – amplitude spectrum of oscillatory velocity in mid-frequency and low-frequency range

диапазона показывает, что в спектре колебаний суппортной группы можно выделить три основные частоты. Первая из них совпадает с частотой биений шпиндельной группы. Остальные, в том числе и в среднечастотном диапазоне, являются составляющими кинематических возмущений.

На основе полученных данных произведено моделирование динамики процесса резания с учетом влияния вибрационных возмущений (1) [29]. Примеры динамики сил резания для различных скоростей резания изображены на рис. 3. Диапазон включает в себя как скорости, используемые в натурных опытах на станке ($V = 216$ м/мин, $V = 270$ м/мин, $V = 343$ м/мин), так и промежуточные значения, полученные имитационным цифровым моделированием.

С точки зрения динамики силовых показателей процесса резания верхней границей оптимального диапазона частоты оборота детали будут значения ниже первой частотной составляющей кинематических возмущений (12,5 Гц (рис. 2)), т. е. $n < 700$ об/мин или $V < 252$ м/мин. Частоты $n = 800$ об/мин ($V = 270$ м/мин) и $n = 930$ об/мин ($V = 318$ м/мин) могут быть ис-

пользованы в качестве режимов обработки с условием постоянства частоты оборотов детали, так как вариации частоты вращения заготовки в 1 Гц могут привести к значительному ухудшению динамики процесса резания (рис. 3). В этом случае малым вариациям технологических режимов резания в зоне квазиустойчивых параметров ($V = 343$ м/мин) соответствуют значительные вариации сил резания, в 1,6...2 раза превышающие вариации аналогичных параметров при $V = 216$ м/мин и $V = 270$ м/мин.

Результаты моделирования вариаций трех параметров режимов резания на примере скорости обработки внутри оптимального с точки зрения минимизации вариаций площади срезаемого слоя диапазоне (216,5 м/мин) и за его пределами (343,6 м/мин) представлены на рис. 4, *a*, *б*. Стоит отметить, что при $V = 343,6$ м/мин сигналы по скорости и глубине резания приобретают вид практически гармонических колебаний. В данном случае происходит наложение частотных составляющих возмущений с несоизмеримыми амплитудами, при этом наблюдается наиболее мощный сигнал. Кинематические возмущения

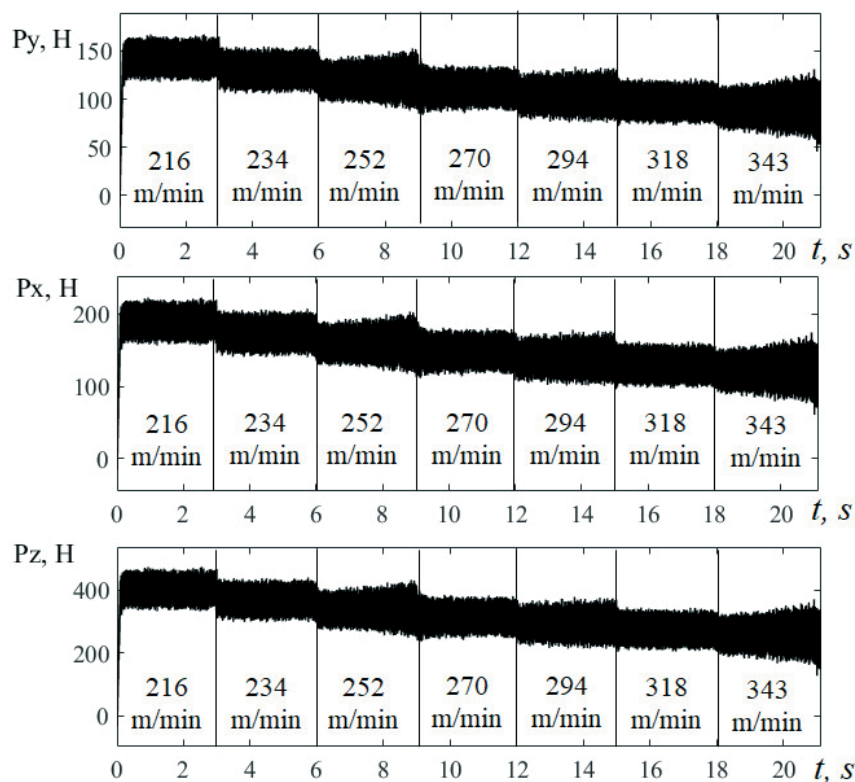


Рис. 3. Моделирование сил резания по направлениям X , Y , Z для $s = 0,198$ мм/об, $t = 0,5$ мм для диапазона оборотов шпинделя $V = 216 \dots 343$ м/мин

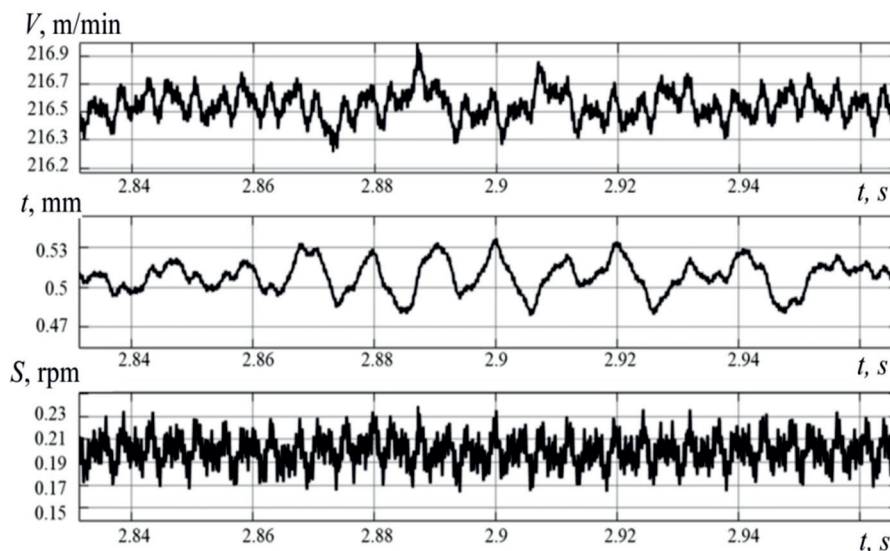
Fig. 3. Modeling of cutting forces along X , Y , Z directions for $s = 0.198$ rpm, $t = 0.5$ mm over the spindle speed range $V = 216 \dots 343$ m/min

со стороны суппортной группы продолжают возмущать траекторию движения инструмента в продольном направлении, что приводит к вариациям площади срезаемого слоя.

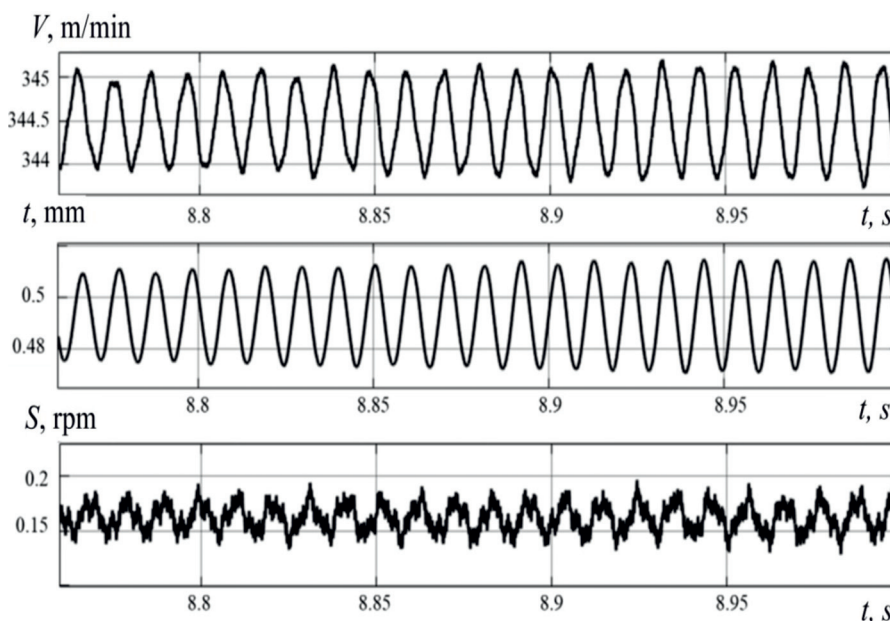
Периодическое изменение площади срезаемого слоя вследствие колебаний режимов резания (V , s , t) относительно своего номинального значения вызывают периодические вариации сил резания, что приводит к периодическим изменениям давления стружки на переднюю грань инструмента. Фактически происходит периодическая перестройка процесса функционирования трибосистемы «стружка – передняя поверхность», характеристики которой непосредственно влияют на изменение температуры в зоне резания. В этом случае формируется сложная связь между механическими и термодинамическими процессами, она определяется уже не только характеристиками взаимодействующих подсистем механической части, но и трибофизическими явлениями, влияющими на свойства среды в зоне резания. Образование этих связей хоть

и вызвано внешними возмущениями, идущими от механических систем станка, но большее влияние на термодинамическое состояние контактной зоны оказывают уже физико-механические свойства инструментального и обрабатываемого материалов, определяющие особенности протекания упруго-пластических деформаций. Деформационные процессы на участках контакта стружки с передней гранью инструмента являются как следствием динамики процесса резания, так и источником новых нелинейных преобразований в зоне обработки, в том числе влияющих на износ инструмента и качество обработанной поверхности. Этим и обусловлена необходимость анализа взаимного влияния механических и термодинамических характеристик динамики процесса резания на основе параметров, доступных для измерения в системе.

Для оценки изменения температуры на передней грани резца за счет вариаций режимов и сил резания, характерных для



a



б

Рис. 4. Флуктуации технологических режимов:

 $V = 216,5$ м/мин (а); $V = 343,6$ м/мин (б)

Fig. 4. Fluctuations of technological modes:

 $V = 216.5$ m/min (a); $V = 343.6$ m/min (b)

каждой из частот оборотов шпинделя, выделим такие квазистатические моменты в динамике системы, когда скорость, подача и глубина резания в результате флуктуаций принимают свои экстремальные значения. Для каждой из этих временных точек определим величины остальных двух параметров режимов обработки и значения результирующих сил резания F_{xy} в этот момент (табл. 1, 2, ст. 2–5). На основании полученных данных произведён расчёт основных трибопоказателей по формуле (3), определяющих максимальную температуру

передней грани $T_{\max}$ в моменты экстремальных значений параметров V , s и t (табл. 1, 2, ст. 6–10). Представлены также отклонения максимальной температуры поверхности от номинальной величины ΔT и амплитуда ее изменения в моменты флуктуаций A_T (табл. 1, 2, ст. 11–12).

По результатам моделирования при $n = 630$ об/мин наибольший рост мгновенной температуры происходит при выходе глубины резания на минимальное значение. При этом в моменты флуктуаций имеют место такие сочетания параметров V , s и t , при которых комплекс

Таблица 1

Table 1

Вариации технологических режимов, силы резания и основных трибопоказателей для $V = 216,5$ м/мин

Variations of technological modes, cutting forces and main tribological parameters for $V = 216.5$ m/min

Состояние параметра в момент флуктуации / Parameter state at the moment of fluctuation	V , м/мин / V , m/min	s , мм/об / s , mm/rev	t , мм / t , mm	F_{xy} , Н / F_{xy} , N	l_1 , мм / l_1 , mm	h , мкм / h , μ m	τ_k , МПа / τ_k , MPa	K_a	T_{max} , °C	ΔT , °C	A_T , °C
(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)
Номинальное / Nominal	216,5	0,198	0,5	228	0,24	23	508	2,005	1139,2	0	–
$V \rightarrow \max$	217	0,234	0,51	257	0,28	25	471	1,998	1134,5	–4,7	26,8
$V \rightarrow \min$	216,2	0,173	0,48	230	0,21	24	619	2,013	1161,2	+22,1	
$s \rightarrow \max$	216,8	0,242	0,49	271	0,29	27	498	1,998	1149,7	+10,6	10,6
$s \rightarrow \min$	216,3	0,157	0,47	218	0,19	21	576	2,703	1142,6	+3,4	
$t \rightarrow \max$	216,8	0,225	0,53	247	0,28	24	460	1,998	1133,1	–6,1	35,9
$t \rightarrow \min$	216,3	0,176	0,46	235	0,20	25	651	2,014	1168,9	+29,8	

Таблица 2

Table 2

Вариации технологических режимов, силы резания и основных трибопоказателей для $V = 343,6$ м/мин

Variations of technological modes, cutting forces and main tribological parameters for $V = 343.6$ m/min

Состояние параметра в момент флуктуации / Parameter state at the moment of fluctuation	V , м/мин / V , m/min	s , мм/об / s , mm/rev	t , мм / t , mm	F_{xy} , Н / F_{xy} , N	l_1 , мм / l_1 , mm	h , мкм / h , μ m	τ_k , па / τ_k , MPa	K_a	T_{max} , °C	ΔT , °C	A_T , °C
(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)
Номинальное / Nominal	343,6	0,198	0,5	142	0,24	14	319	1,962	1092,2	0	–
$V \rightarrow \max$	345,4	0,17	0,507	149	0,21	15	386	1,967	1117,9	+25,8	32,8
$V \rightarrow \min$	343,5	0,158	0,47	139	0,19	15	423	1,974	1124,9	+32,8	
$s \rightarrow \max$	344,2	0,207	0,509	205	0,25	20	430	1,959	1152,8	+60,7	60,7
$s \rightarrow \min$	344,5	0,151	0,47	119	0,17	13	382	1,975	1101,3	+9,1	
$t \rightarrow \max$	344,7	0,168	0,519	194	0,21	19	496	1,966	1162,5	+70,3	70,3
$t \rightarrow \min$	343,8	0,157	0,45	139	0,18	15	447	1,976	1132,6	+40,4	

их значений практически нивелирует изменение мгновенных температур (при $V \rightarrow \max$; $s \rightarrow \min$). Следует также отметить, что в результате вибраций в данных условиях обработки возможны снижения максимальной мгновенной температуры относительно номинального значения (при $V \rightarrow \max$; $t \rightarrow \max$). При повышении скорости резания отрицательные отклонения температуры в моменты флуктуаций проявляются в меньшей степени или далее полностью прекращаются. Так, при точении со скоростью $V = 343,6$ м/мин при любых сочетаниях параметров режимов резания изменение мгновенной температуры происходит лишь в сторону увеличения (табл. 2, ст. 11).

Амплитуды температурных всплесков с увеличением числа оборотов шпинделя в целом повышаются, при этом также изменяются и факторы, способствующие генерации положительных температурных всплесков. Если при $V = 216,5$ м/мин основными источниками тем-

пературных всплесков с максимальной амплитудой являются моменты выхода на экстремальные значения параметров t и V , то на более высоких оборотах значительный эффект оказывают колебания глубины резания и подачи. Так, при точении на скорости $V = 343,6$ м/мин чаще повторяются флуктуации с нагревом поверхности резца на дополнительные 61...70 °C, что обусловлено значительными вариациями площади срезаемого слоя за счёт вибраций, характерных для данного режима обработки.

В табл. 3 представлены амплитуды периодических изменений температуры для различной частоты оборотов шпинделя n . Наибольшие значения параметра A_T при каждой скорости обработки выделены подчёркиванием, тем самым отмечены параметры режимов резания, флуктуации которых вносят наибольший вклад в нестабильность теплового состояния зоны резания при каждом значении n .



Расчетные амплитуды периодических изменений температуры A_T в моменты выхода параметров V , s и t на экстремальные значения

Calculated amplitudes of periodic temperature variations ΔT at moments when parameters V , s , and t reach extreme values

Параметр режима / Mode parameter	Амплитуда A_T , °C					
	216,5 м/мин / 216.5 m/min	252 м/мин / 252 m/min	270 м/мин / 270 m/min	294 м/мин / 294 m/min	318 м/мин / 318 m/min	343,6 м/мин / 343.6 m/min
V	<u>26,8</u>	<u>31,1</u>	<u>17,8</u>	21,2	24,8	32,8
s	14,1	18,1	12,5	<u>36,1</u>	<u>42,5</u>	<u>60,8</u>
t	<u>35,9</u>	<u>43,2</u>	<u>26,4</u>	<u>41,6</u>	<u>51,4</u>	<u>70,3</u>

Исследованный диапазон скоростей имеет выраженный локальный минимум, соответствующий скорости 270 м/мин, для которой достигаются наименьшие значения параметра A_T при всех экстремальных значениях режимов точения. Повышение оборотов шпинделя выше данной величины приводит к изменению характера генерации температурных всплесков (источники V , t сменяются на s , t) и росту амплитуд A_T .

Закключение

Произведен анализ влияния вибрационных возмущений в системе резания на изменение максимальной температуры передней поверхности токарного резца. По результатам цифрового имитационного моделирования с использованием данных натурных опытов определялись отклонения температуры контакта от номинального значения для моментов, когда один из режимов резания в результате флуктуаций принимает экстремальное значение. Установлено, что сочетание параметров обработки в такие моменты в общем случае приводит к мгновенному росту максимальной температуры на передней грани инструмента, характеризуемой понятием тепловой вспышки, но при этом для некоторых вариантов комбинаций возможно незначительное снижение величины указанного показателя.

В исследованном диапазоне режимов выявлена оптимальная скорость резания, при которой выход всех трёх параметров обработки на экстремальные значения приводит к минимальному изменению температуры на передней поверхности. Установлено также, что данная скорость обработки является границей, разделившей из-

ученный скоростной диапазон на два интервала, которые отличаются по факторам, дестабилизирующим тепловое состояние контактной зоны. При точении заготовки с частотой оборотов ниже данной границы наибольшие температурные отклонения происходят при выходе на экстремальные значения глубины и скорости резания. При повышении скорости обработки сверх оптимального значения основными источниками изменений температуры контакта становятся уже глубина резания и подача. Таким образом, ограничивающим производительность процесса обработки фактором по критерию минимизации температурных флуктуаций являются вариации площади срезаемого слоя вследствие кинематических возмущений, характерных для исследованной системы резания на более высоких скоростях точения.

Приведенные в настоящей работе результаты исследований могут быть использованы при выборе рациональных режимов обработки с учётом кинематических возмущений суппортной группы станка и термодинамического состояния контактной зоны, зависящей от их проявлений. Методика позволяет оценить и выбрать технологические режимы, при которых флуктуации сил минимизируют возможные импульсные изменения температуры передней поверхности резца в случае точения без применения охлаждения. Анализ влияния охлаждающей жидкости на импульсные изменения параметров функционирования источника тепловыделения является перспективным направлением для дальнейших исследований. В первую очередь представленная методика будет актуальна для предприятий со средней и высокой степенью износа оборудо-

вания. Её использование позволит, не прибегая к длительным стойкостным испытаниям, определять или корректировать режимы точения при изменении конфигурации системы резания (например, в случае поставок инструмента другого производителя) с учётом фактического состояния станков.

Применение в системах мониторинга и компенсации вибраций амплитуды температурных колебаний, вызванных кинематическими погрешностями, в качестве дополнительного параметра оценки оптимальности режимов резания может улучшить стабильность процесса и снизить общую температуру в зоне резания. Учёт температурных изменений, вычисленных по сигналу вибрационной активности инструмента, особенно актуален для металлорежущих станков с длительным сроком эксплуатации, для которых характерны значительные периодические возмущения системы резания со стороны приводов подачи и привода главного движения.

Список литературы

1. Komanduri R., Hou Z.B. A review of the experimental techniques for the measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing processes and tribology // *Tribology International*. – 2001. – Vol. 34 (10). – P. 653–682. – DOI: 10.1016/S0301-679X(01)00068-8.
2. Grzesik W. Experimental investigation of the cutting temperature when turning with coated indexable inserts // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 1999. – Vol. 39 (3). – P. 355–369. – DOI: 10.1016/S0890-6955(98)00044-3.
3. An experimental technique for the measurement of temperature fields for the orthogonal cutting in high speed machining / G. Sutter, L. Faure, A. Molinari, N. Ranc, V. Pina // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2003. – Vol. 43 (7). – P. 671–678. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00037-3.
4. An improved analytical model of cutting temperature in orthogonal cutting of Ti6Al4V / C. Shan, X. Zhang, B. Shen, D. Zhang // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2019. – Vol. 32 (3). – P. 759–769. – DOI: 10.1016/j.cja.2018.12.001.
5. Barzegar Z., Ozlu E. Analytical prediction of cutting tool temperature distribution in orthogonal cutting including third deformation zone // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 67. – P. 325–344. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.05.003.
6. Analytical and experimental investigations of rake face temperature considering temperature-dependent thermal properties / J. Weng, J. Saelzer, S. Berger, K. Zhuang, A. Bagherzadeh, E. Budak, D. Biermann // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2023. – Vol. 314. – P. 117905. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2023.117905.
7. Кулкарни А.П., Чинчаникар С., Саргаде В.Г. Теория размерностей и моделирование температуры на границе раздела стружка–инструмент при точении SS304 на основе искусственных нейронных сетей // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 47–64. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-47-64.
8. Cutting temperatures in hard turning chromium hardfacings with PCBN tooling / X.J. Ren, Q.X. Yang, R.D. James, L. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2004. – Vol. 147 (1). – P. 38–44. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2003.10.013.
9. Sulaiman S., Roshan A., Borazjani S. Effect of cutting parameters on tool-chip interface temperature in an orthogonal turning process // *Advanced Materials Research*. – 2014. – Vol. 903. – P. 21–26. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.903.21.
10. Kikuchi M. The use of cutting temperature to evaluate the machinability of titanium alloys // *Acta Biomaterialia*. – 2009. – Vol. 5 (2). – P. 770–775. – DOI: 10.1016/j.actbio.2008.08.016.
11. Karaguzel U., Budak E. Investigating effects of milling conditions on cutting temperatures through analytical and experimental methods // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 262. – P. 532–540. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.07.024.
12. Cutting tool temperature prediction method using analytical model for end milling / Wu Baohai, C. Di, H. Xiaodong, Z. Dinghua, T. Kai // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2016. – Vol. 29 (6). – P. 1788–1794. – DOI: 10.1016/j.cja.2016.03.011.
13. Experimental study on coupling characteristics of cutting temperature rise and cutting vibration under different tool wear states / S. Li, Sh. Li, Y. Hu, E. Popov // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – Vol. 118. – P. 907–919. – DOI: 10.1007/s00170-021-07948-w.
14. Experimental study on correlation between turning temperature rise and turning vibration in dry turning on aluminum alloy / Q. Yu, Sh. Li, X. Zhang, M. Shao // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 103. – P. 453–469. – DOI: 10.1007/s00170-019-03506-7.
15. Температурный режим при трении инструментальных материалов с учётом объёмности источника тепловыделения / А.В. Чичинадзе, К.Г. Шучев, А.А. Рыжкин, А.И. Филипчук, М.М. Климов // *Трение и износ*. – 1986. – № 7. – С. 43–51.
16. Термоэлектрические характеристики процесса точения стальных заготовок твердосплавными пластинами с комбинированными покрытиями



ями / В.А. Лебедев, М.М. Алиев, Е.В. Фоминов, А.В. Фоменко, А.А. Марченко, А.Е. Мироненко // Трение и износ. – 2023. – Т. 44, № 2. – С. 114–121. – DOI: 10.32864/0202-4977-2023-44-2-114-121.

17. Рыжкин А.А. Синергетика изнашивания инструментальных материалов при лезвийной обработке. – Ростов н/Д.: ДГТУ, 2019. – 289 с.

18. Мигранов М.Ш., Шустер Л.Ш. Износостойкость режущего инструмента с многослойными покрытиями // Трение и износ. – 2005. – Т. 26, № 3. – С. 304–307.

19. Влияние периодических флуктуаций параметров режимов резания на температуру передней поверхности токарного резца / Е.В. Фоминов, В.Е. Гвинджилия, А.А. Марченко, К.Г. Шучев // Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don). – 2025. – Т. 25, № 1. – С. 32–42. – DOI: 10.23947/2687-1653-2025-25-1-32-42.

20. Даниелян А.М., Бобрик П.И., Гуревич Я.Л. Обработка резанием жаропрочных сталей, сплавов и тугоплавких металлов. – М.: Машиностроение, 1965. – 308 с.

21. Резников А.Н. Теплофизика резания. – М.: Машиностроение, 1969. – 288 с.

22. Multi-objective optimization of performance indicators in turning of AISI 1045 under dry cutting conditions / A.T. Abbas, A.A. Al-Abduljabbar, M.M. El Rayes, F. Benyahia, I.H. Abdelgalielel, A. Elkaseer // Metals. – 2023. – Vol. 13 (1). – P. 96. – DOI: 10.3390/met13010096.

23. Özbek O. Evaluation of nano fluids with minimum quantity lubrication in turning of Ni-base superal-

loy UDIMET 720 // Lubricants. – 2023. – Vol. 11 (4). – P. 159. – DOI: 10.3390/lubricants11040159.

24. Experimental investigation of turning process parameter under several cutting conditions for duplex steels for minimization of cutting temperature / K.K. Arun, V.R. Navaneeth, S. Prabhu, M. Ramesh Kumar, M. Giriraj // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 62 (4). – P. 1917–1920. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.01.447.

25. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Влияние вибраций на траектории формообразующих движений инструмента при точении // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 42–58. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-42-58.

26. Рыжкин А.А. Теплофизические процессы при изнашивании инструментальных режущих материалов. – Ростов н/Д.: Изд-во ДГТУ, 2005. – 311 с.

27. Бобров В.Ф. Развитие науки о резании металлов. – М.: Машиностроение, 1967. – 416 с.

28. Силин С.С. Методы подбора при резании материалов. – М.: Машиностроение, 1979. – 152 с.

29. Влияние динамических характеристик процесса резания на шероховатость поверхности детали при токарной обработке / В.Е. Гвинджилия, Е.В. Фоминов, Д.В. Моисеев, Е.И. Гамалеева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 143–157. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-143-157.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Influence of cutting speed on pulse changes in the temperature of the front cutter surface during turning of heat-resistant steel 0.17 C-Cr-Ni-0.6 Mo-V

Valery Gvindjiliya ^{a, *}, Evgeny Fominov ^b, Andrey Marchenko ^c,
Tatiana Lavrenova ^d, Svetlana Debeeva ^e

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>, vvgvindjiliya@donstu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-0165-7536>, fominoff83@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-4028-6712>, tobago13@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-8283-7730>, bys_ka87@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-2796-2424>, sve_tchk@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 April 2025

Revised: 25 April 2025

Accepted: 21 May 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Longitudinal turning

Heat-resistant steel

Kinematic disturbance

Front surface temperature

ABSTRACT

Introduction. This paper is devoted to the evaluation of the influence of periodic fluctuations of machining mode parameters on the change of the maximum temperature of the front surface of the cutter. **Subject of research.** Fluctuations of cutting mode parameters are considered as deviations of their values relative to the nominal ones, resulting in periodic changes in the cross-sectional area of the cut layer and the interaction conditions between the chip and the tool's front surface, which affect temperature changes in the cutting zone. **The purpose of this work** is to evaluate the influence of periodic fluctuations of machining mode parameters at different cutting speeds on the variation of the maximum temperature of the cutting tool's front surface during turning of heat-resistant steel 0.17 C-Cr-Ni-0.6 Mo-V on a long-life machine without cooling. **Method and methodology.** The finishing longitudinal turning process of heat-resistant steel 0.17 C-Cr-Ni-0.6 Mo-V on a long-life machine without cooling was investigated. During machining, tool vibrations were measured along three coordinate axes while varying the cutting speed at constant depth of cut and feed. Using digital simulation modeling based on input data obtained from in-situ experiments, the moments in the system dynamics when each cutting mode parameter reaches extreme values due to fluctuations were identified. Deviations of the maximum design temperature from the corresponding nominal value were then determined. **Results and discussion.** It is established that variations in machining speed change the factors destabilizing the thermal state: at low speeds, the main sources of temperature deviations in the investigated cutting system are moments when extreme values of cutting depth and speed are reached; at higher speeds, fluctuations of cutting depth and feed have the greatest effect. It is revealed that when machining parameters reach extreme values, instantaneous temperature generally increases, and cutting speeds at which such deviations are minimal are identified.

For citation: Gvindjiliya V.E., Fominov E.V., Marchenko A.A., Lavrenova T.V., Debeeva S.A. Influence of cutting speed on pulse changes in the temperature of the front cutter surface during turning of heat-resistant steel 0.17 C-Cr-Ni-0.6 Mo-V. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 23–36. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-23-36. (In Russian).

References

1. Komanduri R., Hou Z.B. A review of the experimental techniques for the measurement of heat and temperatures generated in some manufacturing processes and tribology. *Tribology International*, 2001, vol. 34 (10), pp. 653–682. DOI: 10.1016/S0301-679X(01)00068-8.
2. Grzesik W. Experimental investigation of the cutting temperature when turning with coated indexable inserts. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 1999, vol. 39 (3), pp. 355–369. DOI: 10.1016/S0890-6955(98)00044-3.

* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Ph.D. (Engineering), Senior Lecturer
 Don State Technical University,
 1 Gagarin square,
 344000, Rostov-on-Don, Russian Federation
 Tel.: +7 918 583-23-33, e-mail: vvgvindjiliya@donstu.ru

3. Sutter G., Faure L., Molinari A., Ranc N., Pina V. An experimental technique for the measurement of temperature fields for the orthogonal cutting in high speed machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003, vol. 43 (7), pp. 671–678. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00037-3.

4. Shan C., Zhang X., Shen B., Zhang D. An improved analytical model of cutting temperature in orthogonal cutting of Ti6Al4V. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2019, vol. 32 (3), pp. 759–769. DOI: 10.1016/j.cja.2018.12.001.

5. Barzegar Z., Ozlu E. Analytical prediction of cutting tool temperature distribution in orthogonal cutting including third deformation zone. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 67, pp. 325–344. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.05.003.

6. Weng J., Saelzer J., Berger S., Zhuang K., Bagherzadeh A., Budak E., Biermann D. Analytical and experimental investigations of rake face temperature considering temperature-dependent thermal properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, vol. 314, p. 117905. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2023.117905.

7. Kulkarni A.P., Chincharikar S., Sargade V.G. Dimensional analysis and ANN simulation of chip-tool interface temperature during turning SS304. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 47–64. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-47-64.

8. Ren X.J., Yang Q.X., James R.D., Wang L. Cutting temperatures in hard turning chromium hardfacings with PCBN tooling. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 147 (1), pp. 38–44. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2003.10.013.

9. Sulaiman S., Roshan A., Borazjani S. Effect of cutting parameters on tool-chip interface temperature in an orthogonal turning process. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 903, pp. 21–26. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amr.903.21.

10. Kikuchi M. The use of cutting temperature to evaluate the machinability of titanium alloys. *Acta Biomaterialia*, 2009, vol. 5 (2), pp. 770–775. DOI: 10.1016/j.actbio.2008.08.016.

11. Karaguzel U., Budak E. Investigating effects of milling conditions on cutting temperatures through analytical and experimental methods. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 262, pp. 532–540. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.07.024.

12. Baohai W., Di C., Xiaodong H., Dinghua Z., Kai T. Cutting tool temperature prediction method using analytical model for end milling. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2016, vol. 29 (6), pp. 1788–1794. DOI: 10.1016/j.cja.2016.03.011.

13. Li S., Li Sh., Hu Y., Popov E. Experimental study on coupling characteristics of cutting temperature rise and cutting vibration under different tool wear states. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 118, pp. 907–919. DOI: 10.1007/s00170-021-07948-w.

14. Yu Q., Li Sh., Zhang X., Shao M. Experimental study on correlation between turning temperature rise and turning vibration in dry turning on aluminum alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103, pp. 453–469. DOI: 10.1007/s00170-019-03506-7.

15. Chichinadze A.V., Shuchev K.G., Ryzhkin A.A., Filipchuk A.I., Klimov M.M. Temperaturnyi rezhim pri trenii instrumental'nykh materialov s uchetom ob'emnosti istochnika teplovydeleniya [Temperature regime during friction of tool materials taking into account the volume of heat source]. *Trenie i iznos = Friction and Wear*, 1986, no. 7, pp. 43–51.

16. Lebedev V.A., Aliev M.M., Fominov E.V., Fomenko A.V., Marchenko A.A., Mironenko A.E. Termoelektricheskie kharakteristiki protsessa tocheniya stal'nykh zagotovok tverdospaynymi plastinami s kombinirovannymi pokrytiyami [Thermoelectric characteristics of the process of turning steel billets by carbide inserts with combined coatings]. *Trenie i iznos = Friction and Wear*, 2023, vol. 44, no. 2, pp. 114–121. DOI: 10.32864/0202-4977-2023-44-2-114-121.

17. Ryzhkin A.A. *Sinergetika iznashivaniya instrumental'nykh materialov pri lezviinoy obrabotke* [Synergetics of tool materials wear during blade machining]. Rostov-on-Don, DSTU Publ., 2019. 289 p.

18. Migranov M.Sh., Shuster L.Sh. *Iznosostoikost' rezhushchego instrumenta s mnogoslainymi pokrytiyami* [Wear resistance of cutting tools with multilayer coatings]. *Trenie i iznos = Friction and Wear*, 2005, vol. 26, no. 3, pp. 304–307.

19. Fominov E.V., Gvindjilia V.E., Marchenko A.A., Shuchev K.G. Effect of periodic fluctuations of cutting mode parameters on the temperature of the front face of a turning tool. *Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don)*, 2025, vol. 25 (1), pp. 32–42. DOI: 10.23947/2687-1653-2025-25-1-32-42.

20. Danielyan A.M., Bobrik P.I., Gurevich Ya.L. *Obrabotka rezaniem zharoprochnykh stalei, spлавov i tugoplavkikh metallov* [Cutting treatment of heat-resistant steels, alloys and refractory metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1965. 308 p.

21. Reznikov A.N. *Teplofizika rezaniya* [Thermophysics of cutting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1969. 288 p.
22. Abbas A.T., Al-Abduljabbar A.A., El Rayes M.M., Benyahia F., Abdelgalil I.H., Elkaseer A. Multi-objective optimization of performance indicators in turning of AISI 1045 under dry cutting conditions. *Metals*, 2023, vol. 13 (1), p. 96. DOI: 10.3390/met13010096.
23. Özbek O. Evaluation of nano fluids with minimum quantity lubrication in turning of Ni-base superalloy UDI-MET 720. *Lubricants*, 2023, vol. 11 (4), p. 159. DOI: 10.3390/lubricants11040159.
24. Arun K.K., Navaneeth V.R., Prabhu S., Ramesh Kumar M., Giriraj M. Experimental investigation of turning process parameter under several cutting conditions for duplex steels for minimization of cutting temperature. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 62 (4), pp. 1917–1920. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.01.447.
25. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. The influence of the vibration on the tool shape-generating trajectories when turning. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 3, pp. 42–58. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.3-42-58.
26. Ryzhkin A.A. *Teplofizicheskie protsessy pri iznashivanii instrumental'nykh rezhushchikh materialov* [Thermophysical processes at wear of tool cutting materials]. Rostov-on-Don, DSTU Publ., 2005. 311 p.
27. Bobrov V.F. *Razvitie nauki o rezanii metallov* [Development of science of metal cutting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 416 p.
28. Silin S.S. *Metody podobiya pri rezanii materialov* [Similarity methods in cutting of materials]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 152 p.
29. Gvindjiliya V.E., Fominov E.V., Moiseev D.V., Gamaleeva E.I. Influence of dynamic characteristics of the turning process on the workpiece surface roughness. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 143–157. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-143-157.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Получение прутков и листов из сплава TiNiHf с высокотемпературным эффектом памяти формы методами продольной прокатки и ротационной ковки

Роман Карелин^{a, *}, Виктор Комаров^b, Владимир Черкасов^c, Артем Осокин^d,
 Константин Сергиенко^e, Владимир Юсупов^f, Владимир Андреев^g

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

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4795-8668>,  rdkarelin@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-4710-3739>,  vickomarov@gmail.com;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-5450-3565>,  cherkasov.vv@misis.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0008-4945-3648>,  art.osokin1201@icloud.com;
^e  <https://orcid.org/0000-0003-4018-4599>,  shulf@yandex.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>,  vsyusupov@mail.ru;
^g  <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>,  andreev.icmateks@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.295'24:539.374

История статьи:

Поступила: 07 июля 2025
 Рецензирование: 28 июля 2025
 Принята к печати: 07 августа 2025
 Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Сплав с памятью формы
 Прокатка
 Твердость
 Ротационная ковка

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке государственного задания ИМЕТРАН на 2025 год № 075-00319-25-00.

АННОТАЦИЯ

Введение. Сплавы с памятью формы на основе никелида титана являются функциональными материалами, нашедшими широкое практическое применение в технике и медицине. Для регулирования их функционального поведения и получения материалов со специальными свойствами активно развивается использование тройных сплавов на основе никелида титана, а в особый класс следует выделить сплавы системы TiNiHf, для которых реализация эффекта памяти формы происходит при более высоких температурах. Необходимость получения таких сплавов продиктована потребностями целого ряда отраслей промышленности, требующих создания функциональных элементов из сплавов с памятью формы с температурой срабатывания более 120 °С. Эти сплавы также должны обладать достаточной технологической пластичностью для изготовления деформированных полуфабрикатов и последующего производства термочувствительных элементов. Среди актуальных вопросов развития практического применения сплавов TiNiHf можно также выделить развитие технологии получения полуфабрикатов различного сортамента, связанных с разработкой режимов и схем термомеханической обработки. **Цель работы:** исследование возможности проведения деформационной обработки исследуемых сплавов TiNiHf с высокотемпературным эффектом памяти формы и выявление закономерностей формирования фазового состава и механических характеристик в зависимости от способа обработки. **В работе исследована** возможность получения листов и прутков из сплавов TiNiHf с 5 и 10 ат. % Hf и 50,0 ат. % Ni методами продольной прокатки, прокатки в калибрах и ротационной ковки. **Методами исследования** являлись рентгенографический анализ, дифференциальная сканирующая калориметрия и измерение твердости по Виккерсу. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что сплав TiNiHf с 10 ат. % Hf обладает недостаточной технологической пластичностью. Из сплава с 5 ат. % Hf были получены заготовки в виде листов и прутков различного размера за счет использования процессов продольной прокатки и ротационной ковки. Показано, что проведение горячей деформации позволяет увеличить твердость исследуемого сплава TiNiHf с 5 ат. % Hf по сравнению с литым состоянием с 232 HV до 242...264 HV. Проведение холодной деформации приводит к значительному росту значений твердости, до 362...394 HV. Характеристические температуры протекания прямого и обратного мартенситного превращения достаточно стабильны. На основании результатов исследования можно сделать вывод о перспективности применения продольной прокатки и ротационной ковки для получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf с 5 ат. % Hf и повышения функциональных и механических свойств сплава после выплавки.

Для цитирования: Получение прутков и листов из сплава TiNiHf с высокотемпературным эффектом памяти формы методами продольной прокатки и ротационной ковки / Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, В.В. Черкасов, А.А. Осокин, К.В. Сергиенко, В.С. Юсупов, В.А. Андреев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 37–49. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-37-49.

Введение

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана являются функциональными материалами, нашедшими широкое практическое применение в технике и медицине благодаря уникальным свойствам памяти формы, высоким механическим характеристикам, коррозионной

*Адрес для переписки

Карелин Роман Дмитриевич, к.т.н.
 Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
 Ленинский пр. 49,
 119334, г. Москва, Россия
 Тел.: +7 916 590-42-76, e-mail: rdkarelin@gmail.com

стойкости и биосовместимости [1–7]. Для регулирования их функционального поведения и получения материалов со специальными свойствами активно развивается использование тройных сплавов на основе никелида титана с добавлением Cu, Fe, Co, Nb, Hf и др. [8–11]. Среди этих сплавов в особый класс следует выделить сплавы системы TiNiHf, для которых характерно проявление высокотемпературного эффекта памяти формы [12–14].

Большинство научных исследований в данной области посвящено сплаву с содержанием 20 ат. % Hf и 50,3 ат. % Ni. За счет применения такого состава сплава может быть обеспечен температурный интервал восстановления формы (ТИВФ) 200...350 °C [15–19]. Высокое содержание Hf (20 ат. %) и Ni (выше 50 ат. %) объясняется тем, что в некоторых исследованиях было показано, как при увеличении суммарной концентрации Ti и Hf выше 49,8 ат. % сплавы системы TiNiHf становятся хрупкими и не могут подвергаться обработке давлением. Причиной возникновения хрупкости является выделение большого количества охрупчивающей фазы типа (Ti, Hf)₂Ni [20]. Из-за этого в исследуемых сплавах обычно повышают концентрацию Ni, и при отсутствии изменений содержания других элементов происходит соответствующее снижение температурного интервала мартенситных превращений. Поэтому для получения высокотемпературного эффекта памяти формы в этих сплавах требуется повышение концентрации Hf. Использование сплава с высоким содержанием Hf приводит к его существенному удорожанию и сдерживает развитие применения данного сплава. Кроме того, оно также сдерживается ограниченными возможностями регулирования температур протекания мартенситных превращений.

На сегодняшний день в ряде отраслей промышленности существует потребность в сплаве с памятью формы, обладающем ТИВФ в диапазоне 120...200 °C и достаточной технологической пластичностью для изготовления термочувствительных элементов. Среди актуальных вопросов развития практического применения сплавов TiNiHf также можно выделить развитие технологии получения полуфабрикатов различного сортамента, связанных с разработкой режимов и схем термомеханической обработки [21].

В частности, в ранее проведенных исследованиях была показана возможность изготовления прутков из сплава Ti_{49,0}Ni_{49,5}Hf_{1,5} методом ротационнойковки с высокими механическими свойствами и температурой конца восстановления формы после наведения 2 % деформации 155 °C [22]. В работе [23] была продемонстрирована возможность использования импульсного электрического тока для увеличения технологической пластичности сплава Ti_{47,4}Ni_{47,6}Hf_{5,0} при холодной прокатке.

Исходя из вышеизложенного, в рамках развития методов получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf с пониженной концентрацией Hf и Ni **цель данной работы** заключалась в исследовании возможности проведения термомеханической обработки с использованием различных методов деформации сплавов TiNiHf с 5 и 10 ат. % Hf и 50,0 ат. % Ni, а также в выявлении закономерностей формирования фазового состава и механических характеристик в зависимости от выбранного способа деформации.

В работе исследована возможность получения полуфабрикатов в виде листов и прутков методами продольной прокатки, прокатки в калибрах и ротационнойковки, а также проведено исследование структуры и механических характеристик сплава методами рентгенографического анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии и измерения твердости по Виккерсу. К одним из наиболее значимых результатов следует отнести получение из сплава Ti_{45,0}Ni_{50,0}Hf_{5,0} полуфабрикатов в виде полос толщиной 2,2 и 1,0 мм, прямоугольного прутка размерами 6,9×8,5 мм и круглого прутка диаметром 5,1 мм, обладающих высокой твердостью и стабильным фазовым составом.

Материалы и методика исследования

В качестве объекта исследований были выбраны сплавы заданного состава Ti_{45,0}Ni_{50,0}Hf_{5,0} и Ti_{40,0}Ni_{50,0}Hf_{10,0}. В качестве исходных шихтовых компонентов использовали йодидный титан 99,99%-й чистоты, никель марки Н0 99,99%-й чистоты и гафниевую проволоку марки ГФИ-1 диаметром 2,5 мм. Выплавку исходных слитков TiNiHf с 5 и 10 ат. % Hf проводили методом вакуумной электродуговой плавки с 8-кратным переплавом и разливкой в медный водоохлаждаемый

кристаллизатор. Горячую деформацию заготовки проводили методом продольной и сортовой прокатки на стане «Дуо-300», а также методом горячей ротационнойковки при температуре 850 °С. Калибровка стана при сортовой прокатке – «квадрат – квадрат»; изменение стороны квадрата осуществлялось по следующей технологической карте: 19→17→15→13→11→9→8→7→6 мм. Холодную прокатку проводили на стане КВАРТО 110/300.

Исследование температурного интервала протекания прямого и обратного мартенситного превращения (ТИМП) в сплаве после выплавки проводили методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре Mettler Toledo DSC 3+ со скоростью нагрева и охлаждения 10 °С/мин в интервале температур от 0 до 200 °С. Исследование фазового состава выполняли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в диапазоне углов 2θ от 35 до 47° [18, 24]. Исследование механических характеристик проводили путем измерения твердости по Виккерсу при комнатной температуре с использованием твердомера LECOM 400-А под нагрузкой 1 Н.

Результаты и их обсуждение

Выплавка исходных слитков СПФ TiNiHf

Общий вид полученных слитков после электронно-лучевой плавки представлен на рис. 1. Масса, размеры и химический состав слитков приведены в табл. 1.

После выплавки было проведено исследование ТИМП в полученных слитках методом ДСК. Характерные калориметрические кривые приведены на рис. 2.



Рис. 1. Фотографии слитков 1 (а), 2 (б) и 3 (в) СПФ TiNiHf после выплавки методом вакуумной электродуговой плавки с 8-кратным переплавом

Fig. 1. Photographs of ingots 1 (a), 2 (b), and 3 (c) of TiNiHf SMA after vacuum arc melting with 8-fold remelting

Результаты ДСК образцов, вырезанных из слитков 1 и 3, показали, что в исследуемом температурном интервале отсутствуют пики как прямого, так и обратного превращения. В слитке 2 температуры начала и конца обратного МП составили 63 и 124 °С соответственно. Такой широкий интервал характерен для литого состояния слитков ввиду возможного наличия внутренних напряжений и ликваций.

На первом этапе для повышения однородности слиток 1 подвергли гомогенизационному отжигу в течение 12 ч в вакууме при температуре 1100 °С. Однако в ходе проведения отжига произошло расплавление слитка, что может быть связано с образованием фаз с меньшей темпе-

Таблица 1

Table 1

Масса, размеры и расчетный состав слитков TiNiHf
Weight, dimensions, and calculated composition of the TiNiHf ingots

№ слитка / Ingot No.	Масса, г / Weight, g	Размеры, ($h \times b \times L$) мм / Dimensions, ($h \times b \times L$) mm	Химический состав / Chemical composition					
			масс. % / mass %			ат. % / at. %		
			Ti	Ni	Hf	Ti	Ni	Hf
1	148,84	9,5×18,1×137,5	28,87	44,23	26,90	40,0	50,0	10,0
2	150,15	10,4×18,5×136,9	36,03	49,06	14,92	45,0	50,0	5,00
3	149,12	9,8×17,8×137,5	28,87	44,23	26,90	40,0	50,0	10,0

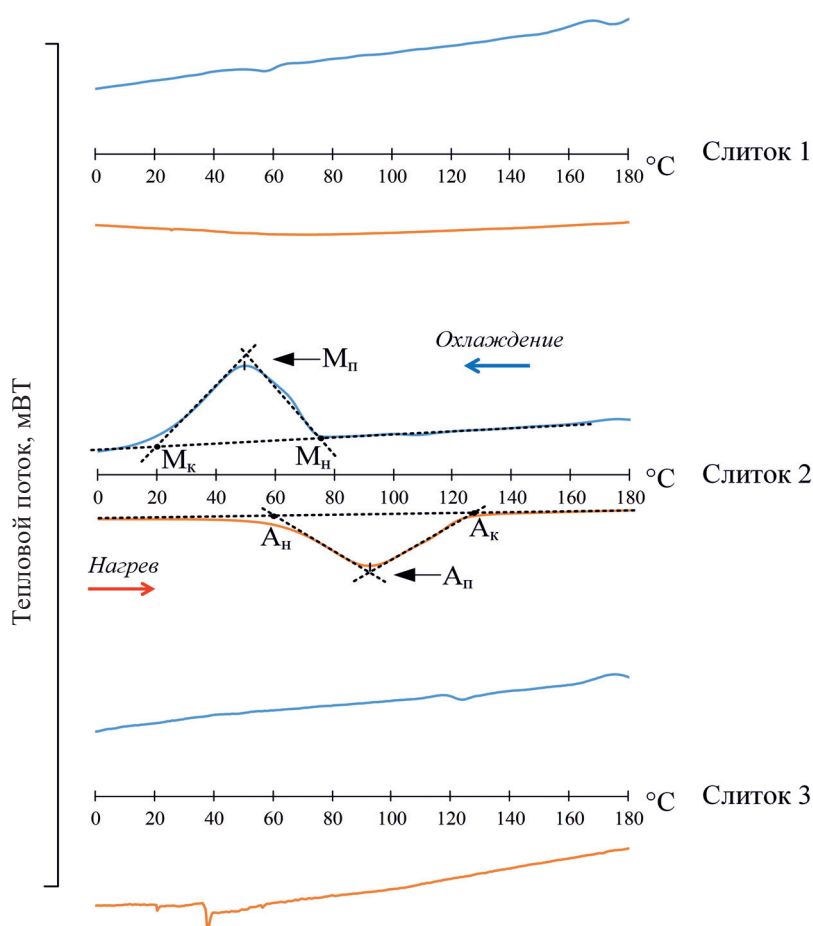


Рис. 2. Калориметрические кривые слитков 1, 2 и 3 СПФ TiNiHf

Fig. 2. Calorimetric curves of ingots 1, 2 and 3 of TiNiHf SMA

ратурой плавления в результате охлаждения после выплавки. Поэтому далее было решено отказаться от этого вида обработки и проводить деформацию слитков 2 и 3 в литом состоянии. Таким образом, с целью оптимизации технологии гомогенизационный отжиг был исключен из технологической схемы получения деформированных полуфабрикатов из СПФ TiNiHf.

Получение полуфабрикатов СПФ TiNiHf

Перед проведением деформации слитки разрезали на две части. Размер заготовок: 2-1 – 10,4×18,5×53,1 мм и 2-2 – 10,4×18,5×77,1 мм; 3-1 – 9,8×17,8×52,1 мм и 3-2 – 9,8×17,8×76,7 мм.

На первом этапе проводили горячую деформацию образцов 2-1 и 3-1 методом продольной прокатки на стане «Дуо-300» при температуре 850 °С с предварительным нагревом в течение 15 минут без защитной атмосферы для повышения технологичности процесса прокатки (так как в ранее проведенных исследованиях нагрев осуществляли в защитной атмосфере аргона

[23]) и с подогревом перед каждым проходом в течение 3...5 минут. Относительная степень деформации за один проход составляла не более 15 %. По результатам проведения горячей прокатки (ГП) из части исходного слитка 2-1 был получен лист с размерами 2,2×27,5×167,9 мм.

Проведение прокатки слитка 3-1 привело к его разрушению уже после второго прохода и накопления относительной степени деформации 12 %. С учетом отсутствия выраженных пиков на калориметрических кривых, расплавления слитка 1 аналогичного состава в процессе гомогенизационного отжига, а также низкой технологической пластичности сплава можно предположить наличие в слитке 3 большого количества нежелательных вторичных фаз, которые могли образоваться в результате охлаждения после выплавки или при нагреве под прокатку. Это позволяет сделать вывод о том, что сплав, содержащий 5 ат. % Hf, обладает большей технологической пластичностью по сравнению со сплавом, содержащим 10 ат. % Hf. Фотографии полученного

листа из слитка 2-1 и слитка 3-1 после разрушения приведены на рис. 3.

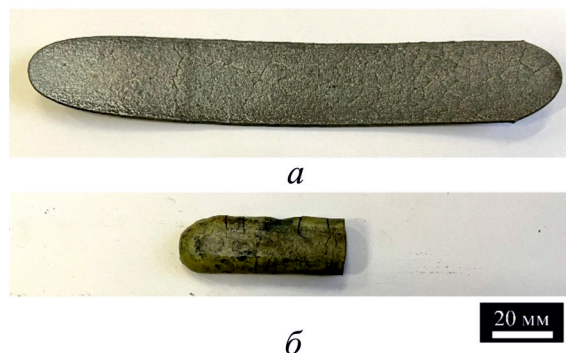


Рис. 3. Фотографии полученного листа из слитка 2-1 сплава толщиной 2,2 мм (а) и слитка 3-1 после разрушения (б)

Fig. 3. Photographs of the obtained sheet from ingot 2-1 (TiNiHf alloy) with a thickness of 2.2 mm (a) and ingot 3-1 after fracture (b)

Дальнейшую деформацию методом горячей сортовой прокатки (ГСП) и ротационной ковки (ГРК) проводили только для слитка 2-2 сплава TiNiHf с 5 ат. % Hf. На первом этапе с одного нагрева проводили прокатку – два прохода в одном калибре, используя эффект деформационного разогрева. Однако при переходе ко второму калибру на заднем конце образца появилась сетка трещин, что может свидетельствовать об узком температурном интервале возможности проведения пластической деформации исследуемого сплава. Поэтому с целью предотвращения захлаживания образца при дальнейшей деформации подогрев осуществляли после каждого прохода.

Изменение схемы прокатки и исключение второго прохода без предварительного подогре-

ва привело к успешному проведению прокатки без разрушения образца или появления дополнительных трещин. В результате после прокатки был получен пруток прямоугольного сечения размерами 6,9×8,5×236,4 мм. После проведения сортовой прокатки от этого прутка отрезали образец длиной 150 мм для проведения ГРК. Ротационную ковку осуществляли при температуре деформации 850 °С с относительной степенью деформации за проход не более 10 % и с подогревом заготовки между каждым проходом в течение 10...15 минут. В результате был получен пруток диаметром 5,1 мм и длиной 119 мм.

Следует отметить, что в отличие от работы [23] исследуемая часть слитка от сплава 2 подвергалась ГРК уже в деформированном, а не в литом состоянии. Это позволяет выявить дополнительную возможность использования сочетания сортовой прокатки и ротационной ковки для получения прутков СПФ TiNiHf. Фотографии прутков после прокатки и ротационной ковки приведены на рис. 4.

Следует отметить, что проведение ротационной ковки сопровождалось сложностями, связанными с заданием прутка при проведении ковки, а также сколами заднего или переднего конца прутка, что было вызвано их захлаживанием при задании. Поэтому ротационную ковку до меньших диаметров, для которых характерны еще большие теплотери, не проводили.

Далее от горячекатаного листа, полученного из слитка 2-1 сплава TiNiHf, был отрезан образец размером 2,1×27,5×56 мм для проведения холодной прокатки (ХП). После резки образцы подвергали очистке от верхнего окисленного

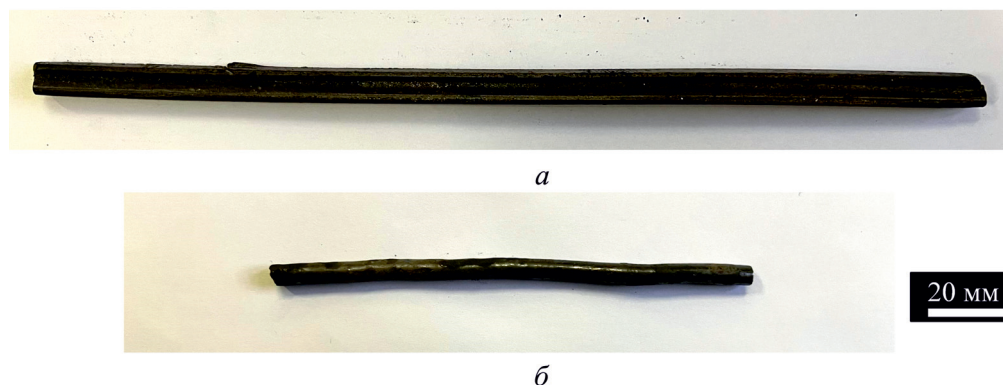


Рис. 4. Фотографии прутка сплава TiNiHf после сортовой прокатки (а) и ротационной ковки (б)

Fig. 4. Photograph of a TiNiHf alloy rod after caliber rolling (a) and rotary forging (b)

слоя методом шлифовки и химического травления в смеси азотной и плавиковой кислоты. В результате толщина листа перед прокаткой составила 2,1 мм. Деформацию методом холодной прокатки осуществляли на стане КВАРТО 110/300 с относительной деформацией за проход не более 10 %. В ранее проведенных исследованиях была определена максимальная степень деформации при холодной прокатке для сплава TiNiHf, которая составляет 20 % [22]. Поэтому холодную прокатку проводили с промежуточными отжигами при температуре 850 °С в течение 10 минут по достижении относительной степени деформации, близкой к 20 %. После холодной прокатки до толщины 1,04 мм от полученного листа был отрезан образец с целью проведения последующей холодной прокатки до разрушения и повторного определения величины критической степени деформации. Общий вид листов до и после холодной прокатки приведен на рис. 5.

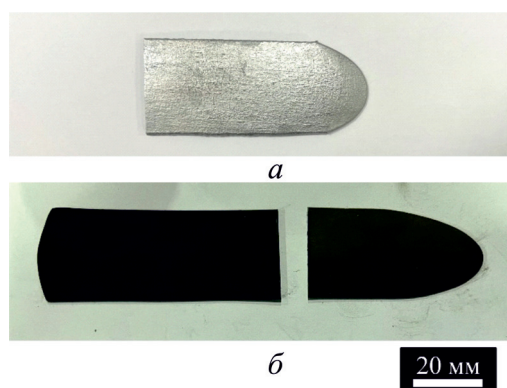


Рис. 5. Общий вид листов СПФ TiNiHf до (а) и после (б) холодной прокатки

Fig. 5. General view of the TiNiHf SMA sheets before (a) and after (b) cold rolling

В результате прокатки образца СПФ TiNiHf до критической степени деформации было установлено, что разрушение образца (появление сквозной трещины на переднем конце образца) произошло после накопления суммарной деформации 23 % при конечной толщине образца 0,93 мм, что еще раз подтверждает необходимость проведения промежуточных отжигов при холодной прокатке образцов сплава TiNiHf по достижении суммарной степени деформации 20 %.

Далее было проведено исследование изменения фазового состава и механических свойств сплава TiNiHf с 5 ат. % Hf в зависимости от используемого способа обработки.

Исследование фазового состояния и механических характеристик образцов СПФ TiNiHf после деформации

Твердость исследуемых образцов слитка 2 сплава TiNiHf после деформации по различным режимам приведена на рис. 6.

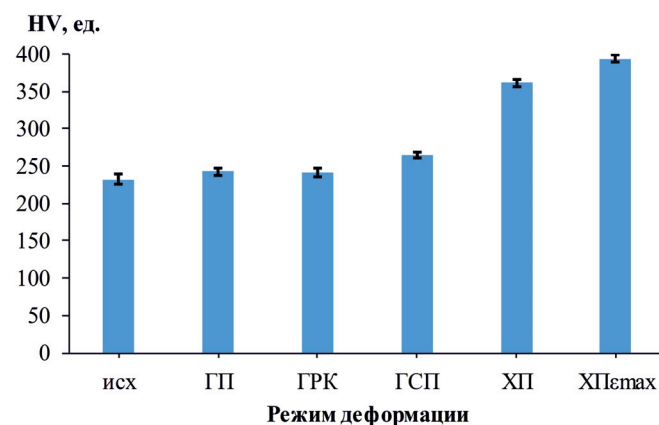


Рис. 6. Твердость образцов СПФ TiNiHf после деформации по различным режимам

Fig. 6. Hardness of TiNiHf SMA samples after various deformation modes

Проведение горячей деформации приводит к небольшому росту твердости по сравнению с исходным состоянием слитка 2 после выплавки (232 HV) – твердость после ГП и ГРК составляет примерно 242 HV, а после ГСП – 264 HV. Такая зависимость характерна для высокотемпературной термической обработки и связана с протеканием процессов динамической и статической рекристаллизации. Проведение холодной деформации методом ХП до толщины 1 мм, в свою очередь, приводит к резкому росту значений твердости до 362 HV, а максимальное значение твердости – 394 HV – было достигнуто после ХП до максимальной степени деформации, приводящей к разрушению образца. Это связано со значительным повышением дефектности кристаллической структуры сплава в результате холодной деформации. Полученные результаты говорят о проведении горячей деформации на установившейся стадии и о протекании процессов динамической рекристаллизации и релаксации внутренних напряжений, вызванных деформационным наклепом, в отличие от ХП, при которой сформированное структурное состояние характеризуется значительным деформационным наклепом.

Результаты рентгенографического анализа исследуемых образцов слитка 2 сплава TiNiHf после деформации по различным режимам приведены на рис. 7.

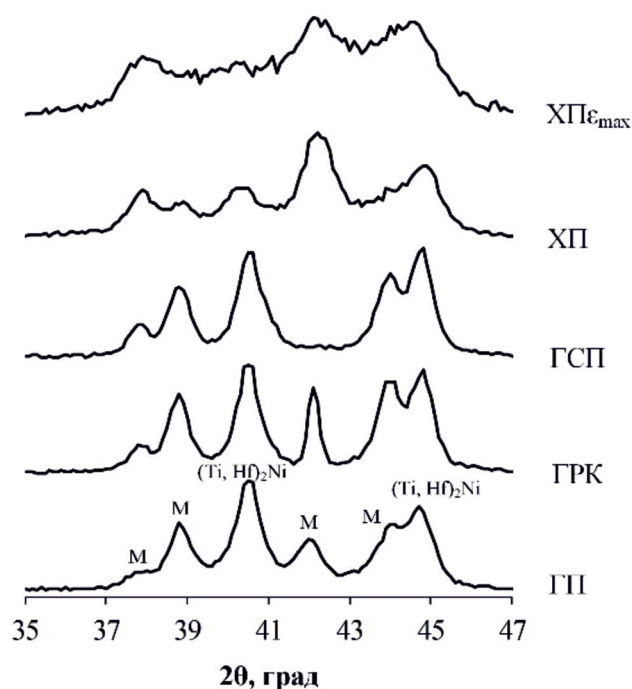


Рис. 7. Рентгенограммы образцов СПФ TiNiHf после исследуемых способов обработки

Fig. 7. X-ray diffraction patterns of TiNiHf SMA samples after the studied processing methods

По результатам рентгенографического анализа можно сделать вывод, что основной фазой в образцах сплава 2 при комнатной температуре до и после деформации является мартенсит. Это полностью коррелирует с данными ДСК. На рентгенограммах отсутствуют линии, соответствующие высокотемпературной фазе В2-аустенита, что подтверждает протекание обратного превращения выше комнатной температуры. В районе углов 41 и 45 2θ также индицируются линии фазы $(\text{Ti, Hf})_2\text{Ni}$, образовавшейся при охлаждении после выплавки. Проведение горячей деформации не приводит к значительному уширению рентгеновских линий, тогда как после холодной прокатки наблюдается их заметное уширение. Изменения профиля линии образца после ХП подтверждает наличие значительного деформационного наклепа и повышение степени дефектности кристаллической структуры в результате данной обработки.

Результаты исследования ТИМП методом ДСК образцов слитка 2 СПФ TiNiHf после исследуемых способов обработки приведены на рис. 8 и в табл. 2. ДСК-кривые слитков СПФ TiNiHf в исходном состоянии представлены на рис. 2.

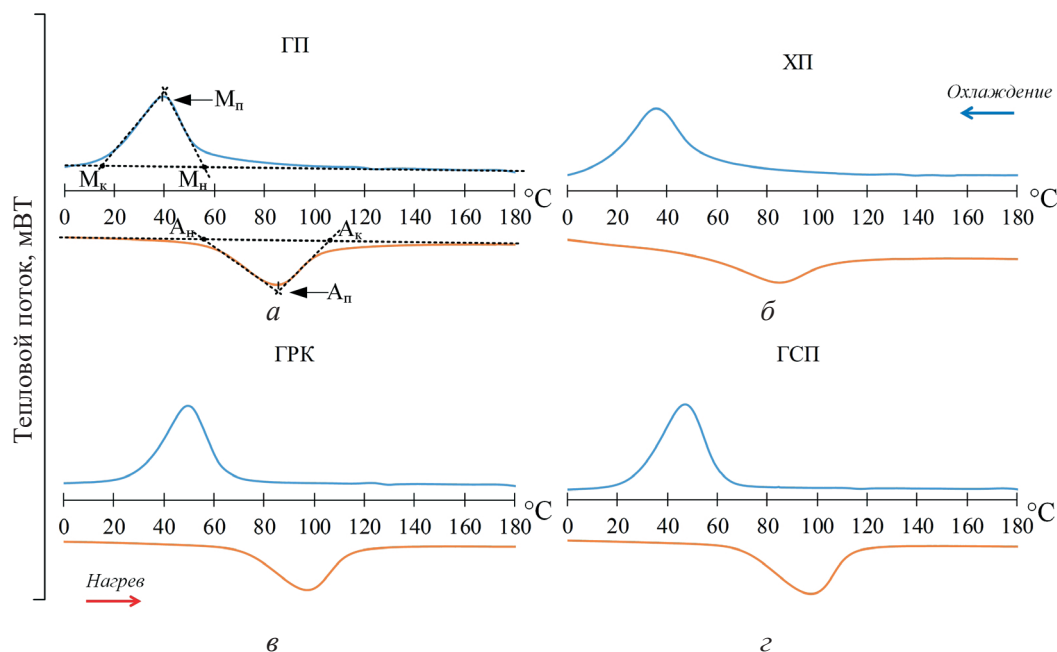


Рис. 8. Калориметрические кривые образцов слитка 2 СПФ TiNiHf после исследуемых способов обработки: ГП (а), ХП (б), ГРК (в) и ГСП (г)

Fig. 8. Calorimetric curves of the samples of ingot 2 (TiNiHf SMA) after the studied processing methods: hot rolling (HR) (a), cold rolling (CR) (б), hot rotary forging (HRF) (в), and hot longitudinal rolling (HLRR) (г)

Таблица 2

Table 2

Характеристические температуры мартенситных превращений образцов слитка 2 СПФ TiNiHf после исследуемых способов обработки

Martensitic transformation temperatures of processed TiNiHf SMA (Ingot 2)

Образец / Sample	Прямое превращение / Direct transformation			Обратное превращение / Reverse transformation		
	$M_s, ^\circ\text{C}$	$M_p, ^\circ\text{C}$	$M_f, ^\circ\text{C}$	$A_s, ^\circ\text{C}$	$A_p, ^\circ\text{C}$	$A_f, ^\circ\text{C}$
Исх. / Initial	74	50	21	62	92	124
ГП / HR	54	40	17	61	85	105
ГРК / HRF	65	50	31	71	97	115
ГСП / HLRR	62	47	27	70	97	113
ХП / CR	54	36	17	52	85	107

Исходя из полученных результатов можно сделать вывод, что проведение как горячей, так и холодной деформации не приводит к значительному изменению характеристических температур МП, они достаточно стабильны и их колебания не превышают 10 °С. В то же время наблюдается тенденция снижения температуры конца прямых мартенситных превращений (A_k) по сравнению с исходным состоянием слитка 2 сплава TiNiHf непосредственно после выплавки. При этом указанная температура во всех случаях остается выше 105 °С, что позволяет охарактеризовать данный сплав как высокотемпературный.

Выводы

В работе проведено комплексное исследование возможности получения различных полуфабрикатов из СПФ системы TiNiHf с содержанием 5 и 10 ат. % Hf и пониженным содержанием Ni за счет применения различных способов деформационной обработки. На основании проведенной работы можно сделать следующие выводы.

1. Сплав TiNiHf с 10 ат. % Hf обладает недостаточной технологической пластичностью, что не позволяет производить его обработку с помощью рассматриваемых в работе методов деформации.

2. Сплав TiNiHf с 5 ат. % Hf обладает достаточной технологической пластичностью. В результате применения различных способов деформации, включающих в себя горячую и холодную продольную прокатку, сортовую прокатку и ротационную ковку, из сплава

TiNiHf с 5 ат. % Hf были получены качественные полуфабрикаты в виде листов и прутков различного размера.

3. Проведение горячей деформации приводит к росту твердости по сравнению с исходным состоянием после выплавки с 232 HV до 242 HV после ГП и ГРК и до 264 HV после ГСП. Холодная деформация обеспечивает значительное дополнительное увеличение твердости до 362 HV при толщине листа 1 мм и до 394 HV после прокатки до максимальной степени деформации, приводящей к образованию трещин.

4. В целом характеристические температуры протекания прямого и обратного мартенситного превращения достаточно стабильны. Деформация приводит к небольшому (до 19 °С) снижению температуры конца обратного мартенситного превращения (A_k) по сравнению с исходным состоянием слитка TiNiHf с 5 ат. % Hf непосредственно после выплавки. При этом указанная температура во всех случаях остается выше 105 °С, что позволяет классифицировать данные сплавы как высокотемпературные.

5. Результаты исследования говорят о перспективности использования термомеханической обработки методом горячей и холодной прокатки и ротационной ковки для получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf с 5 ат. % Hf и повышения функциональных и механических свойств сплава после выплавки.

Список литературы

1. A review on application of shape memory alloys / M. Sadashiva, M.Y. Sheikh, N. Khan, R. Kurbet, T.D. Gowda // International Journal of Recent Technology



and Engineering (IJRTE). – 2021. – Vol. 9 (6). – P. 111–120. – DOI: 10.35940/ijrte.F5438.039621.

2. *Nair V.S., Nachimuthu R.* The role of NiTi shape memory alloys in quality of life improvement through medical advancements: A comprehensive review // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine. – 2022. – Vol. 236 (7). – P. 923–950. – DOI: 10.1177/09544119221093460.

3. Shape memory alloy (SMA) actuators: The role of material, form, and scaling effects / M.S. Kim, J.K. Heo, H. Rodrigue, H.T. Lee, S. Pané, M.W. Han, S.H. Ahn // Advanced Materials. – 2023. – Vol. 35 (33). – P. 2208517. – DOI: 10.1002/adma.202208517.

4. Features of Ti-Ni alloy structure formation under multi-axial quasi-continuous deformation and post-deformation annealing / I. Khmelevskaya, V. Komarov, R. Kawalla, S. Prokoshkin, G. Korpala // Materials Today: Proceedings. – 2017. – Vol. 4 (3). – P. 4830–4835. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.079.

5. Effect of temperature-deformation regimes of equal channel angular pressing in core-shell mode on the structure and properties of near-equiatomic titanium nickelide shape memory alloy / R. Karelin, V. Komarov, I. Khmelevskaya, V. Cherkasov, V. Andreev, V. Yusupov, S. Prokoshkin // Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – Vol. 1005. – P. 176071. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.176071.

6. Effect of post-deformation annealing on structure and properties of nickel-enriched Ti-Ni shape memory alloy deformed in various initially deformation-induced structure states / V. Komarov, R. Karelin, I. Khmelevskaya, V. Yusupov, D. Gunderov // Crystals. – 2022. – Vol. 12 (4). – P. 506. – DOI: 10.3390/cryst12040506.

7. Structure and properties of TiNi shape memory alloy after low-temperature ECAP in shells / R. Karelin, V. Komarov, I. Khmelevskaya, V. Andreev, V. Yusupov, S. Prokoshkin // Materials Science and Engineering: A. – 2023. – Vol. 872. – P. 144960. – DOI: 10.1016/j.msea.2023.144960.

8. *Parida J., Mishra S.C.* NiTi-based ternary alloys // Nickel-Titanium Smart Hybrid Materials. – Elsevier, 2022. – P. 191–213. – DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00020-1.

9. *Parvizi S., Hashemi S.M., Moein S.* NiTi shape memory alloys: properties // Nickel-titanium smart hybrid materials. – Elsevier, 2022. – P. 399–426. – DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00021-3.

10. *Ahmad M.* Effect of ternary element addition on properties of TiNi-based shape memory alloys for engineering and medical applications // Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials. – 2023. – Vol. 36. – P. 7–20. – DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00021-3.

11. *Sampath S., Nguyen T.A.* NiTi-based ternary shape-memory alloys // Nickel-titanium smart hybrid materials. – Elsevier, 2022. – P. 123–137. – DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00006-7.

12. *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. – P. 1900496. – DOI: 10.1002/adem.201900496.

13. Effects of training on the thermomechanical behavior of NiTiHf and NiTiZr high temperature shape memory alloys / O. Karakoc, K.C. Atli, A. Evirgen, J. Pons, R. Santamarta, O. Benafan, R.D. Noebe, I. Karaman // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 794. – P. 139857. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139857.

14. The effect of stress-induced martensite aging in tension and compression on B2-B19' martensitic transformation in $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ high-temperature shape memory alloy / A.I. Tagiltsev, E.Y. Panchenko, E.E. Timofeeva, Y.I. Chumlyakov, I.D. Fatkullin, E.S. Marchenko, I. Karaman // Smart Materials and Structures. – 2021. – Vol. 30 (2). – P. 218–225. – DOI: 10.1088/1361-665X/abdaa8.

15. Nanostructured $\text{Ti}_{29.7}\text{Ni}_{50.3}\text{Hf}_{20}$ high temperature shape memory alloy processed by high-pressure torsion / A. Shuitcev, D.V. Gunderov, B. Sun, L. Li, R.Z. Valiev, Y.X. Tong // Journal of Materials Science & Technology. – 2020. – Vol. 52. – P. 218–225. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.01.065.

16. *Akgul O., Tugrul H.O., Kockar B.* Effect of the cooling rate on the thermal and thermomechanical behavior of NiTiHf high-temperature shape memory alloy // Journal of Materials Research. – 2020. – Vol. 35 (12). – P. 1572–1581. – DOI: 10.1557/jmr.2020.139.

17. Thermal expansion of martensite in $\text{Ti}_{29.7}\text{Ni}_{50.3}\text{Hf}_{20}$ shape memory alloy / A. Shuitcev, R.N. Vasin, A.M. Balagurov, L. Li, I.A. Bobrikov, Y.X. Tong // Intermetallics. – 2020. – Vol. 125. – P. 106889. – DOI: 10.1016/j.intermet.2020.106889.

18. Design of a NiTiHf shape memory alloy with an austenite finish temperature beyond 400 °C utilizing artificial intelligence / A.A. Catal, E. Bedir, R. Yilmaz, D. Canadinc // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Vol. 904. – P. 164135. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164135.

19. Effects of microstructure and deformation conditions on the hot formability of Ni-Ti-Hf shape memory alloys / J.H. Kim, C.H. Park, S.W. Kim, J.K. Hong, C.S. Oh, Y.M. Jeon, K.M. Kim, J.T. Yeom // Journal of Nanoscience and Nanotechnology. – 2014. – Vol. 14. – P. 9548–9553. – DOI: 10.1166/jnn.2014.10191.

20. Effects of cold and warm rolling on the shape memory response of $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$ high-temperature shape memory alloy / N. Babacan, M. Bilal, C. Hayretin, J. Liu, O. Benafan, I. Karaman // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 157. – P. 228–244. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.009.

21. Processing and scalability of NiTiHf high-temperature shape memory alloys / O. Benafan, G.S. Bigelow, A. Garg, R.D. Noebe, D.J. Gaydos, R.B. Rogers // *Shape Memory and Superelasticity*. – 2021. – Vol. 7. – P. 109–165. – DOI: 10.1007/s40830-020-00306-x.

22. 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.

23. Production mechanical and functional properties of long-length TiNiHf rods with high-temperature shape memory effect / R. Karelin, V. Komarov, V. Cherkasov, V. Yusupov, S. Prokoshkin, V. Andreev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (2). – P. 615. – DOI: 10.3390/ma16020615.

24. Tailoring thermal and electrical conductivities of a Ni-Ti-Hf-based shape memory alloy by microstructure design / M. Keret-Klainer, R. Padan, Y. Khoptiar, Y. Kauffmann, Y. Amouyal // *Journal of Materials Science*. – 2022. – Vol. 57 (25). – P. 12107–12124. – DOI: 10.1007/s10853-022-07383-6.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Production of rods and sheets from TiNiHf alloy with high-temperature shape memory effect by longitudinal rolling and rotary forging methods

Roman Karelin^{a,*}, Viktor Komarov^b, Vladimir Cherkasov^c, Artem Osokin^d,
 Konstantin Sergienko^e, Vladimir Yusupov^f, Vladimir Andreev^g

A.A. Baykov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences, 49 Leninsky Ave., Moscow, 119334, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4795-8668>,  rdkarelin@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-4710-3739>,  vickomarov@gmail.com;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-5450-3565>,  cherkasov.vv@misis.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0008-4945-3648>,  art.osokin1201@icloud.com;
^e  <https://orcid.org/0000-0003-4018-4599>,  shulf@yandex.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>,  vsyusupov@mail.ru;
^g  <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>,  andreev.icmateks@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 07 July 2025

Revised: 28 July 2025

Accepted: 07 August 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Shape memory alloy

Rolling

Hardness

Rotary forging

Funding

The study was conducted with the financial support of the State Task of IMET RAS on 2025 year № 075-00319-25-00.

ABSTRACT

Introduction. *Ti-Ni* based shape memory alloys (*SMA*s) are functional materials that find widespread practical application in engineering and medicine. Functional properties of *Ti-Ni* based alloys are sensitive to the chemical composition. To develop alloys with specific properties, ternary *SMA*s are being actively developed. For example, *TiNiHf* ternary alloys are characterized by a high-temperature shape memory effect. Today, there is a demand for *SMA*s used in the production of functional elements with a response temperature of more than 120 °C. These alloys must also have sufficient ductility to obtain deformed semi-finished products for the subsequent manufacture of heat-sensitive functional elements. Also among the current issues of developing the practical application of *TiNiHf* alloys is the lack of technological schemes for obtaining semi-finished products from *TiNiHf SMA*s. **The purpose of this work** is study the feasibility of conducting deformation processing of the studied *TiNiHf* alloys with a high-temperature shape memory effect and to identify the relationships between phase composition and mechanical characteristics and the applied processing method. **In this work**, the possibility of producing sheets and rods from *TiNiHf* alloys with 5 and 10 at.% *Hf* and 50.0 at.% *Ni* by longitudinal rolling, caliber rolling, and rotary forging was investigated. **The research methods** were: X-ray analysis, differential scanning calorimetry, and measurement of *Vickers* hardness. **Results and discussion.** It was found that the *TiNiHf* alloy with 10 at.% *Hf* has insufficient ductility. From the alloy with 5 at.% *Hf*, blanks in the form of sheets and rods of various sizes were obtained by using longitudinal rolling and rotary forging processes. It was shown that hot deformation allows increasing the hardness of the studied *TiNiHf* alloy with 5 at.% *Hf* compared to the cast state, from 232 HV to 242–264 HV. Cold deformation leads to a significant increase in hardness values up to 362–394 HV. Characteristic temperatures of the forward and reverse martensitic transformation are quite stable. The obtained results indicate the potential of using longitudinal rolling and rotary forging to obtain semi-finished products of *TiNiHf* alloys with 5 at.% *Hf* and to improve the functional and mechanical properties of the alloy after smelting.

For citation: Karelin R.D., Komarov V.S., Cherkasov V.V., Osokin A.A., Sergienko K.V., Yusupov V.S., Andreev V.A. Production of rods and sheets from TiNiHf alloy with high-temperature shape memory effect by longitudinal rolling and rotary forging methods. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 37–49. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-37-49. (In Russian).

References

1. Sadashiva M., Sheikh M.Y., Khan N., Kurbet R., Gowda T.D. A review on application of shape memory alloys. *International Journal of Recent Technology and Engineering (IJRTE)*, 2021, vol. 9 (6), pp. 111–120. DOI: 10.35940/ijrte.F5438.039621.

* Corresponding author

Karelin Roman D., Ph.D. (Engineering),
 A.A. Baykov Institute of Metallurgy and Materials Science
 of the Russian Academy of Sciences,
 49 Leninsky ave.,
 119334, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 916 590-42-76, e-mail: rdkarelin@gmail.com

2. Nair V.S., Nachimuthu R. The role of NiTi shape memory alloys in quality of life improvement through medical advancements: A comprehensive review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*, 2022, vol. 236 (7), pp. 923–950. DOI: 10.1177/09544119221093460.
3. Kim M.S., Heo J.K., Rodrigue H., Lee H.T., Pané S., Han M.W., Ahn S.H. Shape memory alloy (SMA) actuators: The role of material, form, and scaling effects. *Advanced Materials*, 2023, vol. 35 (33), p. 2208517. DOI: 10.1002/adma.202208517.
4. Khmelevskaya I., Komarov V., Kawalla R., Prokoshkin S., Korpala G. Features of Ti-Ni alloy structure formation under multi-axial quasi-continuous deformation and post-deformation annealing. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4 (3), pp. 4830–4835. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.079.
5. Karelin R., Komarov V., Khmelevskaya I., Cherkasov V., Andreev V., Yusupov V., Prokoshkin S. Effect of temperature-deformation regimes of equal channel angular pressing in core-shell mode on the structure and properties of near-equiatomic titanium nickelide shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 1005, p. 176071. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.176071.
6. Komarov V., Karelin R., Khmelevskaya I., Yusupov V., Gunderov D. Effect of post-deformation annealing on structure and properties of nickel-enriched Ti-Ni shape memory alloy deformed in various initially deformation-induced structure states. *Crystals*, 2022, vol. 12 (4), p. 506. DOI: 10.3390/cryst12040506.
7. Karelin R., Komarov V., Khmelevskaya I., Andreev V., Yusupov V., Prokoshkin S. Structure and properties of TiNi shape memory alloy after low-temperature ECAP in shells. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 872, p. 144960. DOI: 10.1016/j.msea.2023.144960.
8. Parida J., Mishra S.C. NiTi-based ternary alloys. *Nickel-Titanium Smart Hybrid Materials*. Elsevier, 2022, pp. 191–213. DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00020-1.
9. Parvizi S., Hashemi S.M., Moein S. NiTi shape memory alloys: properties. *Nickel-titanium smart hybrid materials*. Elsevier, 2022, pp. 399–426. DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00021-3.
10. Ahmad M. Effect of ternary element addition on properties of TiNi-based shape memory alloys for engineering and medical applications. *Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials*, 2023, vol. 36, pp. 7–20. DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00021-3.
11. Sampath S., Nguyen T.A. NiTi-based ternary shape-memory alloys. *Nickel-titanium smart hybrid materials*. Elsevier, 2022, pp. 123–137. DOI: 10.1016/B978-0-323-91173-3.00006-7.
12. 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, p. 1900496. DOI: 10.1002/adem.201900496.
13. Karakoc O., Atli K.C., Evrigen A., Pons J., Santamarta R., Benafan O., Noebe R.D., Karaman I. Effects of training on the thermomechanical behavior of NiTiHf and NiTiZr high temperature shape memory alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 794, p. 139857. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139857.
14. Tagiltsev A.I., Panchenko E.Y., Timofeeva E.E., Chumlyakov Y.I., Fatkullin I.D., Marchenko E.S., Karaman I. The effect of stress-induced martensite aging in tension and compression on B2-B19' martensitic transformation in $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ high-temperature shape memory alloy. *Smart Materials and Structures*, 2021, vol. 30 (2), p. 025039. DOI: 10.1088/1361-665X/abdaa8.
15. Shuitcev A., Gunderov D.V., Sun B., Li L., Valiev R.Z., Tong Y.X. Nanostructured $\text{Ti}_{29.7}\text{Ni}_{50.3}\text{Hf}_{20}$ high temperature shape memory alloy processed by high-pressure torsion. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, vol. 52, pp. 218–225. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.01.065.
16. Akgul O., Tugrul H.O., Kockar B. Effect of the cooling rate on the thermal and thermomechanical behavior of NiTiHf high-temperature shape memory alloy. *Journal of Materials Research*, 2020, vol. 35, iss. 12, pp. 1572–1581. DOI: 10.1557/jmr.2020.139.
17. Shuitcev A., Vasin R.N., Balagurov A.M., Li L., Bobrikov I.A., Tong Y.X. Thermal expansion of martensite in $\text{Ti}_{29.7}\text{Ni}_{50.3}\text{Hf}_{20}$ shape memory alloy. *Intermetallics*, 2020, vol. 125, p. 106889. DOI: 10.1016/j.intermet.2020.106889.
18. Catal A.A., Bedir E., Yilmaz R., Canadinc D. Design of a NiTiHf shape memory alloy with an austenite finish temperature beyond 400 °C utilizing artificial intelligence. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 904, p. 164135. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164135.
19. Kim J.H., Park C.H., Kim S.W., Hong J.K., Oh C.X., Jeon Y.M., Kim K.K., Yeom J.T. Effects of microstructure and deformation conditions on the hot formability of Ni-Ti-Hf shape memory alloys. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2014, vol. 14, pp. 9548–9553. DOI: 10.1166/jnn.2014.10191.
20. Babacan N., Bilal M., Hayrettin C., Liu J., Benafan O., Karaman I. Effects of cold and warm rolling on the shape memory response of $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$ high-temperature shape memory alloy. *Acta Materialia*, 2018, vol. 157, pp. 228–244. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.009.

21. Benafan O., Bigelow G.S., Garg A., Noebe R.D., Gaydos D.J., Rogers R.B. Processing and scalability of NiTiHf high-temperature shape memory alloys. *Shape Memory and Superelasticity*, 2021, vol. 7, pp. 109–165. DOI: 10.1007/s40830-020-00306-x.

22. 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 (tekhnologiya, 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.

23. Karelin R., Komarov V., Cherkasov V., Yusupov V., Prokoshkin S., Andreev V. Production mechanical and functional properties of long-length TiNiHf rods with high-temperature shape memory effect. *Materials*, 2023, vol. 16 (2), p. 615. DOI: 10.3390/ma16020615.

24. Keret-Klainer M., Padan R., Khoptiar Y., Kauffmann Y., Amouyal Y. Tailoring thermal and electrical conductivities of a Ni-Ti-Hf-based shape memory alloy by microstructure design. *Journal of Materials Science*, 2022, vol. 57, iss. 25, pp. 12107–12124. DOI: 10.1007/s10853-022-07383-6.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Информационные свойства виброакустической эмиссии в системах диагностики износа режущего инструмента

Вилор Заковоротный ^a, Валерия Гвинджилия ^{b, *}, Кирилл Кислов ^c

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

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  vzakovorotny@dstu.edu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  vvgvindjiliya@donstu.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-5770-2519>,  kislovk@bk.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9:531.3

История статьи:

Поступила: 19 апреля 2025
Рецензирование: 23 апреля 2025
Принята к печати: 05 июня 2025
Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Диагностика состояния режущего инструмента
Вибрации
Информационные модели диагностики

АННОТАЦИЯ

Введение. Статья посвящена построению методики диагностирования износа режущего инструмента на основе анализа сигнала виброакустической эмиссии. При этом решаются две задачи. Во-первых, формируется пространство информационных признаков износа. Во-вторых, в этом пространстве определяются решающие правила, которые позволяют разделить его на отдельные кластеры по признаку принадлежности к величине износа. Поскольку главное значение в этих процедурах имеют методы построения пространства информационных признаков (ПИП), то **целью работы** является определение закономерности изменения частотных характеристик динамической системы резания, вызванных развитием износа, и построение на этой основе рационального информационного пространства диагностирования износа инструмента. **Метод и методология.** В исследовании на основе результатов математического моделирования возмущенной динамической системы резания определяется пространство информационных признаков, в котором отображается износ инструмента. Предлагаются методы определения параметров ПИП, обеспечивающие высокую их чувствительность к изменению износа. Все параметры ПИП должны быть безразмерными, и при нулевом износе они должны обнуляться. Они должны удовлетворять и другим требованиям, в том числе к условиям помехозащищенности. **Результаты и обсуждение.** В статье приводятся результаты построения параметров ПИП для анализа виброакустической эмиссии в двух частотных диапазонах. В низкочастотном диапазоне, ограниченном первыми собственными частотами взаимодействующих подсистем (до 1,0...1,5 кГц), компоненты ПИП определяются на основе рассмотрения вибрационных последовательностей, полученных аналитически при силовых возмущениях в виде «белого» шума. В высокочастотной области (выше 2,0 кГц) предлагается построение информационных моделей на основе случайной импульсной последовательности. Показано, что применимость конкретного информационного признака зависит от условий. Таким образом, разработанная методика, математическое моделирование, а также цифровые и натурные эксперименты позволили сформировать рациональное информационное пространство диагностирования износа, в котором на основе известных методов распознавания можно построить решающие правила разделения информации по признаку принадлежности к величине износа.

Для цитирования: Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е., Кислов К.В. Информационные свойства виброакустической эмиссии в системах диагностики износа режущего инструмента // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 50–70. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-50-70.

Введение

В последние 10–15 лет научная общественность мира уделяет большое внимание построению виртуальных цифровых моделей (ВЦМ) процесса обработки [1–14]. Они прежде всего предназначены для определения связи технологических режимов и выходных свойств обработ-

ки. Большинство из представленных работ не раскрывают структуру связи координат состояния с выходными свойствами [1–7], а используют экспериментально полученные уравнения регрессии, связывающие режимы с параметрами качества деталей и изнашивания инструмента [5–7]. Эта информация необходима для построения программы ЧПУ. Во многих случаях вместо регрессионных уравнений применяются методы нейросетевого моделирования [8–11]. Исключениями являются исследования [2–4, 17–21], в которых для построения ВЦМ используются

*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, к.т.н., старший преподаватель
Донской государственный технический университет,
пл. Гагарина, 1,
344000, г. Ростов-на-Дону, Россия
Тел.: +7 918 583-23-33, e-mail: vvgvindjiliya@donstu.ru

модели динамической системы резания (ДСР). Разработаны ВЦМ, позволяющие связать траектории формообразующих движений с геометрическими характеристиками формируемой поверхности и износом [17–21].

Большинство исследований ограничиваются проблемой оценивания износа как главного фактора, влияющего на выходные свойства [22–24]. Здесь отметим предложенное нами ранее моделирование эволюционных изменений ДСР [25, 26]. В этой системе эволюция износа и параметры качества представляются в виде интегрального уравнения Вольтерры второго рода относительно фазовой траектории мощности необратимых преобразований по произведенной работе. Таким образом, эволюция свойств и параметров раскрывает полную ДСР, но ее использование требует большого вычислительного ресурса.

В этой статье мы ограничимся проблемой диагностирования износа на основе анализа виброакустической эмиссии (ВАЭ) [27–47]. Для измерения ВАЭ применяются пьезоэлектрические преобразователи, датчики сил, бесконтактные лазерные и другие измерительные системы, позволяющие определять колебания некоторой координаты ДСР в частотном диапазоне (от 10 Гц до 600 кГц). Измеренные последовательности проходят первичную обработку с помощью интегральных преобразований, прежде всего преобразования Фурье [26], вейвлет-преобразования [37], преобразования Гильберта – Хуанга [36], преобразования Вольтерры [3, 37, 28] и др. Используются методы комплексирования измеримых последовательностей различной физической природы [48].

В отличие от известных работ в настоящей статье главное внимание уделяется построению пространства информационных признаков (ПИП), в котором рассматривается чувствительность вариаций параметров к изменению износа, их помехозащищенность и простота формирования в системах диагностики. Рассматривается отдельно два частотных диапазона. Низкочастотный диапазон лежит в пределах до 1,0...1,5 кГц, высокочастотный – выше 2,0 кГц. Такое разделение обусловлено особенностями математического моделирования ДСР как канала, по которому передается информация о силовых взаимодействиях, формируемых в процессе обработки.

Целью работы является построение методики диагностирования износа режущего инструмента с помощью определения информационного пространства признаков, сформированного на основе изучения изменения частотных характеристик динамической системы резания, вызванных развитием износа.

Для достижения цели необходимо решить следующие **задачи**: разработать методику аналитического определения информационного пространства низкочастотного и высокочастотного диапазона, выполнить математическое моделирование и произвести цифровые и натурные эксперименты, определить параметры информационного пространства в рассматриваемых частотных диапазонах и методику их оценки.

Методика исследований

Методика экспериментального оценивания износа. Обобщенным параметром, позволяющим оценивать состояние инструмента, является его износ по задней грани. Поэтому рассмотрим алгоритм экспериментального оценивания износа, который определяется по высоте ленточки износа по задней грани (рис. 1). Конфигурация следа от износа на задней грани меняется. Лишь в некоторых случаях она близка к прямоугольнику, как показано на рис. 1, а. Поэтому под оценкой износа будем понимать высоту эквивалентного прямоугольника $w = S_0 / (t_P^{(0)} - X_1^*)$ мм, где S_0 – площадь поверхности следа на задней грани инструмента; X_1^* – упругая деформация в состоянии равновесия. Площадь S_0 определяется по сетке (рис. 1, в). Ранее показано [2, 3, 26, 47], что на свойства ДСР влияют параметры динамической связи, изменение которых проявляется в вариациях спектров вибраций. Параметры этой связи зависят от износа, и анализ взаимозависимости спектра колебаний и износа удобно рассматривать независимо в двух частотных диапазонах. В низкочастотном диапазоне $\omega_H \in (0, \omega_0)$ модель представляется в виде конечномерной пространственной дискретной модели [47]. Это частотный диапазон, ограниченный сверхусобственными частотами подсистем инструмента и заготовки. Частотную область, лежащую

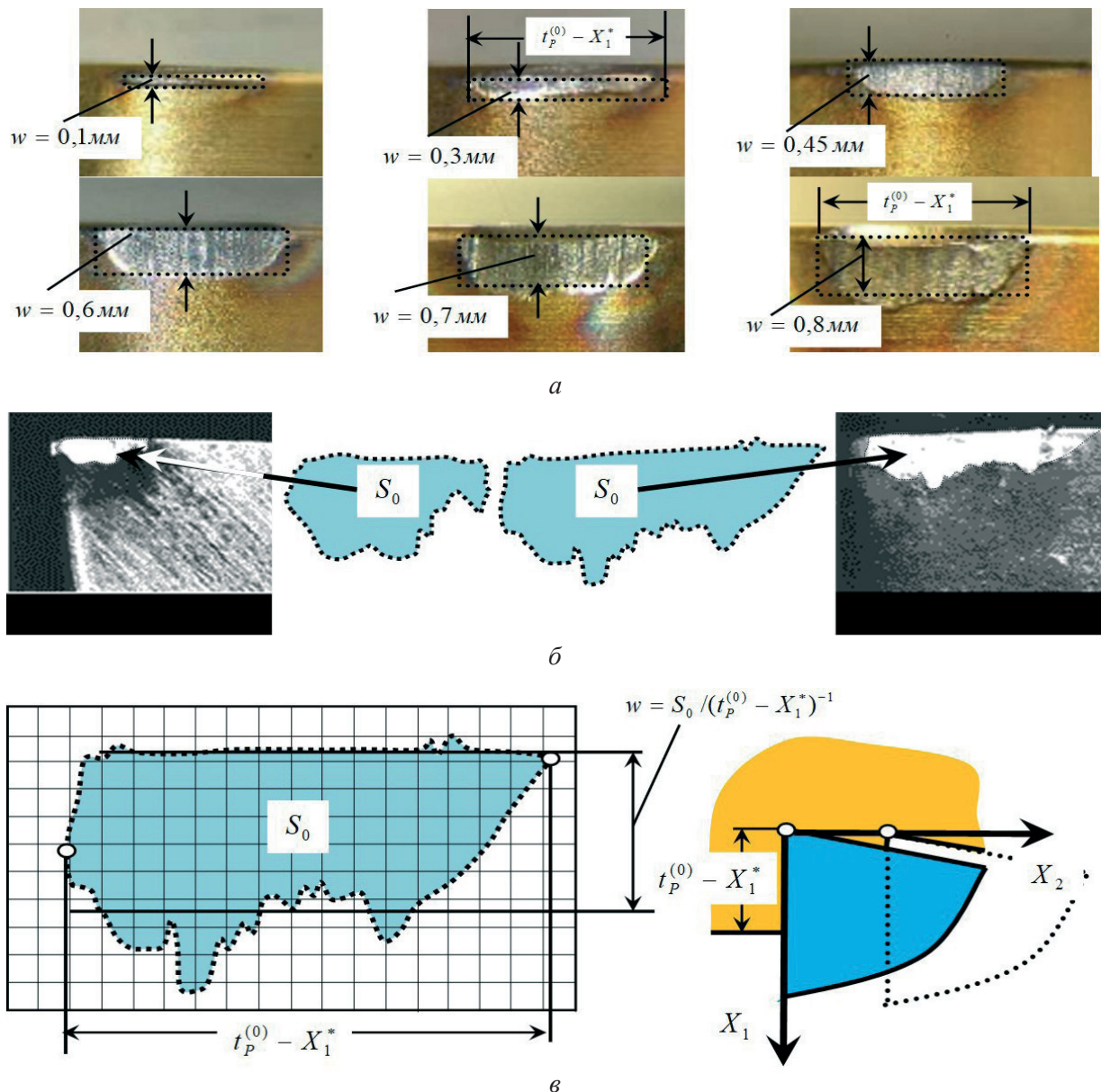


Рис. 1. Примеры фотографий изношенной части инструмента и схема оценивания износа: а – износ по задней грани пластинки из Т15К6 при точении стали AISI 301; б – развитие износа пластинки из Т15К6 при точении стали 20Х; в – схема сетки

Fig. 1. Examples of photographs of the worn tool part and wear evaluation scheme: а – flank wear of a 79 WC-15 TiC-6% Co insert during turning of AISI 301 steel; б – wear development of a 79 WC-15 TiC-6% Co insert during turning of steel 0.2 C-Cr; в – schematic of the matrix grid

выше ω_0 , будем интерпретировать как высокочастотный диапазон $\omega_B \in (\omega_0, \infty)$.

Методика аналитического определения информационного пространства низкочастотного диапазона. Рассмотрим модель ДСР, полученную нами ранее [47]. Ограничимся случаем обработки недеформируемой заготовки. Тогда уравнение возмущенной ДСР будет

$$\mathbf{m} \frac{d^2 \mathbf{X}}{dt^2} + \mathbf{h} \frac{d \mathbf{X}}{dt} + \mathbf{c} \mathbf{X} = \mathbf{F}_\Sigma(\mathbf{L}, \mathbf{V}, \mathbf{X}, \mathbf{p}) + \mathbf{f}(\mathbf{t}), \quad (1)$$

где $\mathbf{m} = \text{diag}(m)$, $\mathbf{h} = [h_{S,k}]$, $\mathbf{c} = [c_{S,k}]$, $s, k = 1, 2, 3$ – положительно определенные симметричные матрицы инерционных, скоростных и упругих коэффициентов; $\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$ – вектор деформаций; $\mathbf{F}_\Sigma = \mathbf{F} + \mathbf{\Phi}$ – вектор-функция сил на передней $\mathbf{F}$ и задней $\mathbf{\Phi}$ гранях; $\mathbf{F} = \{F_1, F_2, F_3\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$; $\mathbf{\Phi} = \{\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$.

Введем в рассмотрение также скорости деформаций $\mathbf{V}_X = d\mathbf{X} / dt = \{V_{X,1}, V_{X,2}, V_{X,3}\}^T \in$

$\in \mathbb{R}_X^{(3)}$. Силы $\mathbf{F}$ представим в виде $\mathbf{F} = \{F_1, F_2, F_3\}^T = F^{(0)}\{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}^T$ [47]. Здесь χ_1, χ_2, χ_3 – угловые коэффициенты, они удовлетворяют условию $(\chi_1)^2 + (\chi_2)^2 + (\chi_3)^2 = 1$. Заданные возмущения $\mathbf{f}(\mathbf{t}) = f_0(t)\{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}^T$ рассматриваются приведенными к системе координат сил $\mathbf{F}$, причем $f_0(t)$ представляется в виде «белого» шума.

На основе выполненных ранее исследований модель сил резания, действующих на переднюю грань инструмента $F^{(0)}$, представим в виде [47]

$$\begin{aligned} T^{(0)} dF^{(0)} / dt + F^{(0)} = \\ = \rho(V_3, V_{X_3}) \left\{ t_P^{(0)} - [X_1 - k_p X_1(t - T)] \right\} \times \\ \times \int_{t-T}^t \left\{ V_2(\xi) - V_{X_2}(\xi) \right\} d\xi, \end{aligned} \quad (2)$$

где $\rho = \rho_0 \{1 + \mu \exp[-\varsigma(V_3 - V_{X_3})]\}$ – давление стружки (кг/мм²); ρ_0 – давление в области малых скоростей резания; μ – безразмерный параметр; ς – коэффициент наклона (с·м⁻¹); $T^{(0)}$ – постоянная времени стружкообразования (с); k_p – безразмерный коэффициент регенерации следа, $0 < k_p = 1$.

Силы Φ_2 и Φ_3 представимы как

$$\begin{aligned} \Phi_2 = k_\Phi F_0 + \rho_\Phi \left[t_P^{(0)} - X_1(t) \right] \times \\ \times \exp[\varsigma(v - v^*)]; \\ \Phi_3 = k_\Phi k_T F_0 + k_T \rho_\Phi \times \\ \times \left\{ \left(t_P^{(0)} - X_1(t) \right) \exp[\varsigma(v - v^*)] \right\}, \end{aligned} \quad (3)$$

где ρ_Φ – сила, приведенная к длине контакта (кг/мм); ς – параметр, зависящий от заднего угла α и износа; k_T – коэффициент трения; k_Φ – безразмерный коэффициент упругого восстановления.

Уравнения (1–3) представляют цифровую модель ДСР. Адекватность модели была подтверждена путем сравнения результатов цифровых и натурных экспериментов, проведенных

с помощью измерительных комплексов непрерывного вибрационного контроля. Уточнение параметров уравнения динамической связи, в частности параметра давления стружки на переднюю грань инструмента, проводилось как с использованием теоретического материала [49], так и с помощью измерения силовой характеристики процесса резания [50]. В этом случае вместо суппорта устанавливается система STD.201-1 для измерения динамических нагрузок инструмента по осям $\{X_1, X_2, X_3\}$. Аппаратный интерфейс станда представляет собой совокупность электронных блоков производства фирмы National Instruments – NI-9234, NI-9237, NI-9219 – с частотой дискретизации до 25 кГц. Корректность результатов аналитического моделирования ограничена зоной стационарного износа инструмента и началом зоны интенсификации износа, когда влияние случайных процессов в зоне резания снижает точность классических аналитических нелинейных моделей.

Здесь разработанный ранее математический инструментарий применяется для построения пространства признаков износа.

Примем во внимание, что параметры формируемой резанием динамической связи $\mathbf{p}(\mathbf{w}) = \{p_1(w), p_2(w), \dots, p_n(w)\}$ зависят от износа. Пусть заданы экспериментально определенные траектории $\mathbf{p}(\mathbf{w}) = \{p_1(w), p_2(w), \dots, p_n(w)\}$. Для последовательности $\mathbf{w} = \{w_1, w_2, \dots, w_k\}$ вычислим спектры $S_{X_1, X_1}(\omega)$, $S_{X_2, X_2}(\omega)$ и $S_{X_3, X_3}(\omega)$ в пространстве $\mathbb{R}_X^{(3)}$ как Фурье-изображения от диагональных элементов корреляционных матриц временных последовательностей деформаций $\mathbf{X}^{(i)}(\mathbf{t}) = \{X_1^{(i)}(t), X_2^{(i)}(t), X_3^{(i)}(t)\}^T \in \mathbb{R}_X^{(3)}$, $i = 1, 2, \dots, k$. В результате получаем набор спектров деформаций для каждого набора параметров, соответствующих набору параметров для каждого износа $\mathbf{w} = \{w_1, w_2, \dots, w_k\}$.

Результаты и их обсуждение

Пример определения параметров информационного пространства в области низких частот. Если возмущения $f_0(t)$ малы и равнове-

сие асимптотически устойчиво, то силами Φ в модели (1) можно пренебречь. Тогда основными параметрами, влияющими на формирование спектров, являются вариации ρ и $T^{(0)}$. Рассмотрим точение вала диаметром $D = 84,0$ мм из стали 10ГН2МФА. Исследования выполнялись в рамках реализации хоздоговора с заводом «Атоммаш» (г. Волгодонск). Условия обработки базируются на технологическом процессе изготовления реальной детали типа «патрубок» для получистового точения. Технологические режимы: подача $S_p^{(0)} = 0,1$ мм; глубина $t_p^{(0)} = 2,0$ мм и скорость резания $V_p^{(0)} = (0,5 \dots 3,8)$ м/с. При исследовании диапазон скорости резания брался расширенным для получения более полной информации о диагностических признаках в сигналах ВАЭ. Обработка велась на модернизированном станке 1К62, снабженном регулируемыми приводами шпинделя и подачи. Вместо суппорта установлена измерительная система STD.201-1 для определения сил, вибрации и температуры. Параметры даны в табл. 1. Обобщенная масса $m = 0,015$ кг · с²/мм. Параметры динамической связи приведены в табл. 2. Резонансные частоты

подсистемы инструмента: $\Omega_{0,1} = 130$, $\Omega_{0,1} = 174$, $\Omega_{0,1} = 236$ Гц.

Будем изучать спектры на основе численного моделирования в программном комплексе MATLAB – Simulink, а также экспериментально на основе прямого измерения ВАЭ в процессе резания. Рассмотрим спектры колебаний деформаций $\mathbf{X} \in \mathcal{R}_X^{(3)}$, вычисленные как реакции на «белый» шум. Спектры на рис. 2, а, б отличаются от спектров на рис. 2, в угловыми коэффициентами $\chi = \{\chi_1, \chi_2, \chi_3\}^T$. Примеры подобраны так, чтобы отобразить следующие свойства спектров колебаний.

1. В спектрах можно выделить резонансы (показаны круглыми незатемненными точками) и антирезонансы (показаны затемненными точками). В реальных системах они остаются практически неизменными при вариациях параметров формируемой процессом резания динамической связи.

2. При кинематических возмущениях (рис. 2, а) на спектры накладываются периодические всплески. Расстояние между ними равно частоте вращения заготовки. При силовых воз-

Таблица 1

Table 1

Матрицы скоростных коэффициентов и упругости подсистемы инструмента

Matrices of speed coefficients and elasticity of the tool subsystem

$c_{1,1}$, кг/мм	$c_{2,2}$, кг/мм	$c_{3,3}$, кг/мм	$h_{1,1}$, кг · с/мм	$h_{2,2}$, кг · с/мм	$h_{3,3}$, кг · с/мм
4500	1500	750	1,3	1,1	0,8
$c_{1,2} = c_{2,1}$, кг/мм	$c_{1,3} = c_{3,1}$, кг/мм	$c_{2,3} = c_{3,2}$, кг/мм	$h_{1,2} = h_{2,1}$, кг · с/мм	$h_{1,3} = h_{3,1}$, кг · с/мм	$h_{2,3} = h_{3,2}$, кг · с/мм
200	150	80	0,6	0,5	0,4

Таблица 2

Table 2

Параметры динамической связи

Dynamic coupling parameters

ρ , кг/мм ²	$\rho\Phi$, кг/мм	Ω , с ⁻¹	$T_0^{(0)}$, с	ς	k_T	$k^{(S)}$, с/м	χ_1	χ_2	χ_3
100...1000	20	5...50	0,0001	1...7	0,2	0,1	0,4	0,51	0,76

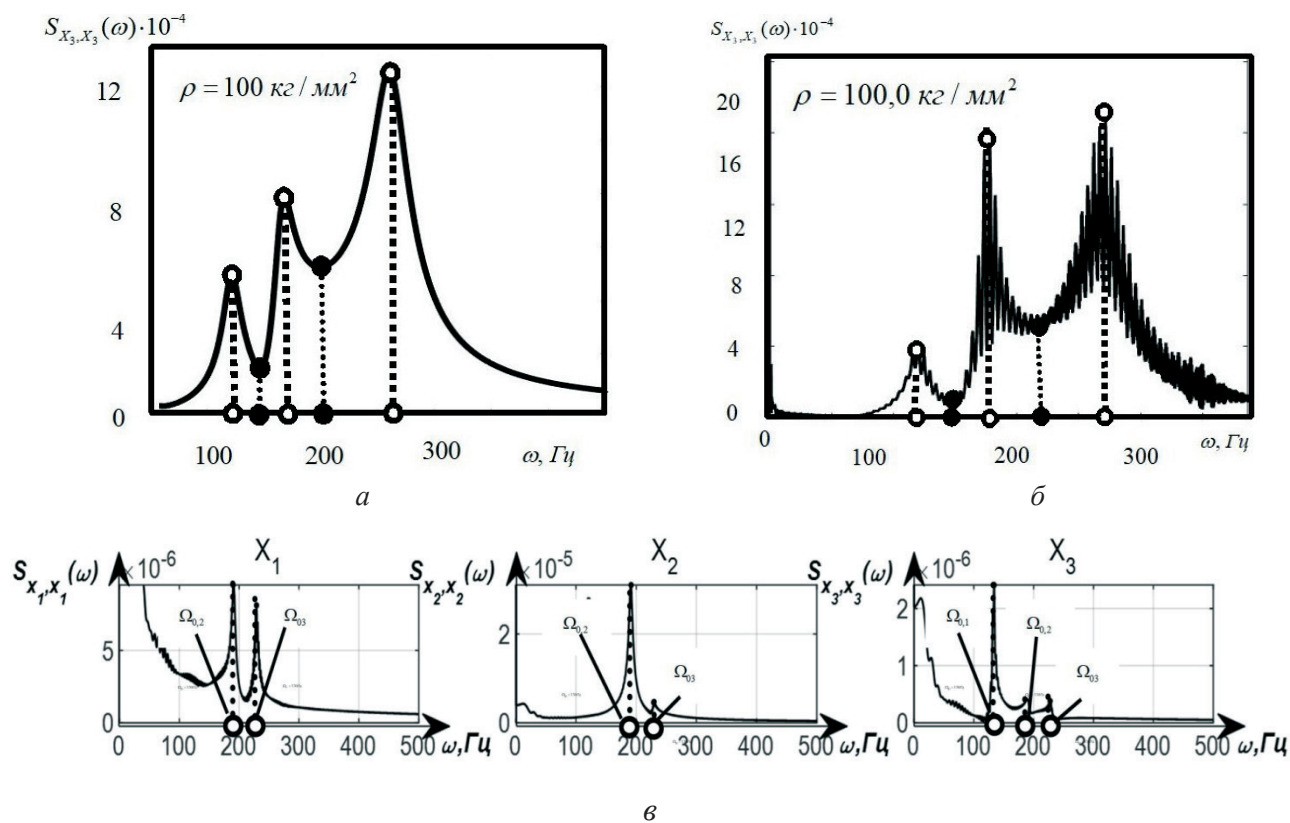


Рис. 2. Типичные примеры автоспектров:

a – частота вращения шпинделя равна 10,0 Гц, возмущения приложены к вариациям скорости подачи; b – частота вращения шпинделя равна 100 Гц, возмущения приложены к модулю сил резания; c – изменение спектров в зависимости от направления деформационных смещений в пространстве $\mathfrak{R}_X^{(3)}$

Fig. 2. Typical examples of autospectra:

a – spindle rotation frequency of 10.0 Hz, disturbances applied to feed rate variations; b – spindle rotation frequency of 100 Hz, disturbances applied to cutting force module; c – spectral changes depending on the direction of deformation displacements in space $\mathfrak{R}_X^{(3)}$

мушения всплески нивелируются (рис. 2, б). Они нивелируются и в высокочастотной области. Поэтому в реально измеренных спектрах обнаруживаются существенные вариации уровня по мере увеличения частоты, но резонансные частоты, как правило, наблюдаемы.

3. Всплески на всех резонансах могут не проявляться или проявляться в меньшей степени (рис. 2, в). Все определяется структурой матриц упругости и коэффициентами χ . Известно, что угловые коэффициенты χ изменяются по мере увеличения износа. Например, силы в направлении, нормальном к задней грани, возрастают быстрее [51], что отображается в перераспределении амплитуд на резонансных частотах.

4. Развитие износа вызывает увеличение параметров ρ и $T^{(0)}$, а также изменение угловых коэффициентов χ . Увеличение ρ вызывает сме-

щение корней характеристического полинома линеаризованного уравнения в вариациях так, что некоторые из корней двигаются в сторону мнимой оси, и увеличение ρ всегда приводит к потере устойчивости. Увеличение $T^{(0)}$ вызывает противоречивое влияние: с одной стороны, оно способствует самовозбуждению, с другой – приводит к дополнительному затуханию.

5. По мере развития износа за счет изменения параметров динамической связи система может потерять устойчивость равновесия, и тогда в окрестности траектории формируются различные притягивающие множества деформаций, а вдоль траектории могут наблюдаться бифуркации. В этом случае нормированный спектр вибраций практически не зависит от возмущений, а определяется свойствами ДСР.

Приведем пример влияния ρ на нормированные к дисперсии спектры для $\mathbf{X} \in \mathfrak{R}_X^{(3)}$ (рис. 3).

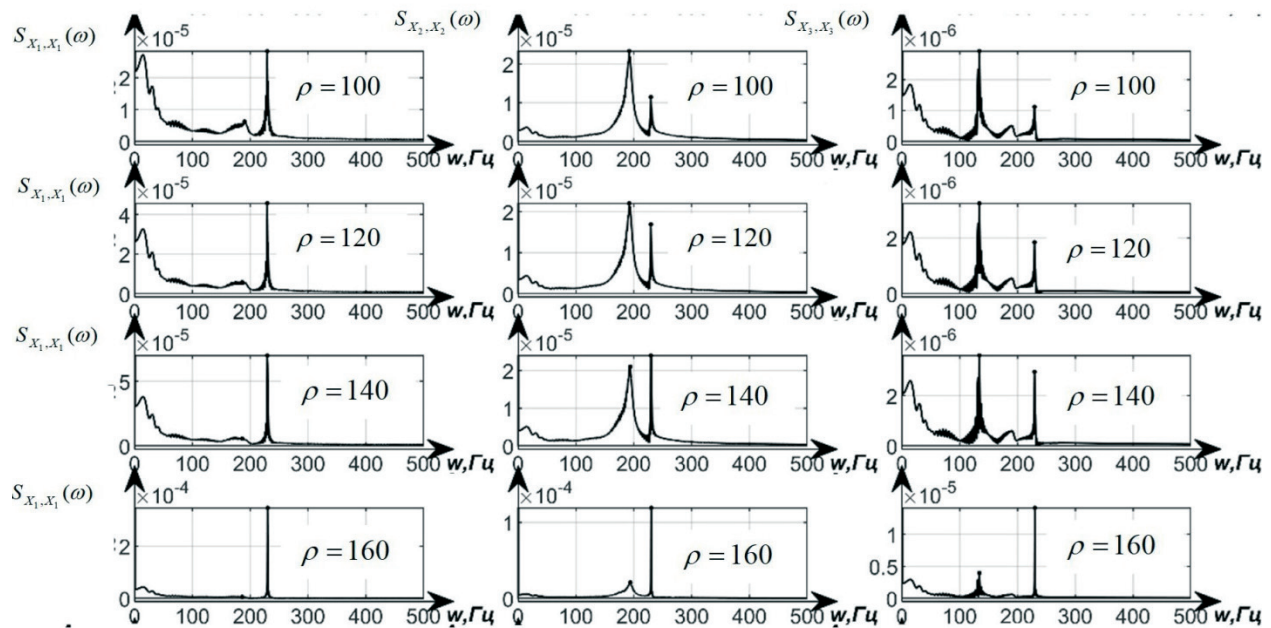


Рис. 3. Пример изменения автоспектров деформаций в зависимости от давления ρ стружки на переднюю грань инструмента

Fig. 3. Example of changes in deformation autospectra depending on chip pressure ρ on the tool's rake face

Эксперименты показывают, что для стали 10ГН2МФА на режимах подачи $S_p^{(0)} = 0,1$ мм, глубины резания $t_p^{(0)} = 1,5$ мм и скорости резания $V_p^{(0)} = 1,2$ м/с по мере увеличения износа по задней грани до значения 0,6 мм наблюдается монотонное увеличение ρ от 100 до 160 кг/мм². Этому соответствует трансформация спектров на рис. 3.

Отметим особенности изменения спектров. Имеют место перераспределения интенсивности колебаний в частотных областях, расположенных вблизи собственных частот. Обозначим их $A_{i,s}$, $i, s = 1, 2, 3$. Здесь i – номер резонанса, s – номер направления колебаний в пространстве $\mathcal{R}_X^{(3)}$. При увеличении ρ не только наблюдается увеличение амплитуды на частоте Ω_3 , но и возрастает добротность этого контура. При $\rho = 160$ кг/мм² формируется единый осциллятор с общей частотой Ω_3 . Анализ показывает, что уже при $\rho = 145$ кг/мм² равновесие теряет устойчивость и образуются автоколебания.

Подробнее с формированием притягивающих множеств деформаций можно ознакомиться

в наших работах [2, 3, 25, 26]. При приближении корней характеристического полинома к мнимой оси добротность осциллятора, отображающего эту пару комплексно сопряженных корней, возрастает. Приведем примеры зависимости изменения отношения амплитуд на резонансах ρ (рис. 4). Пунктирным красным цветом отмечена точка потери устойчивости, правее которой формируется $\delta(\omega - \Omega_3)$ -образный спектр, поэтому все коэффициенты неограниченно возрастают.

Более грубой, но более помехозащищенной оценкой является средняя частота спектров $\omega^{(C)}$ по направлениям $\mathbf{X} \in \mathcal{R}_X^{(3)}$. При увеличении износа, прежде всего за счет увеличения $T^{(0)}$, наблюдается смещение общего спектра колебаний в низкочастотную область. Если задана $\omega^{(C)}$, то справедливо

$$\int_0^{\omega^{(C)}} S_{X_i X_i}(\omega) d\omega = \int_{\omega^{(C)}}^{\infty} S_{X_i X_i}(\omega) d\omega.$$

Приращение $\omega^{(C)}$ в меньшей степени зависит от вариаций начальных параметров, возмущений и режимов. По мере увеличения износа наблюдаются два взаимосвязанных процесса. Первый характеризует детерминацию состояния. При этом пики в спектрах становятся ярко выражен-

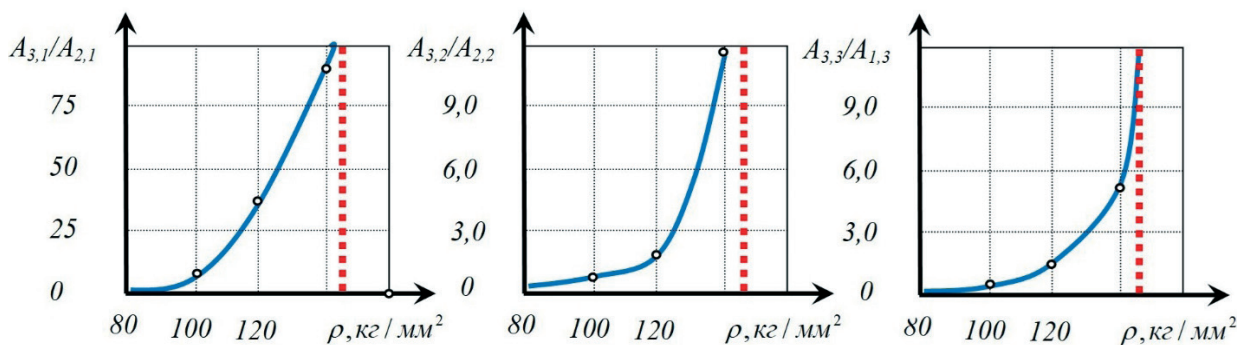


Рис. 4. Чувствительность амплитуд при резонансах к вариациям ρ

Fig. 4. Sensitivity of amplitudes at resonances to variations ρ

ными, и они имеют повышенную добротность. Второй процесс характеризует деградацию свойств, проявляющуюся в формировании хаоса.

Для оценивания эволюции удобно воспользоваться дисперсионной оценкой

$$\hat{\sigma}_{X_1, X_1}(\rho_i) = \sigma_{X_1, X_1}(\rho_i) [\sigma_{X_1, X_1}(\rho_0)]^{-1}, \quad (4)$$

где $\sigma_{X_1, X_1}(\rho_i) = \frac{1}{\pi} \int_0^\infty S_{X_1, X_1}(\omega, \rho_i) d\omega$, $i = 0, 1, 2, \dots$;

$\rho = \{\rho_0, \rho_1, \dots, \rho_r\}$ – последовательность значений ρ_i , каждой из которых соответствует дисперсия. В связи с этим при рассмотрении общей дисперсии имеют место два этапа (рис. 5, б). На начальном этапе приработки уменьшается дисперсия колебаний, которая затем возрастает. Причем эта тенденция справедлива, является ли точка равновесия устойчивой, или в ее окрестности образуются различные притягивающие множества деформаций. Анализ позволяет соз-

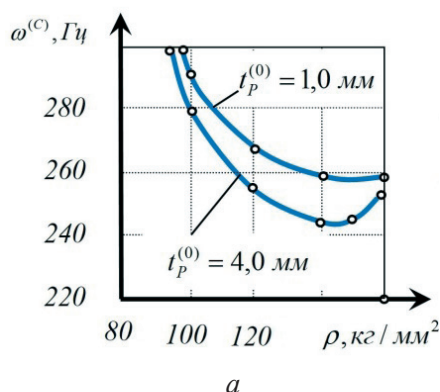
дать систему ПИП. Первая оценка Π_1 основана на анализе изменения относительных приращений амплитуд $A_{i,s}$, $i, s = 1, 2, 3$ по направлению s :

$$\Pi_1 = [\delta_A(w) - \delta_A(0)] \delta_A(0)^{-1}, \quad (5)$$

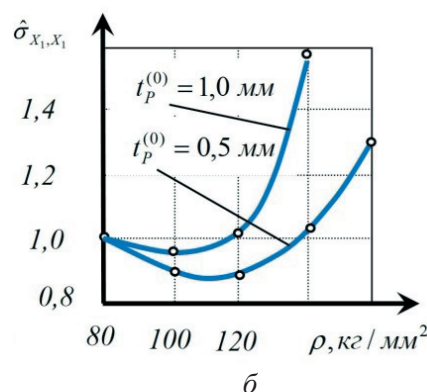
где $\delta_A(w) = A_{3,1}(w) / A_{2,1}(w)$, здесь $s = 1$.

Вторая оценка Π_2 основана на определении смещения $\omega^{(C)}$ по мере увеличения износа w . Однако расчет средней частоты требует значительных вычислительных ресурсов. Поэтому можно рассматривать эквивалентную оценку двух сигналов, прошедших через фильтры низких и высоких частот. В этом случае точное совпадение частот среза фильтров с частотой $\omega^{(C)}$ необязательно. Тогда

$$\Pi_2 = \frac{\sigma_I(w) - \sigma_B(w)}{\sigma(w)}, \quad (6)$$



а



б

Рис. 5. Чувствительность средней частоты $\omega^{(C)}$ (а) и относительной дисперсии σ_{X_1, X_1} (б) при варьировании ρ на различных глубинах $t_p^{(0)}$ резания

Fig. 5. Sensitivity of average frequency $\omega^{(C)}$ (а) and relative dispersion σ_{X_1, X_1} (б)

during variation at different cutting depths $t_p^{(0)}$

где $\sigma_H(w)$ – дисперсия сигнала ВАЭ в низкочастотном диапазоне; $\sigma_B(w)$ – дисперсия сигнала в высокочастотном диапазоне; $\sigma(w)$ – общая дисперсия. Сигнал настраивается так, что при $w = 0$ оценка $\Pi_2 = 0$. Информативной является и оценка Π_3 , основанная на формуле (4):

$$\Pi_3 = \frac{\hat{\sigma}_{X_1, X_1}(w) - \hat{\sigma}_{X_1, X_1}(0)}{\hat{\sigma}_{X_1, X_1}(0)}, \quad (7)$$

где $\hat{\sigma}_{X_1, X_1}(w)$ – дисперсионная оценка, вычисленная по алгоритму (4).

Параметры информационного пространства высокочастотного диапазона. В высокочастотной области аналитическое определение реакции вибрационных последовательностей на изменение износа не представляется возможным, так как динамическая модель имеет ограниченную область определения в частотной области. Однако процесс резания является источником волн в частотном диапазоне, достигающем сотен килогерц [5, 15]. Измеренный сигнал в высокочастотной области будем интерпретировать как сигнал акустической эмиссии (АЭ). Источник этого сигнала – силовые взаимодействия в областях (рис. 6, а) первичной (1) и вторичной (2) пластической деформации, а также в области контакта задней грани инструмента с заготовкой (3). При измерении этого сигнала принципиальное значение имеют волновые

свойства канала, который связывает зону резания с точкой измерения АЭ. Необходимо учитывать не только диссипативные свойства канала, но и его геометрию, а также стыки, вносящие нелинейные искажения, и зону нечувствительности, вносимую стыковыми соединениями [50, 51].

Для экспериментального изучения свойств АЭ был использован измерительный резец (рис. 6, б). АЭ оценивалась пьезоэлектрическим преобразователем 2, установленным в контакте с четырехгранной пластинкой 1 из Т15К6 2 и телом резца 5. Две пластины из керамики ЦТС установлены так, что их внешние поверхности имеют электрический контакт с телом инструмента, а центральные пластины изолированы и соединены с коаксиальным кабелем 3, оплётка которого соединена с телом резца. Керамические вкладки 2 поджаты винтом 4 к режущей пластинке. Коаксиальный кабель с помощью аналого-цифрового преобразователя Е 14-440 соединен с ЭВМ для обработки информации. Можно предложить модель источника силовой эмиссии. Для этого на поверхности изнашиваемой задней грани инструмента выделим в область $S_i^{(N,k)}(t)$ (рис. 6, в), в которой формируется сила $f_i^{(N,k)}(t)$. Во времени она является последовательностью стандартных импульсов (рис. 6, г), каждый из них описывает изменение сил на временном отрезке $t \in (t_i, t_i)$:

$$f_i^{(N,k)}(t) = \begin{cases} f_i^{(N,k)}(t) = k_1^f t, & t \in (t_i, t_i + \Delta T_{i+1}^{(N,k)}), & k_1^f = f_{0,i}^{(N,k)} / \Delta T_{i+1}^{(N,k)}; \\ f_{0,i}^{(N,k)} - k_2^f t, & t \in (t_i + \Delta T_{i+1}^{(N,k)}, t_i + \Delta T_{i+1}^{(N,k)} + \Delta t_{i+1}^{(N,k)}), & k_2^f = f_{0,i}^{(N,k)} / \Delta t_{i+1}^{(N,k)}; \\ f_i^{(N,k)}(t) = 0, & t \in (t_i + \Delta T_{i+1}^{(N,k)} + \Delta t_{i+1}^{(N,k)}, t_{i+1}). \end{cases} \quad (8)$$

Последовательность представляет собой набор стандартных импульсов (система ((8)): $f_i^{(N,k)}(t) = \{f_i^{(N,k)}(t), t \in (0, T_1^{(N,k)}); f_i^{(N,k)}(t), t \in (T_1^{(N,k)}, T_2^{(N,k)}); \dots; f_i^{(N,k)}(t), t \in (T_{s-1}^{(N,k)}, T_s^{(N,k)})\}$. Аналогичную структуру имеют и тангенциальные составляющие элементарных сил $f_i^{(T,k)}(t)$. В дальнейшем ограничимся импульс-

ной последовательностью $f_i^{(N,k)}(t)$, имеющей две стадии. На первой стадии происходит накопление потенциальной энергии (временной отрезок $\Delta T_{i+1}^{(N,k)}$). Здесь наблюдается упругое смещение микроконтактов до величин, при которых имеет место разрыв связей. Это время зависит от скорости резания. На втором этапе происходит выделение энергии (временной отрезок $\Delta t_{i+1}^{(N,k)}$),

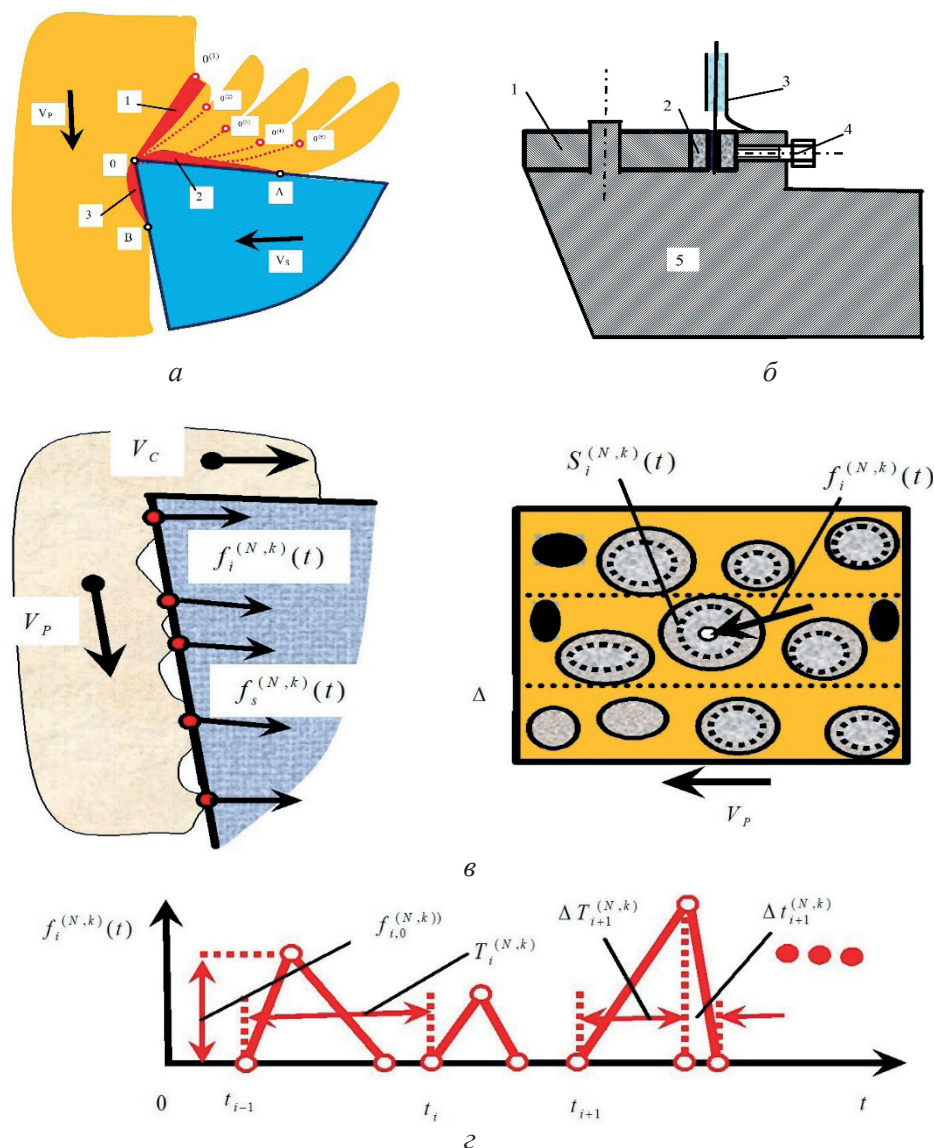


Рис. 6. Схема измерения и формирования сигнала АЭ:

a – модель формирования периодических составляющих сил; *б* – схема измерительного резца; *в*, *г* – модель формирования случайной импульсной последовательности

Fig. 6. Scheme of AE signal measurement and formation:

a – model of periodic force components formation; *б* – cutter measuring scheme; *в*, *г* – model of random pulse sequence formation

которое сопровождается импульсом необратимых преобразований энергии, формирующим производство тепла, но также влияющим на другие эффекты физических взаимодействий. Выделение энергии образует и импульс упругой волны. Стандартная последовательность характеризуется следующими параметрами: расстоянием между импульсами $T_i^{(N,k)}$, временем нарастания $\Delta T_i^{(N,k)}$, временем спада $\Delta t_i^{(N,k)}$ и высотой $f_{i,0}^{(N,k)}$ (рис. 6, *г*). Это может быть импульс, обусловленный упругопластическим

взаимодействием или разрушением адгезионных и других связей.

Вначале протестируем отображения последовательности в частотной области (рис. 7). На иллюстрации верхние две кривые отображают последовательность во времени, но в разном масштабе. Нижние две диаграммы соответствуют спектральному их представлению, они также приведены в двух масштабах. Отметим следующие наиболее важные свойства отображений.

1. Если расстояние между импульсами постоянно $T_i^{(N,k)} = 0,02 \text{ с} = \text{const}$, то в спектре мы

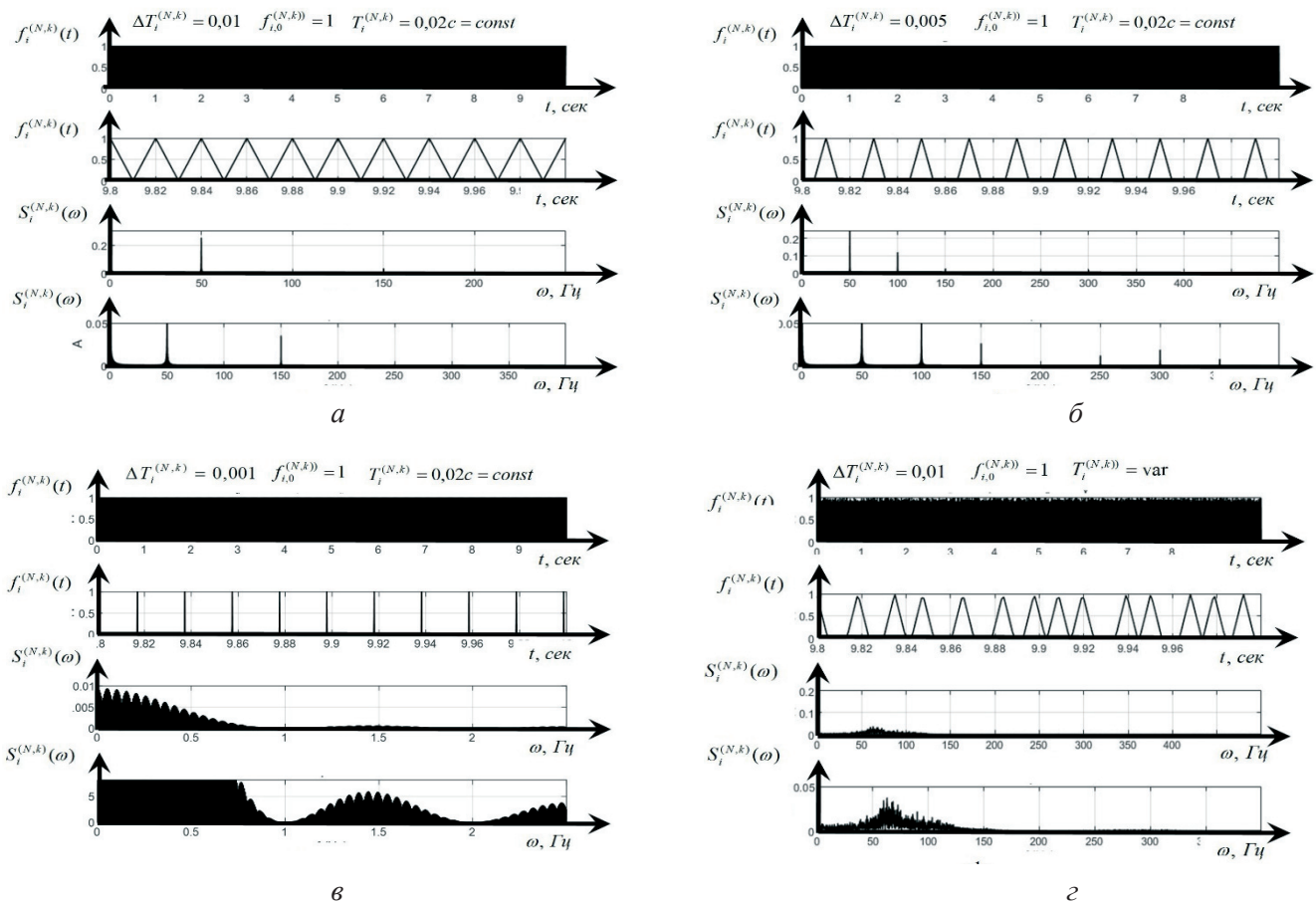


Рис. 7. Примеры изменения спектров стандартной импульсной последовательности

Fig. 7. Examples of spectral changes of a standard pulse sequence

имеем дискретный набор частот, зависящий от длительности импульса по отношению к расстоянию $\Delta T_i^{(N,k)}$. Если ширина импульсов равна расстоянию между ними, то в частотной области мы фактически имеем частотные всплески, соответствующие разложению в ряд Фурье. Мы имеем постоянную составляющую, первую и третью гармоники (рис. 7, а). При уменьшении $\Delta T_i^{(N,k)}$ образуются дополнительные частоты (рис. 7, б), которые затем преобразуются в непрерывный спектр (рис. 7, в). При $\Delta T_i^{(N,k)} \rightarrow 0$ спектр приближается к «белому» шуму.

Если ввести неопределенность в $\Delta T_i^{(N,k)}$, то дискретный спектр на рис. 7, б преобразуется в непрерывный (рис. 7, з). При этом наблюдается уширение спектральных линий. На частоте максимума спектра отображается математическое ожидание расстояния между импульсами, а в уширении спектральной линии – разброс скажности между импульсами.

Изменение соотношения между стадиями нарастания и спада импульсов также отображается в изменениях спектра, но моделирование показывает, что изменения спектров в этом случае незначительны. Что касается неопределенности амплитуд, то в спектре в этом случае усиливается его составляющая, находящаяся между основными всплесками. Если узкополосным фильтром выделить сигнал в частотном окне $\Delta\omega$, то увеличению неопределенности амплитуд соответствует увеличение амплитудной модуляции сигнала в окне $\Delta\omega$.

В области контакта задней грани инструмента и заготовки существует множество взаимодействий (рис. 6, в), которое образует сигнал эмиссии:

$$F^{(N)}(t) = \sum_{i=1}^{i=n} \sum_{k=1}^{k=m} f_i^{(N,k)}(t), \quad (9)$$

где k и i – соответственно число строк и контактов в строке на поверхности взаимодействий. Для определения спектральных свойств сово-

купности случайных последовательностей необходимо дополнительно сформулировать гипотезы о влиянии вероятности их распределения на поверхности контакта.

Вычисления показывают, что увеличение неопределенности в сигнале эмиссии во времени приводит к уширению спектральной линии эмиссионного сигнала, а регулярные смещения в сигналах в пространстве вызывают уменьшение интервалов между импульсами. Поэтому спектр эмиссионного сигнала по мере увеличения износа размывается и смещается в высокочастотную область. Важно отметить, что каждый единичный импульс имеет стадии нарастания и спада, зависящие в основном не от времени, а от пути относительных перемещений, поэтому увеличение скорости резания уменьшает параметры $T_i^{(N,k)}$ и $\Delta T_i^{(N,k)}$. В результате спектр становится зависящим от скорости резания. Если анализировать частотную область $\Delta\omega_0 \in (\omega_{0,1}, \omega_{0,2})$, то мы замечаем, что основные изменения частотных спектров по мере увеличения износа соответствуют отмеченным особенностям. Причем верхняя частота

$\omega_{0,2}$ в этой области определяется по правилу

$$\omega_{0,2} = \left(\frac{h_0}{V_P} \right)^{-1}. \text{ Здесь } h_0 - \text{высота контакта зад-}$$

ней грани с заготовкой на начальной стадии износа $w = 0$, она зависит от упругого восстановления материала. Нижняя частота $\omega_{0,1}$

$$\text{определяется как } \omega_{0,1} = \left(\frac{h_0 + w}{V_P} \right)^{-1}.$$

Этот диапазон необходимо экспериментально откорректировать. Приведем пример изменения спектров, которые получены из последовательностей, измеренных резцом на рис. 6, б при точении стали 10ГН2МФА на следующем режиме: подача $S_P^{(0)} = 0,1$ мм, глубина $t_P^{(0)} = 1,5$ мм и скорость резания $V_P^{(0)} = 1,2$ м/с (рис. 8).

Спектры представляют уже сигнал АЭ, измеренный после преобразования сил в акустические волны. Пусть определена вибрационная последовательность $X(t)$ в окне $\Delta\omega_0 \in (\omega_{0,1}, \omega_{0,2})$. Введем следующие информационные признаки сигнала АЭ:

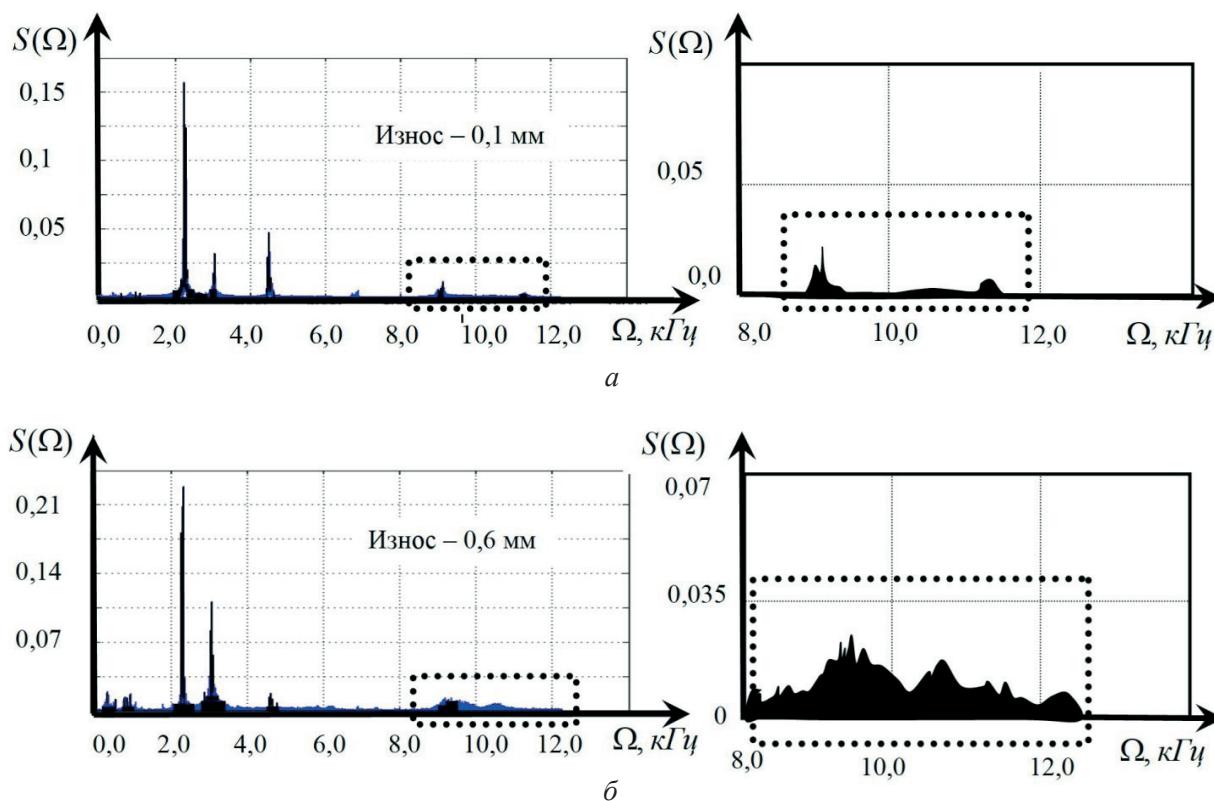


Рис. 8. Пример изменения спектра АЭ в зависимости от износа

Fig. 8. Example of AE spectrum changes depending on wear

$$P_4(w) = \left\{ \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,2}} S(\omega, w) d\omega - \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,2}} S(\omega, 0) d\omega \right\} \times \left\{ \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,2}} S(\omega, 0) d\omega \right\}^{-1}, \quad (10)$$

где $S(\omega, w)$ – спектр сигнала АЭ изношенного инструмента; $S(\omega, 0)$ – спектр сигнала АЭ на начальной стадии износа;

$$P_5(w) = \left\{ \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,c}} S(\omega, w) d\omega - \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,c}} S(\omega, 0) d\omega \right\} \times \left\{ \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,c}} S(\omega, 0) d\omega \right\}^{-1}, \quad (11)$$

где $\omega_{0,c}$ – средняя частота спектра в окне $\Delta\omega_0 \in (\omega_{0,1}, \omega_{0,2})$.

Поскольку вычисление частоты спектра в окне $\Delta\omega_0$ представляет некоторые сложности, то удобно выбрать частоту $\omega_{0,c} = 0,5(\omega_{0,1} + \omega_{0,2})$ и при $w = 0$ обеспечить условие $\int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,c}} S(\omega, w) d\omega = \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,c}} S(\omega, 0) d\omega$. Наконец, как

было отмечено, для оценивания нерегулярности амплитуды импульсной последовательности можно рассматривать сигнал амплитудной модуляции избранного высокочастотного сигнала $X(t)$. Тогда высокой информативностью обладает уровень модуляции $x(t)$, определяемый после детектирования сигнала $X(t)$ и оценивания его дисперсии по алгоритмам скользящего сред-

него: $\sigma(t) = \frac{1}{\Delta T} \int_{t-\Delta T}^t x^2(\xi) d\xi$. Получим

$$P_6(w) = \{\sigma_w(t) - \sigma\} \{\sigma\}^{-1}. \quad (12)$$

В зависимости от аппаратной реализации и доступных к измерению вибрационных последовательностей можно использовать все отмеченные выше информационные признаки $\Pi = \{\Pi_1, \Pi_2, \dots, \Pi_6\}^T \in \mathfrak{R}_{\Pi}^{(6)}$.

Все сформированные параметры ПИП $\Pi = \{\Pi_1, \Pi_2, \dots, \Pi_6\}^T \in \mathfrak{R}_{\Pi}^{(6)}$ обладают следующими свойствами.

1. Они являются безразмерными, и их значения, как правило, положительны и монотонно изменяются по мере развития износа.

2. Износу $w = 0$ во всех случаях соответствует условие $P_i(w) = 0$ при $w = 0$.

3. Из разнообразия информационных признаков выбраны такие, которые обладают высокой чувствительностью к изменению износа. Область их применения зависит от следующих факторов.

Информационный признак Π_1 можно использовать в том случае, если по мере развития износа равновесие динамической системы резания является асимптотически устойчивым. Достаточно указать на то, что внутренний коэффициент усиления в динамической системе зависит не только от ρ , но и от глубины резания. Он в меньшей степени изменяется и при вариациях скорости резания и подачи. Ранее показано, что эволюция свойств системы резания может обладать высокой чувствительностью к малым вариациям технологических параметров и возмущений. Можно сделать вывод, что перераспределение амплитуд обладает высокой чувствительностью к развитию износа. Однако это справедливо в диапазоне устойчивого равновесия, а также в случае малой чувствительности эволюции системы к вариациям начальных параметров системы и возмущений. Для использования информационного признака Π_1 с целью диагностирования износа на станках с ЧПУ необходимо согласовать диагностирование с программой ЧПУ. Информационные оценки Π_2 и Π_3 являются более универсальными, но менее чувствительными к вариациям динамических свойств системы и к вариациям режимов. При построении систем диагностики при точении конструкционных сталей на постоянных режимах в случае устойчивого равновесия упругих деформаций удастся обеспечить разделение информации об износе на 4–5 классов износа [27].

Однако все три признака зависят от точности конкретного станка и его состояния. Ранее выполненные исследования функции когерентно-

сти между силовыми возмущениями и деформациями показали, что она по мере увеличения частоты возрастает [3]. При выборе пространства информационных признаков более помехозащищенными являются признаки P_4 , P_5 и P_6 . В данном случае основные возмущения связаны с вариациями припуска, биениями шпиндельной группы и кинематическими возмущениями от приводов подач. Все возмущения, идущие от станка, находятся в низкочастотном диапазоне. Одновременно при установке датчика АЭ необходимо учитывать волновые свойства канала, связывающего формируемую в зоне резания силовую эмиссию и измеряемые колебания (колебательные деформации, смещения, ускорения и др.). Здесь существует общее правило: чем выше частота, тем ближе к зоне резания должен находиться измерительный преобразователь. По нашему мнению, для измерения АЭ наиболее перспективными являются специальные резцы со встроенными измерительными преобразователями.

Представленная методика определения диагностических признаков развития износа инструмента и повышения вибрационной активности исполнительных элементов обладает прикладной значимостью для создания и развития интеллектуальных алгоритмов систем мониторинга. Изменения в оценках диагностических признаков развития износа являются коррекционными параметрами, относительно которых может выстраиваться алгоритм адаптивного управления в блоке ЧПУ, способного продлить ресурс инструмента, но не ограничиваются только этим. В рамках представленной методики исследовательский интерес вызывают задачи определения диагностических признаков деградации свойств геометрической топологии поверхности детали и эксплуатационных характеристик станка, и это может стать предметом изучения будущих исследований. Определенные и собранные информационные признаки в сигналах ВАЭ позволяют создать базы данных Test Data и Training Data для обучения оценки динамики процесса резания в моделях машинного обучения систем диагностики, что является еще одним шагом к цифровой трансформации станкостроительной отрасли.

Заключение

Разработанная методика, математическое моделирование, а также цифровые и натурные эксперименты позволили сформировать рациональное информационное пространство диагностирования износа, в котором на основе известных методов распознавания можно построить решающие правила разделения информации по признаку принадлежности к величине износа. Для практического применения методики в алгоритмах мониторинга, диагностики и управления процессом резания важно учесть следующие моменты.

В основу построения систем диагностики износа инструмента на основе наблюдения за измеримыми вибрационными последовательностями можно положить как зависимость вибраций от изменения параметров формируемой процессом резания динамической связи, так и изменения свойств силовой эмиссии, представленной в виде случайной импульсной последовательности.

Параметры формируемой процессом резания динамической связи зависят не только от износа, но и от технологических режимов и возмущений, идущих от самого станка. Поэтому использование информационных параметров, в основу построения которых положены изменения спектра колебаний в низкочастотной области, актуально при обработке деталей на неизменных режимах на оборудовании, имеющем малые вариации припуска, биения шпиндельной группы и кинематические возмущения (например, при обработке на автоматических линиях). При использовании указанных параметров на станках с ЧПУ требуется согласование программы диагностирования с программой ЧПУ. В противном случае адекватность отображения износа в характеристиках спектра существенно снижается.

Силовая эмиссия, рассматриваемая в высокочастотной области, во-первых, вызывает изменения интенсивности силовой эмиссии, во-вторых, смещает максимум интенсивности в частотной области. Наконец, развитие износа приводит к формированию неопределенности всех параметров, моделирующих силовую эмиссию как импульсный случайный процесс, что также является информационным признаком для систем диагностики износа.

Список литературы

1. *Budak E.* Machining process improvement through process twins // *Proceedings of 3rd International Conference on the Industry 4.0 Model for Advanced Manufacturing: AMP 2018.* – Springer International Publishing, 2018. – P. 164–179. – DOI: 10.1007/978-3-319-89563-5_13.
2. *Zakovorotny V., Gvindjiliya V.* Process control synergetics for metal-cutting machines // *Journal of Vibroengineering.* – 2022. – Vol. 24 (1). – P. 177–189. – DOI: 10.21595/jve.2021.22087.
3. *Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E.* Influence of speeds of forming movements on the properties of geometric topology of the part in longitudinal turning // *Journal of Manufacturing Processes.* – 2024. – Vol. 112. – P. 202–213. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.037.
4. *Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.* Изучение отображения вибрационных возмущений в геометрии формируемой резанием поверхности при точении // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 107–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26-2-107-126.
5. *Остафьев В.А., Антонюк В.С., Тымчик Г.С.* Диагностика процесса металлообработки. – Киев: Техника, 1991. – 152 с. – ISBN 5-335-00209-3.
6. *Козочкин М.П.* Многопараметрическая диагностика технологических систем для обработки материалов резанием // *Вестник МГТУ «Станкин».* – 2014. – № 1 (28). – С. 13–19.
7. *Грубый С.В.* Оптимизация процесса механической обработки и управления режимными параметрами. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 149 с. – ISBN 978-5-7038-3935-5.
8. Нейронно-сетевое моделирование процесса изнашивания твердосплавного инструмента / Ю.Г. Кабалдин, А.М. Кузьмишина, Д.А. Шатагин, М.С. Аносов // *Автоматизация. Современные технологии.* – 2021. – Т. 75, № 9. – С. 398–402. – DOI: 10.36652/0869-4931-2021-75-9-398-402.
9. Разработка цифрового двойника станка с ЧПУ на основе методов машинного обучения / Ю.Г. Кабалдин, Д.А. Шатагин, М.С. Аносов, А.М. Кузьмишина // *Вестник Донского государственного технического университета.* – 2019. – № 19 (1). – С. 45–55. – DOI: 10.23947/1992-5980-2019-19-1-45-55.
10. *Кабалдин Ю.Г., Шатагин Д.А., Кузьмишина А.М.* Разработка цифрового двойника режущего инструмента для механообрабатывающего производства // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение.* – 2019. – № 4. – С. 11–17. – DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
11. *Пантюхин О.В., Васин С.А.* Цифровой двойник технологического процесса изготовления изделий специального назначения // *Станкоинструмент.* – 2021. – № 1 (22). – С. 56–59. – DOI: 10.22184/2499-9407.2021.22.1.56.58.
12. *Erkorkmaz K., Altintas Y., Yeung C.-H.* Virtual computer numerical control system // *CIRP Annals.* – 2006. – Vol. 55 (1). – P. 399–402. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60444-2.
13. *Kilic Z.M., Altintas Y.* Generalized mechanics and dynamics of metal cutting operations for unified simulations // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – 2016. – Vol. 104. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.01.006.
14. Development of machining strategies for aerospace components, using virtual machining tools / L. Estman, D. Merdol, K.-G. Brask, V. Kalhori, Y. Altintas // *New Production Technologies in Aerospace Industry.* – Cham: Springer, 2014. – P. 63–68. – (Lecture Notes in Production Engineering). – DOI: 10.1007/978-3-319-01964-2_9.
15. *Козочкин М.П., Сабиров Ф.С., Селезнев А.Е.* Виброакустический мониторинг лезвийной обработки заготовок из закаленной стали // *Вестник МГТУ «Станкин».* – 2018. – № 1 (44). – С. 23–30.
16. *Барзов А.А., Горелов В.А., Игошкин Б.А.* Акустоэлектрическая диагностика процесса резания полимерных композиционных материалов // *Авиационная промышленность.* – 1986. – № 12. – С. 36.
17. Virtual process systems for part machining operations / Y. Altintas, P. Kersting, D. Biermann, E. Budak, B. Denkena // *CIRP Annals.* – 2014. – Vol. 63 (2). – P. 585–605. – DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.
18. Virtual machine tool / Y. Altintas, C. Brecher, M. Weck, S. Witt // *CIRP Annals.* – 2005. – Vol. 54 (2). – P. 115–138. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60022-5.
19. *Soori M., Arezoo B., Habibi M.* Virtual machining considering dimensional, geometrical and tool deflection errors in three-axis CNC milling machines // *Journal of Manufacturing Systems.* – 2014. – Vol. 33 (4). – P. 498–507. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2014.04.007.
20. A novel virtual metrology scheme for predicting machining precision of machine tools / H. Tieng, H.C. Yang, M.H. Hung, F.T. Cheng // *IEEE International Conference on Robotics and Automation.* – IEEE, 2013. – P. 264–269. – DOI: 10.1109/ICRA.2013.6630586.
21. *Astakhov V.P.* Geometry of single-point turning tools and drills: Fundamentals and practical applications. – London: Springer, 2010. – 566 p. – DOI: 10.1007/978-1-84996-053-3.
22. *Konrad H., Isermann R., Oette H.U.* Supervision of tool wear and surface quality during end milling operations // *IFAC Proceedings Volumes.* – 1994. – Vol. 27 (4). – P. 507–513. – DOI: 10.1016/S1474-6670(17)46074-5.
23. *Заковоротный В.Л., Бордачев Е.В.* Информационное обеспечение системы динамической диа-



гностики износа режущего инструмента на примере токарной обработки // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1995. – № 3. – С. 95–103.

24. Григорьев А.С. Инструментарий системы ЧПУ для диагностики и прогнозирования износа режущего инструмента в реальном времени при токарной обработке // Вестник МГТУ «Станкин». – 2012. – № 1 (18). – С. 39–43.

25. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Эволюция динамической системы резания, обусловленная необратимыми преобразованиями энергии в зоне обработки // СТИН. – 2018. – № 12. – С. 17–25.

26. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Связь самоорганизации динамической системы резания с изнашиванием инструмента // Известия вузов. Прикладная нелинейная динамика. – 2020. – Т. 28, № 1. – С. 46–61. – DOI: 10.18500/0869-6632-2020-28-1-46-61.

27. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е., Кислов К.В. Информационные свойства частотных характеристик динамической системы резания при диагностике износа инструментов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 114–134. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-114-134.

28. A review of sensor system and application in milling process for tool condition monitoring / M. Rizal, J.A. Ghani, M.Z. Nuawi, C.H. Haron // Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology. – 2014. – Vol. 7 (10). – P. 2083–2097. – DOI: 10.19026/rjaset.7.502.

29. Teti R. Advanced IT methods of signal processing and decision making for zero defect manufacturing in machining // Procedia CIRP. – 2015. – Vol. 28. – P. 3–15. – DOI: 10.1016/j.procir.2015.04.003.

30. Bhuiyan M., Choudhury I., Nukman Y. An innovative approach to monitor the chip formation effect on tool state using acoustic emission in turning // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2012. – Vol. 58. – P. 19–28. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.02.001.

31. Rehorn A.G., Jiang J., Orban P.E. State-of-the-art methods and results in tool condition monitoring: a review // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2005. – Vol. 26. – P. 693–710. – DOI: 10.1007/s00170-004-2038-2.

32. Jemielniak K., Arrazola P. Application of AE and cutting force signals in tool condition monitoring in micro-milling // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2008. – Vol. 1 (2). – P. 97–102. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2008.09.007.

33. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V., Dhande S.G. A method for characterization of machine-tools dynamic parameters for diagnostic purposes // Journal of Materials

Processing Technology. – 1995. – Vol. 53 (3–4). – P. 588–600. – DOI: 10.1016/0924-0136(94)01745-M.

34. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Self-organization and evolution in dynamic friction systems // Journal of Vibroengineering. – 2021. – Vol. 23 (6). – P. 1418–1432. – DOI: 10.21595/jve.2021.22033.

35. Precision manufacturing process monitoring with acoustic emission / D.E. Lee, I. Hwang, C.M.O. Valente, J.F.G. Oliveira, D.A. Dornfeld // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2006. – Vol. 46 (2). – P. 176–188. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.04.001.

36. Tool condition monitoring (TCM) – the status of research and industrial application / G. Byrne, D. Dornfeld, I. Inasaki, G. Ketteler, W. Konig, R. Teti // CIRP Annals. – 1995. – Vol. 44 (2). – P. 541–567. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60503-4.

37. Dimla D.E. Sensor signals for tool-wear monitoring in metal cutting operations – a review of methods // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2000. – Vol. 40 (8). – P. 1073–1098. – DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00122-4.

38. Choi Y., Narayanaswami R., Chandra A. Tool wear monitoring in ramp cuts in end milling using the wavelet transform // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2004. – Vol. 23 (5–6). – P. 419–428. – DOI: 10.1007/s00170-003-1898-1.

39. Dolinšek S., Kopac J. Acoustic emission signals for tool wear identification // Wear. – 1999. – Vol. 225–229 (1). – P. 295–303. – DOI: 10.1016/S0043-1648(98)00363-9.

40. Chiou R.Y., Liang S.Y. Analysis of acoustic emission in chatter vibration with tool wear effect in turning // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2000. – Vol. 40 (7). – P. 927–941. – DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00093-0.

41. Application of acoustic emission sensor to investigate the frequency of tool wear and plastic deformation in tool condition monitoring / M.S.H. Bhuiyan, I.A. Choudhury, M. Dahari, Y. Nukman, S.Z. Dawal // Measurement. – 2016. – Vol. 92. – P. 208–217. – DOI: 10.1016/j.measurement.2016.06.006.

42. Siddhpura A., Paurobally R. A review of flank wear prediction methods for tool condition monitoring in a turning process // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 65. – P. 371–393. – DOI: 10.1007/s00170-012-4177-1.

43. Tool wear monitoring using naive Bayes classifiers / J. Karandikar, T. McLeay, S. Turner, T. Schmitz // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 77. – P. 1613–1626. – DOI: 10.1007/s00170-014-6560-6.

44. Kene A.P., Choudhury S.K. Analytical modeling of tool health monitoring system using multiple sensor data fusion approach in hard machining // Measurement. –

2019. – Vol. 145. – P. 118–129. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.05.062.

45. Tool condition monitoring techniques in milling process – a review / T. Mohanraj, S. Shankar, R. Rajasekar, N. Sakthivel, A. Pramanik // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 9 (1). – P. 1032–1042. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.10.031.

46. Kalvoda T., Hwang Y.R. A cutter tool monitoring in machining process using Hilbert–Huang transform // *International Journal of Machine Tool and Manufacture*. – 2010. – Vol. 50 (5). – P. 495–501. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2010.01.006.

47. Заковоротный В.Л., Флек М.Б. Динамика процесса резания. Синергетический подход. – Ростов н/Д.: Терра, 2005. – 880 с. – ISBN 5-98254-055-2.

48. Артоболевский И.И., Бобровницкий Ю.И., Генкин М.Д. Введение в акустическую динамику машин. – М.: Наука, 1979. – 296 с.

49. Зорев Н.Н., Грановский Г.И., Ларин М.Н. Развитие науки о резании металлов. – М.: Машиностроение, 1967. – 416 с.

50. Влияние динамических характеристик процесса резания на шероховатость поверхности детали при токарной обработке / В.Е. Гвинджилия, Е.В. Фоминов, Д.В. Моисеев, Е.И. Гамалеева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 143–157. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-143-157.

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Information properties of vibroacoustic emission in diagnostic systems for cutting tool wear

Vilor Zakovorotny ^a, Valery Gvindjiliya ^{b, *}, Kirill Kislov ^c

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

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2187-9897>,  vzakovorotny@dstu.edu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-1066-4604>,  vgvindjiliya@donstu.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-5770-2519>,  kislovk@bk.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 19 April 2025

Revised: 23 April 2025

Accepted: 05 June 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Cutting tool condition diagnostics

Vibrations

Information models of dynamic monitoring

ABSTRACT

Introduction. This paper is devoted to the development of a methodology for diagnosing cutting tool wear based on the analysis of vibroacoustic emission signals. Two tasks are addressed. Firstly, the information feature space related to wear is constructed. Secondly, within this space, decision rules are defined that allow division into separate clusters according to wear levels. Since the construction of the information feature space (*IFS*) methods is of primary importance in these procedures, the **purpose of this work** is to determine the regularities of changes in the frequency characteristics of the dynamic cutting system caused by wear development and to construct, on this basis, a rational information space for diagnosing tool wear. **Method and methodology.** The study is based on mathematical modeling results of a perturbed dynamic cutting system to determine the information feature space representing tool wear. Methods for determining the parameters of information signal parameters (*ISPs*) are proposed, which provide high sensitivity to wear changes. All *ISP* parameters should be dimensionless and zeroed at zero wear. They must satisfy additional requirements, including noise immunity conditions. **Results and discussion.** The paper presents results of constructing *ISP* parameters for vibroacoustic emission analysis in two frequency ranges. In the low-frequency range, limited by the first natural frequencies of interacting subsystems (up to 1.0–1.5 kHz), vibration response parameters (*VRP*) are determined based on vibration sequences obtained analytically under power perturbations modeled as “white” noise. In the high-frequency range (above 2.0 kHz), information models based on random pulse sequences are proposed. It is shown that the applicability of a particular information feature depends on the conditions. Thus, the developed methodology, mathematical simulation, and digital and field experiments enabled the formation of a rational information space for wear diagnostics, in which known recognition methods can be used to construct decision rules for classifying information according to wear levels.

For citation: Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E., Kislov K.V. Information properties of vibroacoustic emission in diagnostic systems for cutting tool wear. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 50–70. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-50-70. (In Russian).

References

1. Budak E. Machining process improvement through process twins. *Proceedings of the 3rd International Conference on the Industry 4.0 Model for Advanced Manufacturing: AMP 2018*. Springer International Publishing, 2018, pp. 164–179. DOI: 10.1007/978-3-319-89563-5_13.
2. Zakovorotny V., Gvindjiliya V. Process control synergetics for metal-cutting machines. *Journal of Vibroengineering*, 2022, vol. 24 (1), pp. 177–189. DOI: 10.21595/jve.2021.22087.
3. Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E. Influence of speeds of forming movements on the properties of geometric topology of the part in longitudinal turning. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 112, pp. 202–213. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.037.

* Corresponding author

Gvindjiliya Valery E., Ph.D. (Engineering), Senior Lecturer
 Don State Technical University,
 1 Gagarin square,
 344000, Rostov-on-Don, Russian Federation
 Tel.: +7 918 583-23-33, e-mail: vgvindjiliya@donstu.ru

4. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. The study of vibration disturbance mapping in the geometry of the surface formed by turning. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 107–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-107-126.
5. Ostaf'ev V.A., Antonyuk V.S., Tymchik G.S. *Diagnostika protsessa metalloobrabotki* [Diagnostics of the metalworking process]. Kiev, Tekhnika Publ., 1991. 152 p. ISBN 5-335-00209-3.
6. Kozochkin M.P. Mnogoparametricheskaya diagnostika tekhnologicheskikh sistem dlya obrabotki materialov rezaniem [Multivariate diagnostics of technological systems for processing materials by cutting]. *Vestnik MGTU «Stankin» = Vestnik MSUT «Stankin»*, 2014, no. 1 (28), pp. 13–19.
7. Grubyi S.V. *Optimizatsiya protsessa mekhanicheskoi obrabotki i upravleniya rezhimnymi parametrami* [Optimization of the process of mechanical processing and control of operating parameters]. Moscow, Bauman MSTU Publ., 2014. 149 p. ISBN 978-5-7038-3935-5.
8. Kabaldin Yu.G., Kuzmishina A.M., Shatagin D.A., Anosov M.S. Neironnosetevoe modelirovanie protsessa iznashivaniya tverdosplavnogo instrumenta [Neural network modeling of the wear process of a carbide cutting tool]. *Avtomatizatsiya. Sovremennye tekhnologii = Automation. Modern Technologies*, 2021, vol. 75, no. 9, pp. 398–402. DOI: 10.36652/0869-4931-2021-75-9-398-402.
9. Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Anosov M.S., Kuzmishina A.M. Razrabotka tsifrovogo dvoynika stanka s ChPU na osnove metodov mashinnogo obucheniya [Development of digital twin of CNC unit based on machine learning methods]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2019, no. 19 (1), pp. 45–55. DOI: 10.23947/1992-5980-2019-19-1-45-55.
10. Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Kuzmishina A.M. Razrabotka tsifrovogo dvoynika rezhushchego instrumenta dlya mekhanooobratyvyayushchego proizvodstva [The development of a digital twin of a cutting tool for mechanical production]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroyeniye = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2019, no. 4, pp. 11–17. DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
11. Pantyukhin O.V., Vasin S.A. Tsifrovoy dvoynik tekhnologicheskogo protsessa izgotovleniya izdelii spetsial'nogo naznacheniya [Digital double of the technological process of manufacturing special-purpose products]. *Stankoinstrument*, 2021, no. 1 (22), pp. 56–59. DOI: 10.22184/2499-9407.2021.22.1.56.58. (In Russian).
12. Erkorkmaz K., Altintas Y., Yeung C.-H. Virtual computer numerical control system. *CIRP Annals*, 2006, vol. 55 (1), pp. 399–402. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60444-2.
13. Kilic Z.M., Altintas Y. Generalized mechanics and dynamics of metal cutting operations for unified simulations. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2016, vol. 104, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2016.01.006.
14. Estman L., Merdol D., Brask K.-G., Kalhori V., Altintas Y. Development of machining strategies for aerospace components, using virtual machining tools. *New Production Technologies in Aerospace Industry*. Cham, Springer, 2014, pp. 63–68. DOI: 10.1007/978-3-319-01964-2_9.
15. Kozochkin M.P., Sabirov F.S., Seleznev A.E. Vibroakusticheskii monitoring lezviinoi obrabotki zagotovok iz zakalennoi stali [Vibroacoustic monitoring of cutting edge machining of hardened steel]. *Vestnik MGTU «Stankin» = Vestnik MSUT «Stankin»*, 2018, no. 1 (44), pp. 23–30.
16. Barzov A.A., Gorelov V.A., Igonkin B.A. Akustoelektricheskaya diagnostika protsessa rezaniya polimernykh kompozitsionnykh materialov [Acoustoelectric diagnostics of the cutting process of polymer composite materials]. *Aviatsionnaya promyshlennost' = Aviation Industry*, 1986, no. 12, p. 36.
17. Altintas Y., Kersting P., Biermann D., Budak E., Denkena B. Virtual process systems for part machining operations. *CIRP Annals*, 2014, vol. 63 (2), pp. 585–605. DOI: 10.1016/j.cirp.2014.05.007.
18. Altintas Y., Brecher C., Weck M., Witt S. Virtual machine tool. *CIRP Annals*, 2005, vol. 54 (2), pp. 115–138. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60022-5.
19. Soori M., Arezoo B., Habibi M. Virtual machining considering dimensional, geometrical and tool deflection errors in three-axis CNC milling machines. *Journal of Manufacturing Systems*, 2014, vol. 33 (4), pp. 498–507. DOI: 10.1016/j.jmsy.2014.04.007.
20. Tieng H., Yang H.C., Hung M.H., Cheng F.T. A novel virtual metrology scheme for predicting machining precision of machine tools. *IEEE International Conference on Robotics and Automation*. IEEE, 2013, pp. 264–269. DOI: 10.1109/ICRA.2013.6630586.
21. Astakhov V.P. *Geometry of single-point turning tools and drills: Fundamentals and practical applications*. London, Springer, 2010. 566 p. DOI: 10.1007/978-1-84996-053-3.
22. Konrad H., Isermann R., Oette H.U. Supervision of tool wear and surface quality during end milling operations. *IFAC Proceedings Volumes*, 1994, vol. 27 (4), pp. 507–513. DOI: 10.1016/S1474-6670(17)46074-5.

23. Zakovorotny V.L., Bordachev E.V. Informatsionnoe obespechenie sistemy dinamicheskoi diagnostiki iznosa rezhushchego instrumenta na primere tokarnoi obrabotki [Information support for the system of dynamic diagnostics of cutting tool wear using the example of turning]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin* = *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 1995, no. 3, pp. 95–103.

24. Grigoriev A.S. Instrumentarii sistemy ChPU dlya diagnostiki i prognozirovaniya iznosa rezhushchego instrumenta v real'nom vremeni pri tokarnoi obrabotke [CNC tool for diagnostic and prediction of cutting tool wear in real time for turning processing]. *Vestnik MGTU «Stankin»* = *Vestnik MSUT «Stankin»*, 2012, no. 1 (18), pp. 39–43.

25. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Evolyutsiya dinamicheskoi sistemy rezaniya, obuslovlennaya neobratimymi preobrazovaniyami energii v zone obrabotki [Evolution of the dynamic cutting system caused by irreversible energy transformations in the processing zone]. *STIN* = *Russian Engineering Research*, 2018, no. 12, pp. 17–25. (In Russian).

26. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Svyaz' samoorganizatsii dinamicheskoi sistemy rezaniya s iznashivaniem instrumenta [Link between the self-organization of dynamic cutting system and tool wear]. *Izvestiya vuzov. Prikladnaya nelineinaya dinamika* = *Izvestiya VUZ. Applied Nonlinear Dynamics*, 2020, vol. 28, no. 1, pp. 46–61. DOI: 10.18500/0869-6632-2020-28-1-46-61.

27. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E., Kislov K.V. Information properties of frequency characteristics of dynamic cutting systems in the diagnosis of tool wear. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 114–134. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-114-134.

28. Rizal M., Ghani J.A., Nuawi M.Z., Haron C.H. A review of sensor system and application in milling process for tool condition monitoring. *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*, 2014, vol. 7 (10), pp. 2083–2097. DOI: 10.19026/rjaset.7.502.

29. Teti R. Advanced IT methods of signal processing and decision making for zero defect manufacturing in machining. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 28, pp. 3–15. DOI: 10.1016/j.procir.2015.04.003.

30. Bhuiyan M., Choudhury I., Nukman Y. An innovative approach to monitor the chip formation effect on tool state using acoustic emission in turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2012, vol. 58, pp. 19–28. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.02.001.

31. Rehorn A.G., Jiang J., Orban P.E. State-of-the-art methods and results in tool condition monitoring: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2005, vol. 26, pp. 693–710. DOI: 10.1007/s00170-004-2038-2.

32. Jemielniak K., Arrazola P. Application of AE and cutting force signals in tool condition monitoring in micro-milling. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2008, vol. 1 (2), pp. 97–102. DOI: 10.1016/j.cirpj.2008.09.007.

33. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V., Dhande S.G. A method for characterization of machine-tools dynamic parameters for diagnostic purposes. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 53 (3–4), pp. 588–600. DOI: 10.1016/0924-0136(94)01745-M.

34. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Self-organization and evolution in dynamic friction systems. *Journal of Vibroengineering*, 2021, vol. 23 (6), pp. 1418–1432. DOI: 10.21595/jve.2021.22033.

35. Lee D.E., Hwang I., Valente C.M.O., Oliveira J.F.G., Dornfeld D.A. Precision manufacturing process monitoring with acoustic emission. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, vol. 46 (2), pp. 176–188. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.04.001.

36. Byrne G., Dornfeld D., Inasaki I., Ketteler G., Konig W., Teti R. Tool condition monitoring (TCM) – the status of research and industrial application. *CIRP Annals*, 1995, vol. 44 (2), pp. 541–567. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60503-4.

37. Dimla D.E. Sensor signals for tool-wear monitoring in metal cutting operations – a review of methods. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40 (8), pp. 1073–1098. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00122-4.

38. Choi Y., Narayanaswami R., Chandra A. Tool wear monitoring in ramp cuts in end milling using the wavelet transform. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2004, vol. 23 (5–6), pp. 419–428. DOI: 10.1007/s00170-003-1898-1.

39. Dolinšek S., Kopac J. Acoustic emission signals for tool wear identification. *Wear*, 1999, vol. 225–229 (1), pp. 295–303. DOI: 10.1016/S0043-1648(98)00363-9.

40. Chiou R.Y., Liang S.Y. Analysis of acoustic emission in chatter vibration with tool wear effect in turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40 (7), pp. 927–941. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00093-0.

41. Bhuiyan M.S.H., Choudhury I.A., Dahari M., Nukman Y., Dawal S.Z. Application of acoustic emission sensor to investigate the frequency of tool wear and plastic deformation in tool condition monitoring. *Measurement*, 2016, vol. 92, pp. 208–217. DOI: 10.1016/j.measurement.2016.06.006.
42. Siddhpura A., Paurobally R. A review of flank wear prediction methods for tool condition monitoring in a turning process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65, pp. 371–393. DOI: 10.1007/s00170-012-4177-1.
43. Karandikar J., McLeay T., Turner S., Schmitz T. Tool wear monitoring using naive Bayes classifiers. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 77, pp. 1613–1626. DOI: 10.1007/s00170-014-6560-6.
44. Kene A.P., Choudhury S.K. Analytical modeling of tool health monitoring system using multiple sensor data fusion approach in hard machining. *Measurement*, 2019, vol. 145, pp. 118–129. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.05.062.
45. Mohanraj T., Shankar S., Rajasekar R., Sakthivel N., Pramanik A. Tool condition monitoring techniques in milling process – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 9 (1), pp. 1032–1042. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.10.031.
46. Kalvoda T., Hwang Y.R. A cutter tool monitoring in machining process using Hilbert–Huang transform. *International Journal of Machine Tool and Manufacture*, 2010, vol. 50 (5), pp. 495–501. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2010.01.006.
47. Zakovorotny V.L., Flek M.B. *Dinamika protsessa rezaniya. Sinergeticheskii podkhod* [The dynamics of the cutting process. Synergistic approach]. Rostov-on-Don, Terra Publ., 2005. 880 p. ISBN 5-98254-055-2.
48. Artobolevskii I.I., Bobrovnikskii Yu.I., Genkin M.D. *Vvedenie v akusticheskuyu dinamiku mashin* [Introduction to the acoustic dynamics of machines]. Moscow, Nauka Publ., 1979. 296 p.
49. Zorev N.N., Granovskii G.I., Larin M.N. *Razvitie nauki o rezanii metallov* [Development of the science of metal cutting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 416 p.
50. Gvindjiliya V.E., Fominov E.V., Moiseev D.V., Gamaleeva E.I. Influence of dynamic characteristics of the turning process on the workpiece surface roughness. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 143–157. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-143-157.
51. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Модальный анализ шлифовальных кругов различных характеристик для определения их интегральных упругих показателей

Александр Жуков^{a, *}, Дмитрий Ардашев^b, Виктор Батуев^c, Виктор Кулыгин^d, Егор Шулежко^e

Южно-Уральский государственный университет, пр. Ленина, 76, г. Челябинск, 454080, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-9328-7148>,  zhukovas@susu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8134-2525>,  ardashevdy@susu.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0001-9969-4310>,  batuevvv@susu.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0000-8509-1420>,  kulyginvl@susu.ru;
^e  <https://orcid.org/0000-0002-5709-4285>,  schuleshko21@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923.02+004.942

История статьи:

Поступила: 04 мая 2025
 Рецензирование: 25 мая 2025
 Принята к печати: 05 июня 2025
 Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Шлифование
 Шлифовальный круг
 Собственные колебания шлифовального круга
 Интегральные упругие показатели шлифовального круга
 Модальный анализ
 Коэффициент участия
 Спектральный состав
 Частота собственных колебаний
 Компьютерное моделирование
 COMSOL Multiphysics
 Конечно-элементный анализ

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20029, <https://rscf.ru/project/25-29-20029/>

АННОТАЦИЯ

Введение. В рамках решения глобальной задачи по разработке математической модели звукового давления, генерируемого процессом шлифования, возникла необходимость определения фактических значений интегральных показателей упругости шлифовальных кругов для использования в качестве параметров модели. Это позволит расширить область применения модели и максимизировать полезный прикладной эффект от ее применения. В статье описывается подход определения коэффициентов Пуассона и модулей Юнга для шлифовальных кругов разных характеристик. Параметры упругости инструмента выступают **предметом** исследования. **Целью работы** является установление зависимости фактических значений интегральных упругих показателей от характеристики шлифовального круга с помощью модального анализа. **Метод исследования** состоит в комбинации экспериментального исследования спектров частот собственных колебаний и модального анализа, реализованного с помощью метода конечных элементов в специализированном программном обеспечении. Кроме того, используются элементы регрессионного анализа для получения эмпирических зависимостей интегральных упругих параметров шлифовальных кругов от размера фракции абразивного зерна и твердости. **Результаты и обсуждение.** Основным полезным результатом работы является установление фактических значений коэффициентов Пуассона и модулей Юнга для шлифовальных кругов рассматриваемых характеристик. Выбор характеристик шлифовальных кругов позволил исследовать влияние размера фракции абразивного зерна и твердости на его интегральные упругие свойства. Создание математической модели звукового давления, генерируемого процессом шлифования, и методики прогнозирования периода стойкости шлифовального круга на его основе позволит повысить эффективность операций шлифования за счет снижения доли подготовительно-заключительного времени и увеличения доли машинного времени, снижения расхода производственных ресурсов и более полного использования периода стойкости инструмента.

Для цитирования: Модальный анализ шлифовальных кругов различных характеристик для определения их интегральных упругих показателей / А.С. Жуков, Д.В. Ардашев, В.В. Батуев, В.Л. Кулыгин, Е.И. Шулежко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 71–86. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-71-86.

Введение

Прогнозирование периода стойкости шлифовального круга по косвенному акустическому критерию закономерно вызывает необходимость в исследовании его динамических свойств. Разработка модели звукового давления, генерируемого процессом шлифования, требует принять значения модулей упругости шлифовального круга для корректного расчета мод и частот соб-

*Адрес для переписки

Жуков Александр Сергеевич, аспирант
 Южно-Уральский государственный университет,
 пр. Ленина, 76,
 454080, г. Челябинск, Россия
 Тел.: +7 351 272-32-94, e-mail: zhukovas@susu.ru

ственных колебаний, являющихся источником акустического поля. По характеристикам такого поля становится возможным прогнозирование во времени множества выходных параметров процесса шлифования: сил резания, параметров качества обработки [1, 2] (шероховатости, отклонений формы заготовки, наличия прижогов и др.) и жесткости технологической системы. Последовательность проявления собственных мод колебаний шлифовального круга, неразрывно связанных с его упругими показателями, определяет характер акустического отклика системы при эксплуатации – то, каким образом она будет реагировать на внешнее возбуждение при шлифовании.

Эффективным методом определения динамических характеристик механической системы выступает модальный анализ. В машиностроении этот метод применяется для решения широкого круга задач – от проектирования и оптимизации конструкций машин, механизмов и деталей до диагностики и мониторинга состояния оборудования. Возрастающая потребность в совершенствовании конструкций современных металлорежущих станков и инструментов с точки зрения виброустойчивости, повышения их надежности и жесткости привела к возникновению новых и эффективных применений модального анализа. В работах [3–8] проводится параметрическая оптимизация как конструкции отдельных элементов станков (шпинделей, станин и др.), так и комплексной конструкции станков. Конструкции станков с числовым программным управлением, многоосевые высокоточные станки особенно часто оптимизируются посредством модального анализа. В работах [9–13] с помощью модального анализа проектируют режущий инструмент, а также совершенствуют существующие конструкции токарных резцов, сверл и фрез по критериям виброустойчивости и повышения динамического баланса при обработке. Определение собственных форм и частот колебаний конструкции систем, эксплуатация которых сопряжена с динамическими вибрационными нагрузками, вне зависимости от ее масштаба является необходимым расчетом на этапах проектирования, испытаний или модернизации. Если преобладающий режим работы системы приводит к возникновению вибраций на резонансной частоте, то в конструкцию вно-

сят изменения во избежание аварийных ситуаций.

Сложность и многокомпонентность структуры шлифовального круга в значительной степени усложняет задачу определения показателей его упругости, необходимых для расчета его собственных колебаний. Параметры упругости абразивного инструмента крайне слабо представлены в технической литературе – они не систематизированы, не установлены соответствия между ними и характеристикой шлифовальных кругов. Значения упругих свойств абразивных инструментов – коэффициента Пуассона и модуля Юнга, не приводятся в справочниках, удается найти лишь отдельные данные, полученные экспериментально для шлифовальных кругов конкретных характеристик.

При этом разнообразие существующих и вновь возникающих рецептур шлифовальных кругов чрезвычайно широко. В зависимости от характеристики шлифовального круга значительно варьируются пропорции его компонентов (абразивный материал, связка и поры), а также их свойства [14]. Точный расчет значений упругих параметров шлифовального круга с учетом свойств каждого компонента и условий их взаимодействия друг с другом – задача исключительно трудоемкая. Для ее упрощения предлагается использовать модальный анализ, чтобы оценить упругие свойства системы как целого, без детализации по компонентам.

Целью работы является установление зависимости фактических значений интегральных упругих показателей от характеристики шлифовального круга с помощью модального анализа. Для достижения цели необходимо решить следующие **задачи**:

- провести экспериментальное исследование частот собственных колебаний шлифовальных кругов различных характеристик;
- выполнить расчет частот и мод собственных колебаний шлифовальных кругов для множества комбинаций значений их упругих и геометрических параметров в специализированном программном обеспечении методом конечных элементов;
- провести сравнение и добиться соответствия экспериментальных и расчетных значений частот собственных колебаний шлифовальных кругов;

• установить фактические значения коэффициента Пуассона и модуля Юнга для всех исследуемых шлифовальных кругов.

Методика исследований

В табл. 1 приведен перечень характеристик шлифовальных кругов, задействованных в

исследовании интегральных упругих показателей.

Выбор шлифовальных кругов для исследования проводился таким образом, чтобы обеспечить возможность исследования влияния изменений зернистости, твердости и абразивного материала инструмента на его интегральные упругие свойства (рис. 1).

Таблица 1

Table 1

Характеристики шлифовальных кругов по ГОСТ Р 52781–2007

Grinding wheels characteristics according to GOST R 52781–2007

№ ШК / GW No.	Размеры ШК $D \times H \times d$, мм / GW dimensions $D \times H \times d$, mm	Абразивный материал / Abrasive material	Зернистость / Grit	Твердость / Hardness
1	600×50×305	25A	F36	L
2			F46	
3			F60	
4			F80	
5			F120	
6	500×63×305	F60	F60	N
7				P
8	500×63×305			S
9	600×50×305	14A		L
10		64C		
11	600×40×305	92A		

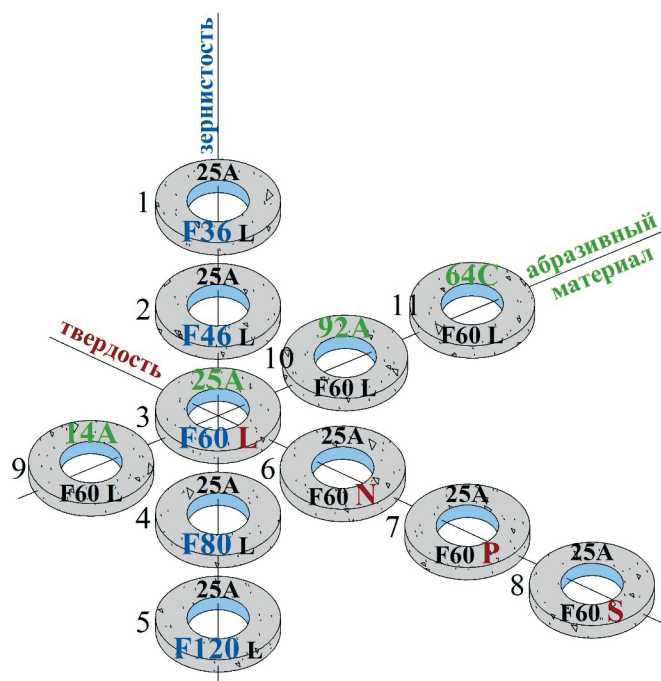


Рис. 1. Исследуемые шлифовальные круги

Fig. 1. Grinding wheels under study

Влияние изменения зернистости на упругие свойства исследовалось на шлифовальных кругах № 1, 2, 3, 4 и 5. Зернистость изменяется от F36 до F120 (от H50 до H10 по ГОСТ 2424–84), средний размер фракции зерна – от 0,5 до 0,11 мм. Прочие характеристики неизменны.

Влияние изменения твердости на упругие свойства исследовалось на шлифовальных кругах № 3, 6, 7 и 8. Твердость изменяется от L до S (от CM2 до T2 по ГОСТ 2424–84). Прочие рецептурные характеристики неизменны.

Для исследования влияния различных абразивных материалов на упругие свойства шлифовальных кругов рассмотрены круги № 3, 9, 10 и 11:

- белый электрокорунд 25A с содержанием $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 99 %. Применяется при чистовом и профильном шлифовании закаленных сталей, заточке быстрорежущих инструментов;

- нормальный электрокорунд 14A с содержанием $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 93 %. Применяется при черновом шлифовании;

- хромотитанистый электрокорунд 92А с содержанием $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 60–75 %. Применяется при шлифовании закаленных сталей, обработке с большим съемом металла и обдирочном шлифовании;

- зеленый карбид кремния 64С с содержанием SiC 96–97 %. Применяется при окончательной заточке и доводке твердосплавного инструмента, хонинговании, суперфинишировании [14, 15].

Структура рассматриваемых шлифовальных кругов – средняя (номера структуры 5, 6, 7), связка – керамическая.

Экспериментальное исследование собственных колебаний шлифовальных кругов

Натурный эксперимент с регистрацией спектра собственных частот колебаний шлифовальных кругов проводился следующим образом. Собственные колебания ШК возбуждаются ударным воздействием согласно схеме на рис. 2. Регистрация акустического сигнала, генерируемого собственными колебаниями ШК, осуществляется прибором ИЧСК-2 (измеритель собственных частот колебаний) бесконтактным способом. ШК устанавливается вертикально на опору. Чувствительный элемент прибора (микрофон) ИЧСК-2 необходимо расположить под углом $45^\circ \pm 15^\circ$ относительно диаметра, проходящего через точку опоры ШК. Обеспечивается минимальный зазор между цилиндрической поверхностью ШК, касание поверхности не допускается. Место воздействия ударником (молотком) также расположено под углом $45^\circ \pm 15^\circ$ относительно диаметра, проходящего через точку опоры ШК, симметрично расположению микрофона. Удар наносится по цилиндрической поверхности исследуемого ШК в направлении к его центру. Сила и площадь воз-

действия не имеют существенного значения, поскольку предметом исследования выступают не амплитуды собственных колебаний, а их частоты. При настройке прибора на работу требуется указать следующие параметры:

- вид изделия – абразивы / лопатки / другие изделия;
- вид абразивного материала – 14А / 25А / 92А / 64С;
- вид связки – бакелитовая / вулканитовая / керамическая;
- геометрические форму и размеры ШК (коэффициент формы);
- плотность ШК;
- частотный диапазон измерений.

Эксперимент включает по 10 измерений частот собственных колебаний каждого ШК, после чего определяется усредненный спектральный состав собственных колебаний для каждого ШК. На рис. 3 приведен пример спектрограммы десяти измерений собственных частот ШК 1 600×50×305 25А F60 L 7 V 50 2кл ГОСТ Р 52781–2007 – шлифовального круга № 3.

Модальный анализ собственных колебаний шлифовальных кругов

Проведен компьютерный имитационный эксперимент по исследованию собственных частот и мод колебаний с использованием метода конечных элементов в программной среде COMSOL Multiphysics. Данный программный продукт широко применяется в различных инженерных расчетах по всему миру и хорошо зарекомендовал себя при решении акустических и вибрационных задач [16–20].

Разработана модель шлифовального круга с возможностью параметрического управления

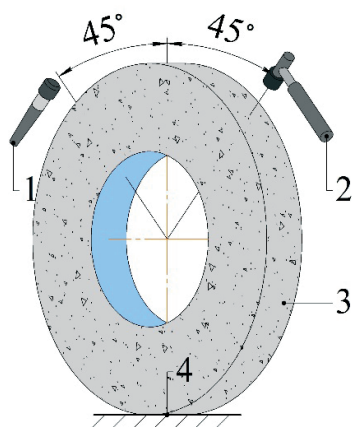


Рис. 2. Схема измерений частот собственных колебаний ШК:
1 – микрофон; 2 – молоток; 3 – исследуемый шлифовальный круг;
4 – опора

Fig. 2. Scheme of measuring frequencies of GW natural vibrations:
1 – microphone; 2 – hammer; 3 – grinding wheel under study; 4 – base

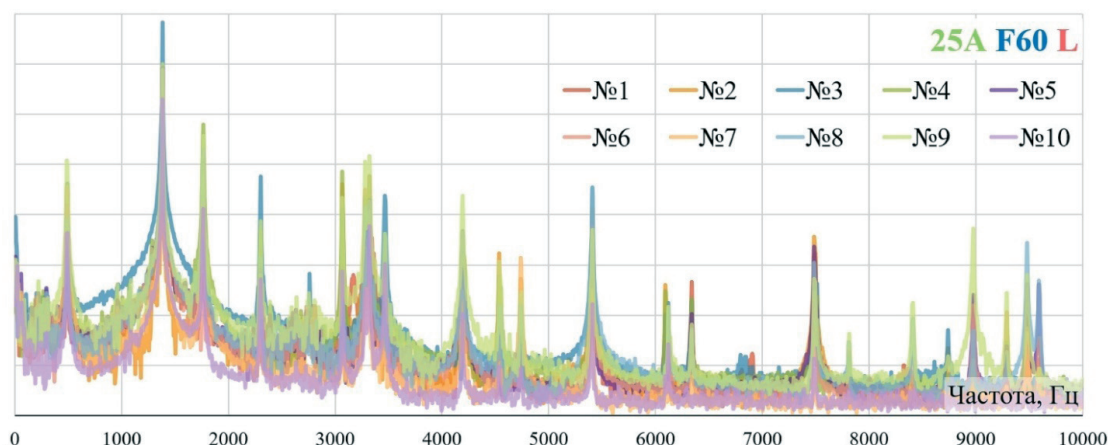


Рис. 3. Спектральный состав собственных колебаний шлифовального круга № 3

Fig. 3. Spectral composition of grinding wheel No. 3 natural vibrations

ее геометрией и упругими показателями. Связь между собственными частотами колебаний ШК и его геометрическими размерами, формой и упругими показателями выражается уравнением

$$f_i = F_i(a, \nu) \sqrt{\frac{E}{\rho}},$$

где $F_i(a, \nu)$ – коэффициент формы – параметр, зависящий от геометрических размеров и формы тела ($a = f(D, d, H)$), от коэффициента Пуассона (ν) и моды колебаний. Параметры модели сведены в табл. 2.

Для каждого варианта параметров ШК (D , d , H и ν , E , ρ) проводился расчет собственных мод и частот колебаний с целью установления соответствия значениям частот, полученным экспериментально. Сравнение приведено в разделе «Сравнение экспериментальных и расчетных спектральных составов шлифовальных кругов».

Результаты и их обсуждение

Моды собственных колебаний шлифовальных кругов

Компьютерное моделирование показало, что порядок проявления собственных мод колебаний шлифовальных кругов остается неизменным для широкого диапазона значений ν , E и ρ . Значения собственных частот, связанных с модами, для разных значений (и комбинаций значений) упругих параметров изменяются. В табл. 3 сведены значения собственных частот и соответствующие им моды в порядке их проявления для шлифовального круга № 3 – ШК 1 600×50×305 25A F60 L 7 V 50 2кл ГОСТ Р 52781–2007. Так, парой низших мод являются изгибные моды с двумя узловыми диаметрами – f_1 и f_2 ($n = 2$, $s = 0$), после которых проявляется изгибная мода f_3 с одной узловой окружностью ($n = 0$, $s = 1$), называемая в литературе «зонтичной» модой [21].

Таблица 2

Table 2

Параметры модели шлифовального круга
Grinding wheel model parameters

Обозначение / Symbol	Описание / Description
Геометрические параметры модели / Geometrical model parameters	
D	Наружный диаметр ШК / GW outer diameter
d	Посадочный диаметр ШК / GW inner diameter
H	Высота ШК / GW height
Упругие параметры материала модели / Elastic parameters of model material	
ν	Коэффициент Пуассона / <i>Poisson's ratio</i>
E	Модуль Юнга / <i>Young's modulus</i>
ρ	Плотность / <i>Density</i>

Таблица 3

Table 3

Порядок проявления собственных мод колебаний шлифовального круга*

Occurrence order of grinding wheel natural oscillations modes*

№ / No.	1	2	3	4	5	6	7
f , Гц	544,59	544,62	1187,6	1429,7	1429,71	1451,8	1451,81
Мода / Mode							
	Кратные моды / Repeated modes			Кратные моды / Repeated modes		Кратные моды / Repeated modes	
№ / No.	8	9	10	11	12	13	14
f , Гц	1983,3	1983,5	2555,5	2555,51	3440,4	3440,8	3503,5
Мода / Mode							
	Кратные моды / Repeated modes		Кратные моды / Repeated modes		Кратные моды / Repeated modes		
№ / No.	15	16	17	18	19	20	
f , Гц	3508,8	3508,81	3850,0	3850,1	4503,5	4503,51	
Мода / Mode							
	Кратные моды / Repeated modes		Кратные моды / Repeated modes		Кратные моды / Repeated modes		

* – ШК 1 600×50×305 25A F60 L 7 V 50 2кл ГОСТ Р 52781–2007.

Этот результат согласуется с результатами аналитических расчетов мод колебаний шлифовальных кругов Б.А. Глазовского и И.Б. Москоленко [22]. Буквами n и s обозначаются соответственно число узловых диаметров и узловых окружностей при исследовании колебаний дисков с центральным осевым отверстием, к которым относятся шлифовальные круги рассматриваемых размеров.

Изгибные моды, проявившиеся парами, – f_4 и f_5 ($n = 3, s = 0$), f_{10} и f_{11} ($n = 4, s = 0$), f_{17} и f_{18} ($n = 5, s = 0$) – сходны между собой, отличаются числом узловых диаметров. Пары мод f_8 и f_9 ($n = 1, s = 1$), f_{12} и f_{13} ($n = 2, s = 1$) отличаются наличием узловой окружности и разным числом узловых диаметров. Пары мод f_6 и f_7 ($n = 2, s = 0$), f_{15} и f_{16} ($n = 3, s = 0$), f_{19} и f_{20} ($n = 1, s = 1$) и мода f_{14} ($n = 0, s = 1$) относятся к классу

радиальных мод – для них характерны напряжения растяжения-сжатия, при котором колебания микрообъемов происходят в плоскости шлифовального круга.

Выделяется особенность парного проявления мод, имеющих узловые диаметры ($n \neq 0$). Такие моды называются кратными – это моды колебаний, имеющие близкие (или совпадающие) значения собственных частот, одинаковый набор, но разную ориентацию узловых линий. Кратные моды проявляются парами и отличаются относительным смещением узловых диаметров на некоторый угол. Проявляются такие моды в системах с высокой степенью симметрии (например, в круглых дисках, сферических оболочках, квадратных пластинах). Их проявления подтверждаются как экспериментальными исследованиями, так и аналитическими расчетами [23–26].

Наименьшее число узловых линий, будь то узловые диаметры или узловые окружности, характерны для низших мод – т. е. собственных мод, формирующихся на самых низких частотах, характерных для системы «шлифовальный круг». С увеличением узловых линий, проявляющихся в форме колебательного движения конкретной моды, возрастает частота, на которой эта мода возникает. Известно, что низшие моды имеют первостепенное значение в общей динамике колебательного процесса упругого твердого тела. Для описания значимости вклада каждой моды введены коэффициенты модального участия и модальной массы. Подробнее в контексте исследования эти коэффициенты рассматриваются в разделе «Коэффициенты модального участия».

Коэффициенты модального участия

Коэффициент участия показывает относительный вклад каждой моды в перемещение или вращение системы при возбуждении определенным образом в определенном направлении. Поскольку вращательных мод и угловых колебаний шлифовального круга в результате компьютерного моделирования выявлено не было, то коэффициенты участия для вращательных направлений здесь не рассматриваются.

К расчету коэффициентов участия прибегают при необходимости определения параметров внешней нагрузки, которая потенциально спо-

собна вызвать в системе нежелательный резонанс [27]. В результате такого расчета становится возможным определить значимость каждой моды, участвующей в колебательном процессе. Таким модам присущи высокие энергии колебаний и большая чувствительность к нагрузкам определенного характера. При расчетах на прочность после выявления значимой моды либо изменяют режимы эксплуатации системы, либо модернизируют конструкцию во избежание нежелательных последствий.

На рис. 4 приведен график коэффициентов участия шлифовального круга № 3 – ШК 1 600×50×305 25A F60 L 7 V 50 2кл ГОСТ Р 52781–2007 – по трем координатным осям, из которого видно, что моды f_1 и f_2 – наиболее значимые собственные моды колебаний шлифовального круга. Наиболее сильно эти моды проявляются в направлениях X и Y . Что касается оси Z , то наибольший вклад в этом направлении вносит «зонтичная» мода f_3 .

Именно эта мода планируется к использованию для акустического мониторинга процесса шлифования. При введении граничных условий модель шлифовального круга ограничивается в перемещениях – моделируется жесткое закрепление по посадочному диаметру на шпиндель станка. Кроме этого, задается условие предвари-

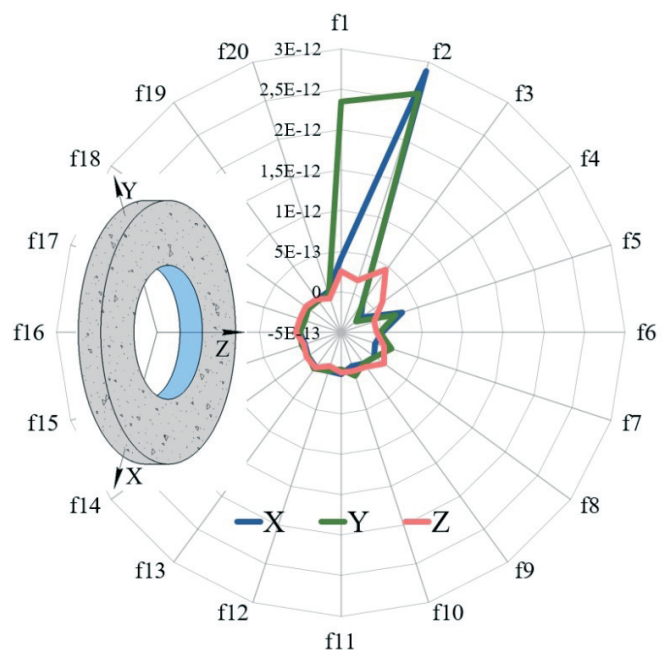


Рис. 4. Коэффициенты участия мод собственных колебаний шлифовального круга по осям координат
Fig. 4. Participation factors of the natural vibration modes of the grinding wheel along the coordinate axes

тельно напряженного состояния, распределенного по объему шлифовального круга, которое возникает под действием центробежных сил при вращении с частотой 1590 об/мин. В результате расчета собственных мод в соответствии с указанными граничными условиями порядок их проявления значительно меняется. Низшей и наиболее значимой модой, обладающей наибольшими значениями коэффициентов модального участия и модальной массы, является изгибная мода с одной узловой окружностью, совпадающей с областью заделки, – «зонтичная» мода. Участие этой моды в общей динамике колебаний шлифовального круга многократно превалирует (более 30 раз) над прочими и соответственно создает наиболее мощную акустическую волну.

Сравнение экспериментальных и расчетных спектральных составов шлифовальных кругов

На рис. 5, а–л черными линиями показаны спектральные составы, полученные экспериментальным способом по методике, описанной в разделе «Экспериментальное исследование собственных колебаний шлифовальных кругов». Эти графики показывают распределение частот собственных колебаний шлифовальных кругов исследуемых характеристик.

В процессе компьютерного моделирования и проведения модального анализа подбирались значения коэффициентов Пуассона (ν) и модуля Юнга (E) таким образом, чтобы расчетные значения частот (показаны на графиках красными вертикальными линиями) совпадали с экспериментальными частотами. Выполнялась задача параметрической оптимизации методом подбора. Добиться полного совпадения возможно только при идеальном соответствии реальных геометрических размеров шлифовальных кругов их моделируемым аналогам.

Совпадение частот было достигнуто на удовлетворительном уровне. Отклонение значений расчетных частот от экспериментальных не превышает 5 %. В результате были получены значения интегральных упругих параметров ν и E для каждого из рассматриваемых шлифовальных кругов:

- 1) 25A F36 L – $\nu = 0,25$; $E = 51,25$ ГПа;
- 2) 25A F46 L – $\nu = 0,215$; $E = 46$ ГПа;
- 3) 25A F60 L – $\nu = 0,18$; $E = 41,5$ ГПа;

- 4) 25A F80 L – $\nu = 0,17$; $E = 40$ ГПа;
- 5) 25A F120 L – $\nu = 0,16$; $E = 45,5$ ГПа;
- 6) 25A F60 N – $\nu = 0,22$; $E = 48$ ГПа;
- 7) 25A F60 P – $\nu = 0,225$; $E = 54$ ГПа;
- 8) 25A F60 S – $\nu = 0,2$; $E = 67,5$ ГПа;
- 9) 14A F60 L – $\nu = 0,25$; $E = 41,2$ ГПа;
- 10) 64C F60 L – $\nu = 0,26$; $E = 43$ ГПа;
- 11) 92A F60 L – $\nu = 0,27$; $E = 53$ ГПа.

Таким образом, данный подход к определению ν и E признается результативным, хоть и трудозатратным. Совпадение расчетных частот с экспериментальными позволяет утверждать, что моделируемые значения коэффициента Пуассона и модуля Юнга шлифовальных кругов соответствуют реальным значениям своих прототипов. Следовательно, основная цель данной работы достигнута.

В настоящее время ведется работа над созданием математической модели звукового давления, генерируемого процессом шлифования, а также методики прогнозирования периода стойкости шлифовального круга по акустическому показателю. В этой модели в обязательном порядке требуется учет реальных значений параметров упругости шлифовальных кругов, а также установление соответствия между ними и характеристикой круга.

Значения ν и E , полученные в ходе настоящего исследования, применялись в качестве параметров при разработке модели звукового давления процесса шлифования. Предварительные результаты показывают качественное соответствие и адекватность модели экспериментальным акустическим данным, полученным при исследовании процесса шлифования.

Зависимость интегральных упругих параметров от характеристики шлифовального круга

В результате исследования шлифовальных кругов № 1, 2, 3, 4 и 5 установлено влияние размера фракции абразивного зерна на величину упругих параметров ν и E . С уменьшением размера фракции абразивного зерна значение коэффициента Пуассона уменьшается. Значение модуля Юнга при этом снижается до достижения значения размеров зерна 0,2 мм, после чего происходит изменение тренда на увеличение. Однако для однозначного заключения о том, что при дальнейшем снижении зернистости

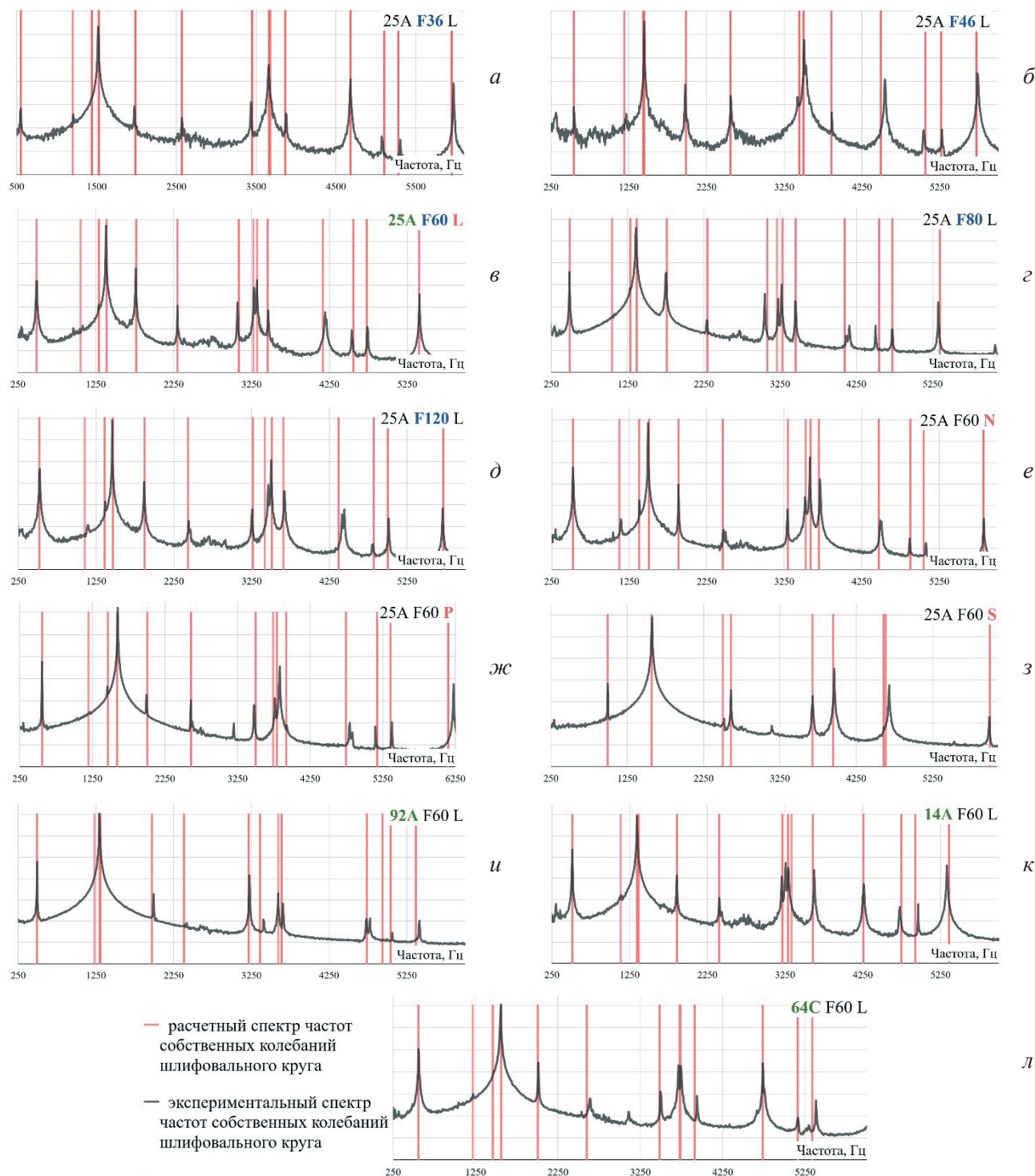


Рис. 5. Сравнение эмпирических и расчетных спектральных составов собственных колебаний шлифовальных кругов:

a – 25A F36 L; *б* – 25A F46 L; *в* – 25A F60 L; *г* – 25A F80 L; *д* – 25A F120 L; *е* – 25A F60 N; *ж* – 25A F60 P; *з* – 25A F60 S; *и* – 14A F60 L; *к* – 92A F60 L; *л* – 64C F60

Fig. 5. Comparison of empirical and calculated spectral compositions of natural vibrations of grinding wheel:

a – 25A F36 L; *б* – 25A F46 L; *в* – 25A F60 L; *г* – 25A F80 L; *д* – 25A F120 L; *е* – 25A F60 N; *ж* – 25A F60 P; *з* – 25A F60 S; *и* – 14A F60 L; *к* – 92A F60 L; *л* – 64C F60

рост модуля Юнга будет продолжаться, данных недостаточно.

На рис. 6 приведены графики, отражающие эту зависимость в координатах «зернистость –

коэффициент Пуассона» и «зернистость – модуль Юнга». Далее с помощью пакета MS Excel были получены уравнения регрессии и регрессионные кривые. Регрессионные кривые, построенные

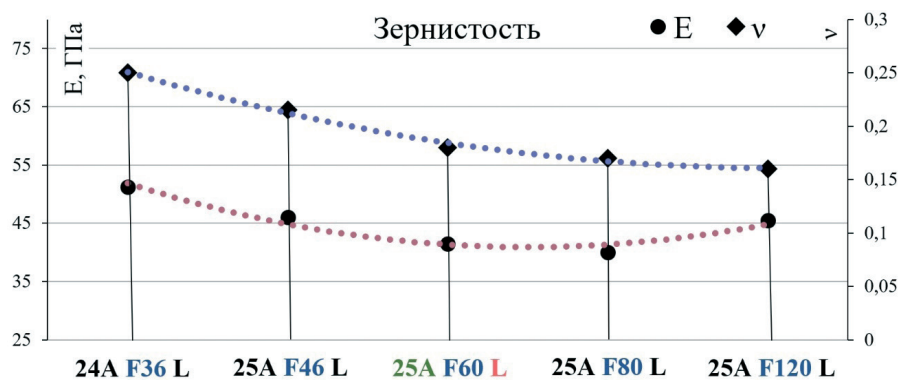


Рис. 6. Влияние зернистости шлифовального круга на величину коэффициента Пуассона и модуля Юнга

Fig. 6. Influence of grinding wheel grit on the value of Poisson's ratio and Young's modulus

по экспериментальным данным, выражаются полиномиальными зависимостями второй степени с уровнем достоверности аппроксимации $R^2 = 0,949$ для кривой зависимости модуля Юнга и $R^2 = 0,993$ для кривой зависимости коэффициента Пуассона. Это свидетельствует о сильной корреляции между значениями ν , E и фактором зернистости:

$$\nu = 0,0054x^2 - 0,054x + 0,3;$$

$$E = 1,75x^2 - 12,25x + 62,35.$$

Необходимо отметить, что данные регрессионные зависимости не претендуют на универсальность и могут использоваться исключительно для тех условий, в которых были получены. Так, например, могут быть определены значения ν и E для шлифовального круга, характеристика которого повторяет характеристики рассматриваемых кругов: абразивный материал – белый электрокорунд, твердость – L, средняя структура – 6, на керамической связке. Для такого шлифовального круга зернистостью F100 (размер зерна 0,15...0,11 мм) значения коэффициента Пуассона и модуля Юнга составляют $\nu = 0,164$; $E = 42,66$ ГПа.

Аналогичным образом было установлено влияние значения твердости на упругие показатели шлифовальных кругов. Увеличение твердости шлифовального круга приводит к увеличению значений модуля Юнга. Модуль

Юнга характеризует жесткость системы, ее способность сопротивляться упругим деформациям. Это находит отражение при исследовании собственных колебаний твердого тела. Для шлифовальных кругов с более высоким значением E наблюдается смещение частот собственных колебаний в область высоких частот (см. рис. 5). Известно, что изменение твердости шлифовальных кругов одной и той же структуры происходит за счет перераспределения пропорций основных компонентов – зерна, связки

и пор. Увеличению твердости способствует снижение объема пор и увеличение объема связки. Из этого можно заключить, что имеет место положительная корреляция между твердостью и жесткостью (выраженной через модуль Юнга), т. е. между характеристиками пластических и упругих деформаций шлифовального круга.

Коэффициент Пуассона с ростом твердости возрастает на промежутке от L до P, после чего, достигнув максимального значения ($\nu = 0,23$), начинает снижаться. Графики приведены на рис. 7.

Полученные регрессионные зависимости также имеют значения уровня достоверности аппроксимации, близкие к единице ($R^2 = 0,9913$ для кривой зависимости модуля Юнга и $R^2 = 0,999$ для кривой зависимости коэффициента Пуассона). Следовательно, имеет место силь-

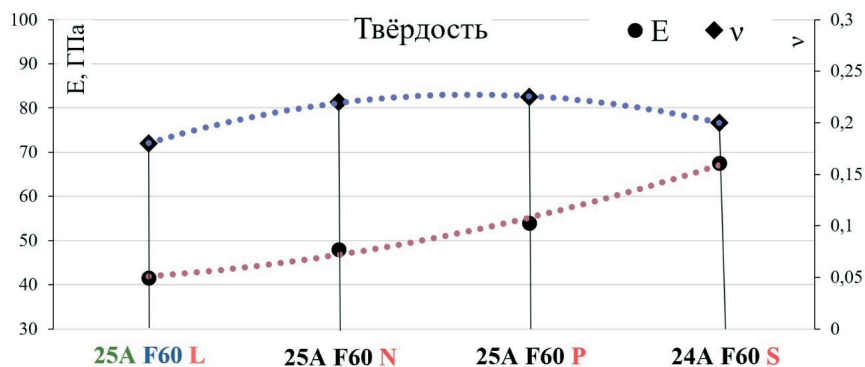


Рис. 7. Влияние твердости шлифовального круга на величину коэффициента Пуассона и модуля Юнга

Fig. 7. Influence of grinding wheel hardness on the value of Poisson's ratio and Young's modulus

ная корреляция между значениями ν , E и фактором твердости:

$$\nu = -0,0162x^2 + 0,0877x + 0,109;$$

$$E = 1,75x^2 - 0,35x + 40,5.$$

С помощью данных эмпирических регрессионных моделей могут быть определены значения ν и E шлифовальных кругов из белого электрокорунда зернистостью F60 средней структуры на керамической связке для ряда значений твердости – К, М, О, R, Т:

• 25А F60 К имеет значения $\nu = 0,148$; $E = 40,76$ ГПа;

• 25А F60 М имеет значения $\nu = 0,2$; $E = 43,91$ ГПа;

• 25А F60 О имеет значения $\nu = 0,227$; $E = 50,56$ ГПа;

• 25А F60 R имеет значения $\nu = 0,217$; $E = 60,713$ ГПа;

• 25А F60 Т имеет значения $\nu = 0,175$; $E = 74,36$ ГПа.

Получены значения коэффициента Пуассона и модуля Юнга для шлифовальных кругов из нормального электрокорунда, белого электрокорунда, хромотитанистого электрокорунда и зеленого карбида кремния (рис. 8). Поскольку абразивный материал шлифовального круга не может иметь количественного выражения, нет смысла в проведении регрессионного анализа и разработке эмпирических зависимостей, как в случае с исследованием влияния размеров фракции зерна и значения твердости на упругие параметры инструмента. Значения параметров ν и E на графиках рис. 8 не дают возможности дополнительных приложений и дополнительных знаний, кроме непосредственно полученных.

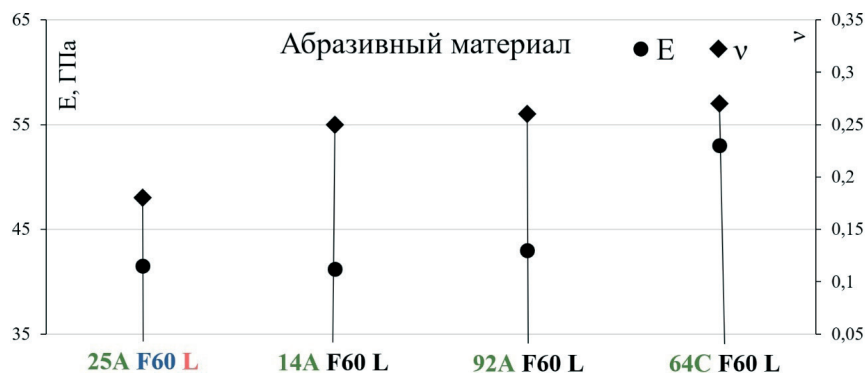


Рис. 8. Влияние абразивного материала на величину коэффициента Пуассона и модуля Юнга

Fig. 8. Influence of abrasive material on the value Poisson's ratio and Young's modulus

Выводы

1. Порядок проявления собственных мод колебаний шлифовальных кругов остается неизменным для широкого диапазона значений ν и E . Низшими собственными модами, колебания которых используют при акустическом контроле шлифовальных кругов, является пара изгибных мод f_1, f_2 ($n = 2, s = 0$) и изгибная мода f_3 ($n = 0, s = 1$).

2. В отсутствие граничных условий наиболее значимый вклад в динамику колебательного процесса шлифовального круга вносят моды f_1 и f_2 ($n = 2, s = 0$) в направлениях координатных осей X и Y . В направлении оси Z наибольший вклад вносит собственная мода f_3 ($n = 0, s = 1$), однако этот вклад значительно уступает вкладу пары мод f_1 и f_2 .

3. В результате установления соответствия между экспериментальными и расчетными составами спектров распределения частот собственных колебаний шлифовальных кругов определены значения коэффициентов Пуассона и модуля Юнга для исследованных шлифовальных кругов. Значения изменяются в следующих диапазонах: $0,16 < \nu < 0,27$; $40 \text{ ГПа} < E < 67,5 \text{ ГПа}$.

Шлифовальные круги разных характеристик, существенно различающиеся по ряду параметров (например, 25А F80 L и 25А F60 S), могут иметь незначительно отличающиеся величины коэффициента Пуассона ($\nu = 0,17$ и $\nu = 0,2$ соответственно). Это обстоятельство подтверждает необходимость точного определения интегральных упругих показателей инструмента для корректного моделирования звукового давления

процесса шлифования, поскольку даже небольшая ошибка при определении значения коэффициента Пуассона может привести к несоответствию характеристики моделируемого круга реальной характеристике.

4. Получены эмпирические регрессионные зависимости интегральных упругих параметров шлифовальных кругов от размера фракции абразивного зерна и от твердости с высоким уровнем достоверности аппроксимации.

Список литературы

1. Ардашев Д.В., Жуков А.С. Исследование спектрального состава свободных акустических колебаний шлифовальных кругов на керамической связке // *Металлообработка*. – 2023. – № 1 (133). – С. 3–20. – DOI: 10.25960/мо.2023.1.3.
2. Ардашев Д.В., Жуков А.С. Исследование взаимосвязи режущей способности инструмента с параметрами акустического сигнала в процессе профильного шлифования // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 64–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-64-83.
3. Analysis of dynamic characteristics for machine tools based on dynamic stiffness sensitivity / C. Li, Z. Song, X. Huang, H. Zhao, X. Jiang, X. Mao // *Processes*. – 2021. – Vol. 9 (12). – Art. 2260. – P. 1–16. – DOI: 10.3390/pr9122260.
4. Developing and testing the proto type structure for micro tool fabrication / H. Xiao, X. Hu, S. Luo, W. Li // *Machines*. – 2022. – Vol. 10 (10). – Art. 938. – P. 1–21. – DOI: 10.3390/machines10100938.
5. Modeling the static and dynamic behaviors of a large heavy-duty lathe machine under rated loads / C.-Y. Lin, Y.-P. Luh, W.-Z. Lin, B.-C. Lin, J.-P. Hung // *Computation*. – 2022. – Vol. 10 (12). – Art. 207. – P. 1–18. – DOI: 10.3390/computation10120207.
6. Study on kinematic structure performance and machining characteristics of 3-axis machining center / T.-C. Chan, C.-C. Chang, A. Ullah, H.-H. Lin // *Applied Sciences*. – 2023. – Vol. 13 (8). – Art. 4742. – P. 1–29. – DOI: 10.3390/app13084742.
7. Behera R., Chan T.-C., Yang J.-S. Innovative structural optimization and dynamic performance enhancement of high-precision five-axis machine tools // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2024. – Vol. 8 (4). – Art. 181. – P. 1–25. – DOI: 10.3390/jmmp8040181.
8. Vázquez C.R., Guajardo-Cuéllar A. Prediction of vertical vibrations of a CNC router type geometry // *Applied Sciences*. – 2024. – Vol. 14 (2). – Art. 621. – P. 1–23. – DOI: 10.3390/app14020621.
9. Real-time estimation for cutting tool wear based on modal analysis of monitored signals / Y. Chi, W. Dai, Z. Lu, M. Wang, Y. Zhao // *Applied Sciences*. – 2018. – Vol. 8 (5). – Art. 708. – P. 1–13. – DOI: 10.3390/app8050708.
10. Stability analysis and structure optimization of unequal-pitch end mills / W. Nie, M. Zheng, S. Xu, Y. Liu, H. Yu // *Materials*. – 2021. – Vol. 14 (22). – Art. 7003. – P. 1–13. – DOI: 10.3390/ma14227003.
11. Chatter and surface waviness analysis in Oerlikon face hobbing of spiral bevel gears / J. Wang, J. Qian, K. Huang, Z. Shang, J. Yu // *Aerospace*. – 2024. – Vol. 11 (7). – Art. 535. – P. 1–25. – DOI: 10.3390/aerospace11070535.
12. Experimental identification of milling process damping and its application in stability lobe diagrams / C. Mladjenovic, K. Monkova, A. Zivkovic, M. Knezev, D. Marinkovic, V. Ilic // *Machines*. – 2025. – Vol. 13 (2). – Art. 96. – P. 1–24. – DOI: 10.3390/machines13020096.
13. Experimental-analytical method for determining the dynamic coefficients of turning tools / L. Nowakowski, S. Blasiak, M. Skrzyniarz, J. Rolek // *Materials*. – 2025. – Vol. 18 (3). – Art. 563. – P. 1–15. – DOI: 10.3390/ma18030563.
14. Овчинников А.И. Материалы для абразивного инструмента. Обзор // *Наука и образование*. – 2013. – № 7. – С. 41–68. – DOI: 10.7463/0713.0577449.
15. Абызов А.М. Оксид алюминия и алюмооксидная керамика (Обзор). Ч. 1. Свойства Al_2O_3 и промышленное производство дисперсного Al_2O_3 // *Новые огнеупоры*. – 2019. – № 1. – С. 16–23. DOI: 10.17073/1683-4518-2019-1-16-23.
16. Design and experimental study of longitudinal-torsional composite ultrasonic internal grinding horn / H. Zhang, F. Jiao, Y. Niu, C. Li, Z. Zhang, J. Tong // *Micromachines*. – 2023. – Vol. 14 (11). – Art. 2056. – P. 1–17. – DOI: 10.3390/mi14112056.
17. Li F., Chen Y., Zhu D. Revealing the sound transmission loss capacities of sandwich metamaterials with re-entrant negative Poisson's ratio configuration / F. Li, Y. Chen, D. Zhu // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (17). – Art. 5928. – P. 2–21. – DOI: 10.3390/ma16175928.
18. A normal mode model based on the spectral element method for simulating horizontally layered acoustic waveguides / Y. Zhang, H. Tu, Y. Wang, G. Xu, D. Gao // *Journal of Marine Science and Engineering*. – 2024. – Vol. 12 (9). – Art. 1499. – P. 1–16. – DOI: 10.3390/jmse12091499.
19. Acoustic sensors for monitoring and localizing partial discharge signals in oil-immersed transformers under array configuration / Y. Wang, D. Zhao, Y. Jia, S. Wang, Y. Du, H. Li, B. Zhang // *Sensors*. – 2024. – Vol. 24 (14). – Art. 4704. – P. 1–24. – DOI: 10.3390/s24144704.
20. Fundamental study of phased array ultrasonic cavitation abrasive flow polishing titanium alloy tubes / Y. Dai, S. Li, M. Feng, B. Chen, J. Qiao // *Materials*. – 2024. – Vol. 17 (21). – Art. 5185. – P. 1–19. – DOI: 10.3390/ma17215185.
21. Юганов В.С. Использование низкочастотных акустических колебаний для текущего контроля процесса шлифования: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. – Ульяновск, 1999. – 198 с.
22. Глаговский Б.А., Москобенко И.Б. Низкочастотные акустические методы контроля в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1977. – 203 с.



23. *Смирнов В.А., Нанасов М.П.* Расчет частот и форм колебаний круглой пластинки // Перспективы развития строительных конструкций: материалы научно-практической конференции. – Л.: ЛДНТП, 1987. – С. 68–72.

24. *Иванов В.П.* Колебания рабочих колес турбомашин. – М.: Машиностроение, 1983. – 224 с.

25. *Макаева Р.Х., Каримов А.Х., Царева А.М.* Исследование резонансных колебаний дисков с применением голографической интерферометрии // Вестник двигателестроения. – 2012. – № 2. – С. 161–165.

26. *Царева А.М.* Экспериментально-расчетный метод определения резонансных частот и форм колебаний деталей типа дисков с применением голографической интерферометрии: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.02.04, 05.02.02. – Казань, 2007. – 20 с.

27. Structural and modal analysis of a small wind turbine blade considering composite material and the IEC 61400-2 standard / M. Vázquez, V. López, R. Campos, E. Cadenas, P. Marin // *Energies*. – 2025. – Vol. 18 (3). – Art. 566. – P. 1–26. – DOI: 10.3390/en18030566.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Modal analysis of various grinding wheel types for the evaluation of their integral elastic parameters

Aleksandr Zhukov^{a,}, Dmitrii Ardashev^b, Victor Batuev^c, Victor Kulygin^d, Egor Schuleshko^e*

South Ural State University, 76 Prospekt Lenina, Chelyabinsk, 454080, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-9328-7148>, zhukovas@susu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8134-2525>, ardashevdy@susu.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-9969-4310>, batuevvv@susu.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0000-8509-1420>, kulyginvl@susu.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-5709-4285>, schuleshko21@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 May 2025

Revised: 25 May 2025

Accepted: 05 June 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Grinding
 Grinding wheel
 Grinding wheel natural vibrations
 Grinding wheel integral elastic indices
 Modal analysis
 Participation factor
 Spectral composition
 Natural vibrations frequency
 Computer modelling
 COMSOL Multiphysics
 Finite element analysis

Funding

The study was funded by the Russian Science Foundation grant No. 25-29-20029, <https://rscf.ru/en/project/25-29-20029/>

ABSTRACT

Introduction. In developing a mathematical model for the sound pressure generated by the grinding process, it became necessary to determine the actual values of the integral elastic parameters of grinding wheels to use as inputs in the model. This will expand the applicability of the model and maximize its practical utility. This paper describes an approach to determining *Poisson's* ratios and *Young's* moduli for grinding wheels with different characteristics. The elastic properties of the tool are the **subject** of this study. The **purpose** is to establish the relationship between actual values of integral elastic parameters and grinding wheel characteristics via modal analysis. **The research method** combines experimental investigation of natural frequency spectra and modal analysis, implemented via the finite element method in specialized software. Additionally, regression analysis is employed to derive empirical dependencies of the integral elastic parameters of grinding wheels on abrasive grain size and hardness. **Results and discussion.** The main result of this work is the determination of the actual values of *Poisson's* ratios and *Young's* moduli for grinding wheels with the studied characteristics. The selection of grinding wheel characteristics allowed for the investigation of the influence of abrasive grain size and hardness on its integral elastic properties. The development of a mathematical model for sound pressure generated by the grinding process, along with a methodology for predicting the service life of grinding wheels based on this model, will improve grinding operation efficiency by reducing the machine-setting time, increasing processing time, reducing consumption of manufacturing resources, and optimizing tool lifespan utilization.

For citation: Zhukov A.S., Ardashev D.V., Batuev V.V., Kulygin V.L., Schuleshko E.I. Modal analysis of various grinding wheel types for the evaluation of their integral elastic parameters. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 71–86. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-71-86. (In Russian).

References

1. Ardashev D.V., Zhukov A.S. Issledovanie spektral'nogo sostava svobodnykh akusticheskikh kolebaniy shlifoval'nykh krugov na keramicheskoi svyazke [Research of spectral composition of natural acoustic vibrations of ceramic-bonded grinding wheels]. *Metalloobrabotka = Metalworking*, 2023, no. 1 (133), pp. 3–20. DOI: 10.25960/mo.2023.1.3. (In Russian).

* Corresponding author

Zhukov Aleksandr S., Ph.D. (Engineering) student
 South Ural State University,
 76 Prospekt Lenina,
 454080, Chelyabinsk, Russian Federation
 Tel.: +7 351 272-32-94, e-mail: zhukovas@susu.ru



2. Ardashev D.V., Zhukov A.S. Investigation of the relationship between the cutting ability of the tool and the acoustic signal parameters during profile grinding. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 64–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-64-83. (In Russian).
3. Li C., Song Z., Huang X., Zhao H., Jiang X., Mao X. Analysis of dynamic characteristics for machine tools based on dynamic stiffness sensitivity. *Processes*, 2021, vol. 9 (12), art. 2260, pp. 1–16. DOI: 10.3390/pr9122260.
4. Xiao H., Hu X., Luo S., Li W. Developing and testing the proto type structure for micro tool fabrication. *Machines*, 2022, vol. 10 (10), art. 938, pp. 1–21. DOI: 10.3390/machines10100938.
5. Lin C.-Y., Luh Y.-P., Lin W.-Z., Lin B.-C., Hung J.-P. Modeling the static and dynamic behaviors of a large heavy-duty lathe machine under rated loads. *Computation*, 2022, vol. 10 (12), art. 207, pp. 1–18. DOI: 10.3390/computation10120207.
6. Chan T.-C., Chang C.-C., Ullah A., Lin H.-H. Study on kinematic structure performance and machining characteristics of 3-axis machining center. *Applied Sciences*, 2023, vol. 13 (8), art. 4742, pp. 1–29. DOI: 10.3390/app13084742.
7. Behera R., Chan T.-C., Yang J.-S. Innovative structural optimization and dynamic performance enhancement of high-precision five-axis machine tools. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2024, vol. 8 (4), art. 181, pp. 1–25. DOI: 10.3390/jmmp8040181.
8. Vázquez C.R., Guajardo-Cuéllar A. Prediction of vertical vibrations of a CNC router type geometry. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 (2), art. 621, pp. 1–23. DOI: 10.3390/app14020621.
9. Chi Y., Dai W., Lu Z., Wang M., Zhao Y. Real-time estimation for cutting tool wear based on modal analysis of monitored signals. *Applied Sciences*, 2018, vol. 8 (5), art. 708, pp. 1–13. DOI: 10.3390/app8050708.
10. Nie W., Zheng M., Xu S., Liu Y., Yu H. Stability analysis and structure optimization of unequal-pitch end mills. *Materials*, 2021, vol. 14 (22), art. 7003, pp. 1–13. DOI: 10.3390/ma14227003.
11. Wang J., Qian J., Huang K., Shang Z., Yu J. Chatter and surface waviness analysis in Oerlikon face hobbing of spiral bevel gears. *Aerospace*, 2024, vol. 11 (7), art. 535, pp. 1–25. DOI: 10.3390/aerospace11070535.
12. Mladjenovic C., Monkova K., Zivkovic A., Knezev M., Marinkovic D., Ilic V. Experimental identification of milling process damping and its application in stability lobe diagrams. *Machines*, 2025, vol. 13 (2), art. 96, pp. 1–24. DOI: 10.3390/machines13020096.
13. Nowakowski L., Blasiak S., Skrzyniarz M., Rolek J. Experimental-analytical method for determining the dynamic coefficients of turning tools. *Materials*, 2025, vol. 18 (3), art. 563, pp. 1–15. DOI: 10.3390/ma18030563.
14. Ovchinnikov A.I. Materialy dlya abrazivnogo instrumenta. Obzor [Materials for an abrasive tool. Review]. *Nauka i obrazovanie = Science and Education*, 2013, no. 7, pp. 41–68, DOI: 10.7463/0713.0577449. (In Russian).
15. Abyzov A.M. Oksid alyuminiya i alyumooksidnaya keramika (Obzor). Ch. 1. Svoistva Al_2O_3 i promyshlennoe proizvodstvo dispersnogo Al_2O_3 [Aluminum oxide and alumina ceramics (Review). Part 1. Properties of Al_2O_3 and industrial production of dispersed Al_2O_3]. *Novye ognepupory = New Refractories*, 2019, no. 1, pp. 16–23. DOI: 10.17073/1683-4518-2019-1-16-23.
16. Zhang H., Jiao F., Niu Y., Li C., Zhang Z., Tong J. Design and experimental study of longitudinal-torsional composite ultrasonic internal grinding horn. *Micromachines*, 2023, vol. 14 (11), art. 2056, pp. 1–17. DOI: 10.3390/mi14112056.
17. Li F., Chen Y., Zhu D. Revealing the sound transmission loss capacities of sandwich metamaterials with re-entrant negative Poisson's ratio configuration. *Materials*, 2023, vol. 16 (17), art. 5928, pp. 2–21. DOI: 10.3390/ma16175928.
18. Zhang Y., Tu H., Wang Y., Xu G., Gao D. A normal mode model based on the spectral element method for simulating horizontally layered acoustic waveguides. *Journal of Marine Science and Engineering*, 2024, vol. 12 (9), art. 1499, pp. 1–16. DOI: 10.3390/jmse12091499.
19. Wang Y., Zhao D., Jia Y., Wang S., Du Y., Li H., Zhang B. Acoustic sensors for monitoring and localizing partial discharge signals in oil-immersed transformers under array configuration. *Sensors*, 2024, vol. 24 (14), art. 4704, pp. 1–24. DOI: 10.3390/s24144704.
20. Dai Y., Li S., Feng M., Chen B., Qiao J. Fundamental study of phased array ultrasonic cavitation abrasive flow polishing titanium alloy tubes. *Materials*, 2024, vol. 17 (21), art. 5185, pp. 1–19. DOI: 10.3390/ma17215185.
21. Yuganov V.S. *Ispol'zovanie nizkochastotnykh akusticheskikh kolebanii dlya tekushchego kontrolya protsessy shlifovaniya*. Diss. kand. tekhn. nauk [Use of low-frequency acoustic oscillations for current control of the grinding process. PhD eng. sci. diss.]. Ul'yanovsk, 1999. 198 p.

22. Glagovskii B.A., Moskovenko I.B. *Nizkochastotnye akusticheskie metody kontrolya v mashinostroenii* [Low-frequency acoustic control methods in mechanical engineering]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1977. 203 p.
23. Smirnov V.A., Nanasov M.P. [Calculation of frequencies and forms of vibrations of a round plate]. *Perspektivy razvitiya stroitel'nykh konstruktov* [Prospects of building structures development]. Materials of scientific-practical conference. Leningrad, LDNTP Publ., 1987, pp. 68–72. (In Russian).
24. Ivanov V.P. *Kolebaniya rabochikh koles turbomashin* [Vibrations of turbomachine impellers]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983. 224 p.
25. Makaeva R.Kh., Karimov A.Kh., Tsareva A.M. Issledovanie rezonansnykh kolebaniy diskov s primeneniem golograficheskoi interferometrii [Research of resonance vibrations of discs with application of holographic interferometry]. *Vestnik dvigatelestroeniya = Herald of Aeroenginebuilding*, 2012, no. 2, pp. 161–165.
26. Tsareva A.M. *Eksperimental'no-raschetnyi metod opredeleniya rezonansnykh chastot i form kolebaniy detalei tipa diskov s primeneniem golograficheskoi interferometrii*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Experimental-calculation method of determination of resonance frequencies and vibration forms of disc-type parts using holographic interferometry. Author's abstract of PhD eng. sci. diss.]. Kazan', 2007. 20 p.
27. Vázquez M., López V., Campos R., Cadenas E., Marin P. Structural and modal analysis of a small wind turbine blade considering composite material and the IEC 61400-2 standard. *Energies*, 2025, vol. 18 (3), art. 566, pp. 1–26. DOI: 10.3390/en18030566.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Численное и экспериментальное исследование интенсификации теплообмена в трубах с шероховатой поверхностью

Сиддханатх Нишандар^{1, а}, Ашок Пайс^{1, b}, Прамодкумар Багаде^{2, с, *}

¹ Кафедра машиностроения, Государственный инженерный колледж Карада, Университет Шиваджи, Колхапур, Махараштра, 445414, Индия

² Кафедра машиностроения, Инженерно-исследовательский колледж имени Бхиварабаи Саванта (BSCOER) Общества технической и социальной научной миссии (TSSM), Нархе, Пуна, Махараштра, 445414, Индия

^а <https://orcid.org/0000-0001-6190-3412>, siddhant.nishandar04@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0009-0003-0276-8996>, ashokpise@gmail.com;

^с <https://orcid.org/0000-0002-4069-1542>, pramodbagade@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 536.25:621.176.3

История статьи:

Поступила: 23 июня 2025

Рецензирование: 04 июля 2025

Принята к печати: 10 июля 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Интенсификация теплообмена

Шероховатость поверхности

Турбулентная кинетическая энергия (ТКЕ)

Пульсирующий поток

Турбулентный поток

Число Нуссельта (Nu)

АННОТАЦИЯ

Введение. Эффективный теплообмен (НТ) играет важную роль в широком спектре технических приложений, включая системы теплоэнергетики, процессы химической промышленности, энергетическое оборудование и системы HVAC (отопление, вентиляция и кондиционирование воздуха). Повышение эффективности теплообмена в трубах круглого сечения является актуальной задачей, особенно в контексте разработки методов, направленных на интенсификацию турбулентности и модификацию структуры пристенных термических пограничных слоев. **Цель работы.** Данная работа посвящена комплексному исследованию влияния искусственной шероховатости поверхности труб круглого сечения на интенсификацию конвективного теплообмена. В рамках исследования оценивается влияние шероховатости поверхности, пульсаций потока, числа Рейнольдса (Re) и теплового потока (Q) на теплообменные характеристики. **Методы исследования.** Для анализа термогидродинамических процессов в трубе применялся комбинированный подход, включающий экспериментальные исследования и методы вычислительной гидродинамики (CFD). Экспериментальные исследования проводились в лабораторных условиях. CFD-моделирование использовалось для детального изучения распределений температуры, полей скорости и давления, турбулентной кинетической энергии (ТКЕ), вихревых структур, коэффициента турбулентной вязкости, локального коэффициента теплоотдачи (h) и числа Нуссельта (Nu). С целью интенсификации теплообмена изучалось воздействие синусоидальных пульсаций, накладываемых на входной и выходной потоки, с варьированием частоты (f) и амплитуды (A) колебаний в диапазоне турбулентного режима течения ($6753 \leq Re \leq 31\,000$). **Результаты и обсуждение.** Установлено, что шероховатость поверхности приводит к увеличению интенсивности теплообмена за счет генерации дополнительной турбулентности и дестабилизации термического пограничного слоя. Подтверждена значимая роль турбулентной кинетической энергии (ТКЕ) в интенсификации теплообмена, проявляющаяся в корреляции между повышенными значениями ТКЕ и увеличением коэффициента теплоотдачи. Показано, что применение пульсаций потока позволяет дополнительно увеличить эффективность теплообмена: введение пульсаций на выходе приводит к увеличению числа Nu на 20–22 %, а на входе – на 16–19 % относительно базового случая (без пульсаций). Полученные результаты демонстрируют перспективность комбинированного использования шероховатой поверхности и контролируемых пульсаций потока для оптимизации процессов теплопередачи. Данный подход может быть эффективно применен при проектировании компактных и высокоэффективных теплообменных аппаратов для различных отраслей промышленности.

Для цитирования: Нишандар С.В., Пайс А.Т., Багаде П.М. Численное и экспериментальное исследование интенсификации теплообмена в трубах с шероховатой поверхностью // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 87–107. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-87-107.

Введение

Для повышения эффективности теплообменников при одновременной минимизации их размеров и эксплуатационных расходов активно изучается широкий спектр методов интенсификации теплообмена. Эти методы традиционно подразделяются на *пассивные* и *активные*. *Пассивные методы*, такие как использование

*Адрес для переписки

Багаде Прамодкумар М., к.т.н., профессор

Кафедра машиностроения,

Инженерно-исследовательский колледж

им. Бхиварабаи Саванта (BSCOER)

Общества технической и социальной научной миссии (TSSM),

Нархе, Пуна,

445414, Махараштра, Индия

Тел.: +91 9075279575, e-mail: pramodbagade@gmail.com

оребранных труб или труб с винтовой накаткой, направлены на интенсификацию теплообмена за счет генерации турбулентности в пристеночной области, что приводит к уменьшению толщины теплового пограничного слоя и увеличению коэффициента теплоотдачи. Простота реализации и отсутствие дополнительных энергозатрат обусловили растущий интерес к пассивным методам в последние годы. *Активные методы*, напротив, используют внешние источники энергии, включая пульсации потока, струйное воздействие, механические вибрации и электростатические поля, для улучшения характеристик теплообмена.

Значительный потенциал для интенсификации теплообмена заключается в применении пульсирующих потоков. В условиях как ламинарного, так и турбулентного режима пульсации потока могут вызывать периодическое разрушение пограничного слоя, уменьшая термическое сопротивление и повышая локальный коэффициент теплоотдачи, особенно в условиях вынужденной конвекции. Пульсирующий поток существенно влияет на силы сдвига, характеристики пограничного слоя и общее термическое сопротивление. Таким образом, исследования конвективного теплообмена в условиях пульсирующего потока представляют значительный интерес.

Во многих инженерных системах встречаются *естественные пульсирующие потоки*:

- вихревая турбулентность – хаотичные возмущения, присущие турбулентному потоку и приводящие к флуктуациям скорости и давления;
- турбомашин – периодические изменения давления и скорости на лопатках компрессоров и турбин, обусловленные вращением ротора и взаимодействием потока с лопатками;
- нестационарные потоки – изменения, вызванные колебаниями рабочих параметров системы.

Практическое применение пульсирующих потоков:

- поршневые двигатели внутреннего сгорания. Впускные и выпускные системы характеризуются периодическими изменениями потока, обусловленными циклами работы двигателя;
- газотурбинные двигатели. Колебания потока, вызванные режимом помпажа;
- нагнетательные насосы. Принцип работы этих насосов основан на создании пульсирующего потока;

– поток воздуха, который спонтанно пульсирует, как часть человеческого дыхания.

Несмотря на то что пульсирующие потоки иногда рассматриваются как источник возмущений, они могут быть использованы для интенсификации процессов – например, для улучшения смешения топлива и воздуха в камерах сгорания. Результаты исследований, представленные в литературе, неоднозначны: одни работы демонстрируют улучшение теплообмена, другие – отсутствие эффекта или даже ухудшение. На эффективность теплообмена в условиях пульсирующего потока оказывает влияние геометрия поверхности теплообмена, расположение источника пульсаций, число Рейнольдса (Re), число Прандтля (Pr), частота пульсации (f) и амплитуда пульсации (A).

Описание проблемы

Механизмы теплообмена в пульсирующих потоках, особенно на шероховатых поверхностях, изучены недостаточно. Существующие исследования часто ограничиваются узким диапазоном параметров и не позволяют выявить комплексное влияние различных факторов. В частности, требуются дополнительные исследования для установления взаимосвязи между расположением источника пульсаций, характеристиками шероховатости поверхности (высотой, шагом и формой неровностей), числом Рейнольдса и частотой пульсаций на структуру турбулентного потока и характеристики теплопередачи.

Цели

Настоящее исследование проводится со следующими целями.

1. Экспериментальное и численное исследование влияния параметров пульсирующего потока, геометрии поверхности и гидродинамических режимов на структуру потока и характеристики теплообмена.
2. Разработка эмпирических корреляций, связывающих параметры пульсирующего потока, геометрию поверхности и гидродинамические режимы с наблюдаемой динамикой потока и коэффициентом теплоотдачи.
3. Анализ влияния направления пульсации относительно поверхности теплообмена на структуру потока и характеристики теплообмена.

4. Сравнительный анализ характеристик теплообмена в условиях пульсирующего и стационарного потока.

Область применения и значимость исследования

Конвективный теплообмен является критически важным процессом для широкого спектра инженерных систем – от энергетических установок до микроэлектроники. Хотя пульсирующие потоки демонстрируют значительный потенциал для интенсификации теплообмена (ТО), наблюдается дефицит исследований, посвященных их применению в тепловых системах (в частности, в элементах трубной арматуры теплообменников). Глубокое понимание термогидродинамических характеристик пульсирующего потока является необходимым условием для повышения эффективности теплопередачи, что, в свою очередь, ведет к оптимизации энергетических характеристик оборудования. Настоящая работа направлена на устранение существующего пробела в знаниях путем детального изучения конвективного теплообмена в круглых трубах при воздействии синусоидальной пульсации потока. Акцент сделан на определении влияния параметров пульсации (амплитуды, частоты) на тепловые и гидравлические характеристики потока. В дальнейшем предполагается расширение области исследований, в том числе исследование труб различной геометрии и несинусоидальных законов пульсации, не охваченных в данной работе.

Теплообмен при пульсирующем потоке находит применение во многих отраслях промышленности, включая (но не ограничиваясь) термоэлектрическую и атомную энергетику [5, 6], пищевую промышленность [7], фармацевтику [8], интеллектуальные здания [9], системы отопления, вентиляции и кондиционирования воздуха (HVAC) [10], транспорт [11], сельское хозяйство [12], нефтехимию [13], обработку материалов [14] и массовое производство [15]. Повышение эффективности теплообмена стимулировало развитие прогрессивных конструкций теплообменников, таких как каналы сложной формы и компактные трубы. Эти разработки, направленные на оптимизацию объемной плотности мощности и снижение материалоемкости, не должны приводить к снижению эксплуатацион-

ных характеристик. В частности, исследования направлены на интенсификацию теплообмена за счет модификации поверхности.

Ровин и др. (Rowin et al.) [16] провели исследование, посвященное прогнозированию теплообмена на шероховатых поверхностях, уделяя особое внимание разработке корреляций для расчета коэффициентов теплоотдачи в условиях турбулентного потока. Ку и др. (Qu et al.) [17] продемонстрировали, что искусственная шероховатость внутренних поверхностей капиллярных трубок значительно улучшает запуск и стабилизирует работу микропульсирующих тепловых трубок (МПТТ). Авторы отмечают влияние поверхностного натяжения, вязкости жидкости и параметров шероховатости стенок на гидравлическое сопротивление, что может ограничивать стабильную работу МПТТ фиксированного диаметра при определенных режимах пульсации [18].

Сингх и др. (Singh et al.) [19] исследовали влияние упорядоченной шероховатости и пульсирующего потока в микроканалах посредством 2D-моделирования. Усиленная вихревая активность, вызванная пульсацией, приводила к увеличению числа Нуссельта (Nu) до 32,76 % независимо от параметров шероховатости. Было установлено, что оптимальная частота пульсации зависит от гидравлического диаметра канала, а шероховатость поверхности приводит к увеличению гидравлических потерь даже при улучшении теплообмена. Ву и Ченг (Wu и Cheng) [20] наблюдали колебания числа Nu в трапециевидных кремниевых микроканалах с переменной геометрией. Лин и др. (Lin et al.) [21] обнаружили, что высота шероховатости в диапазоне от 18 до 96 мкм улучшает теплообмен в мини-каналах, заполненных водой. Лю и др. (Lu et al.) [22] подтвердили, что шероховатость увеличивает гидравлическое сопротивление и число Nu в ламинарных микроканальных потоках. Цроце и др. (Crocce et al.) [23] показали, что форма шероховатости оказывает большее влияние на гидравлические потери, чем на число Nu .

Несмотря на значительный объем исследований в области динамики пульсирующего потока, фундаментальные механизмы теплообмена в таких условиях остаются не до конца изученными [24–32]. Аналитические и численные исследования в ламинарном режиме [33–37] указывают на

локализацию эффектов теплообмена, при этом колебания числа Nu , вызванные пульсациями, наиболее выражены вблизи входа в трубу и постепенно ослабевают по мере продвижения потока.

Методология

На рис. 1 представлена экспериментальная установка. Тестовым участком служила медная труба длиной 400 мм и внутренним диаметром 28 мм. Для минимизации механических напряжений труба крепилась к системе посредством гибких соединений на обоих концах. Температура внешней поверхности трубы измерялась

четырьмя термопарами К-типа, расположенными в осевых канавках и подключенными к многоканальному регистратору данных через мультиплексор. Равномерный тепловой поток на тестовом участке обеспечивался нихромовым нагревателем длиной 400 мм (удельное сопротивление 15,5 Ом/м). Для создания турбулентного режима течения использовался центробежный вентилятор (1,5 л.с., производительность 800 куб. футов/мин). Пульсации потока воздуха создавались с помощью электроуправляемого соленоидного клапана. Рабочие параметры определялись на основе измерений статического давления, температуры и числа Рейнольдса (Re).

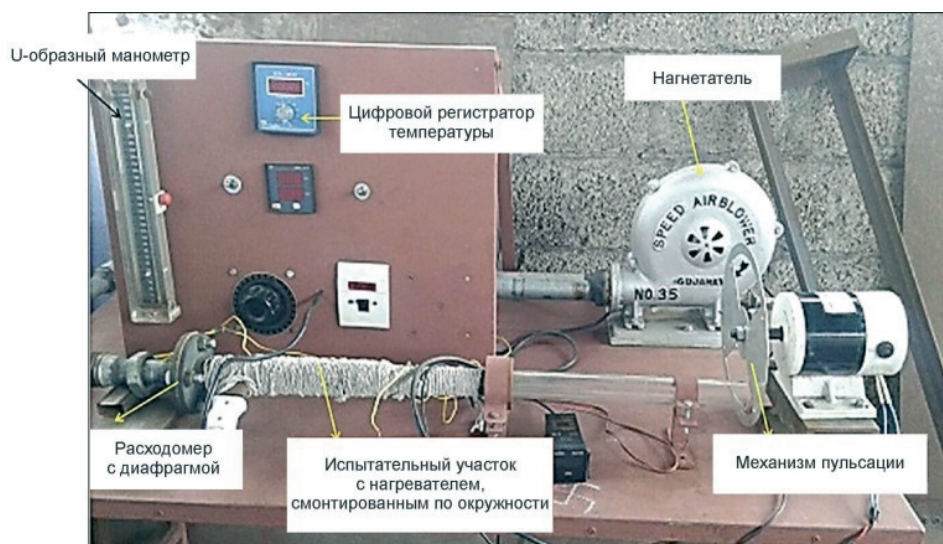


Рис. 1. Экспериментальная установка

Fig. 1. Experimental set up

Регулирование пульсирующего потока осуществлялось латунным клапаном 3/4 дюйма (12 В DC, 1,5 А / 18 Вт, диаметр отверстия 25 мм, обычно закрытый, компоненты из нержавеющей стали), как показано на рис. 2. Клапан характеризовался временем отклика менее 1 с. Параметры пульсаций, включая амплитуду и частоту, регулировались для достижения требуемых режимов работы.

Методика численного моделирования

Численное моделирование выполнено с использованием программного пакета ANSYS Fluent. Моделирование течения основывалось на решении трехмерных уравнений Навье – Стокса (уравнения (1–6)), учитывающих вли-

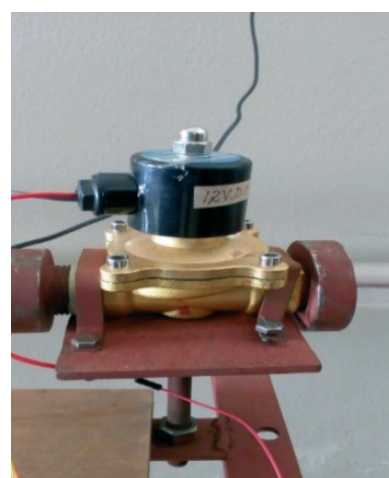


Рис. 2. Клапан регулирования потока

Fig. 2. Flow control valve

яние вязкости при турбулентном течении (μ_t), тензора скорости деформации (E_{ij}) и компонент вектора скорости (u_i). Перенос тепла описывался уравнением (7). Коэффициент трения и

теоретическое число Нуссельта (Nu) рассчитывались согласно уравнению (8) и эмпирической корреляции Диттуса – Болтера (уравнение (9)) [38–41].

$$\frac{\partial p}{\partial t} + \frac{\partial(\rho u)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho v)}{\partial y} + \frac{\partial(\rho w)}{\partial z} = 0; \quad (1)$$

$$u \frac{\partial u}{\partial x} + v \frac{\partial u}{\partial y} + w \frac{\partial u}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial x} + \mu \left(\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} \right); \quad (2)$$

$$u \frac{\partial v}{\partial x} + v \frac{\partial v}{\partial y} + w \frac{\partial v}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial y} + \mu \left(\frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 v}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 v}{\partial z^2} \right); \quad (3)$$

$$u \frac{\partial w}{\partial x} + v \frac{\partial w}{\partial y} + w \frac{\partial w}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial p}{\partial z} + \mu \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 w}{\partial z^2} \right); \quad (4)$$

$$\frac{\partial p(\rho k)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho k u_i)}{\partial x_i} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[\frac{\mu_t}{\sigma_k} \frac{\partial k}{\partial x_j} \right] + 2\mu_t E_{ij} E_{ij} - \rho \epsilon; \quad (5)$$

$$\frac{\partial p(\rho k \epsilon)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho \epsilon u_i)}{\partial x_i} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[\frac{\mu_t}{\sigma_s} \frac{\partial \epsilon}{\partial x_j} \right] + C_{1s} \frac{\epsilon}{k} 2\mu_t E_{ij} E_{ij} - C_{2s} \rho \frac{\epsilon^2}{k}; \quad (6)$$

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q_v = \rho C_p \frac{\partial T}{\partial t}; \quad (7)$$

$$f = \frac{\Delta P}{\frac{(L/D)\rho V^2}{2}}; \quad V = \frac{\dot{m}}{\rho \pi D^2 / 4}; \quad (8)$$

$$Nu = 0,023 Re^{0,8} Pr^{0,4}. \quad (9)$$

Построение расчетной сетки

Качество расчетной сетки оказывает существенное влияние на точность результатов. Для адекватного разрешения пристеночного пограничного слоя была сгенерирована квазиортогональная структурированная сетка с параметром $y^+ \approx 0,5$ (соответствующее расстояние до стенки $y = 1,3628 \cdot 10^{-5}$ м). Общее количество узлов в сетке составило 1 283 136. Вид поперечного сечения сетки представлен на рис. 3. На входе задавались следующие граничные условия: для верификации модели использовался равномерный профиль скорости, а для моделирования динамических режимов – пульсирующий синусоидальный профиль, описываемый уравнением $V = U_0 [1 + A \sin(2\pi f t)]$, где A – амплитуда пульсаций, f – частота, t – время, U_0 – средняя скорость

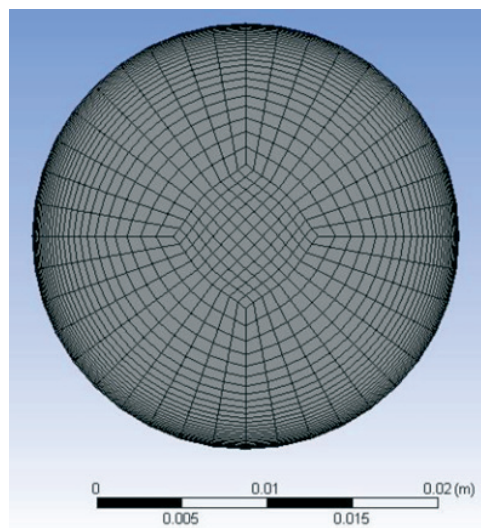


Рис. 3. Дискретизация (разбиение сетки) в поперечном сечении

Fig. 3. Meshing at the cross section

потока. На стенке трубы задавалось граничное условие по тепловому потоку, а на выходе – условие постоянного давления.

Граничные условия

В расчетах были применены следующие граничные условия.

1. На входе задавался пульсирующий профиль скорости, формируемый с использованием пользовательской функции, которая реализует синусоидальный закон изменения скорости.

2. На стенке трубы устанавливалось граничное условие постоянного теплового потока.

3. На выходе из расчетной области применялось граничное условие постоянного давления.

Для моделирования турбулентного течения использовалась стандартная k - ε -модель турбулентности.

Валидация

Для верификации численной модели проведено сравнение с экспериментальными данными, представленными в работе Эльшафи и др. (Elshafie et al.) [43], посвященной исследованию пульсирующего турбулентного течения в нагреваемых трубах в диапазоне чисел Рейнольдса $10\,000 \leq Re \leq 40\,000$ и частот 6,6...68 Гц. На рис. 4 показано хорошее соответствие между численными результатами, полученными в рамках данной работы, и экспериментальными данными Эльшафи и др. (Elshafie et al.), что

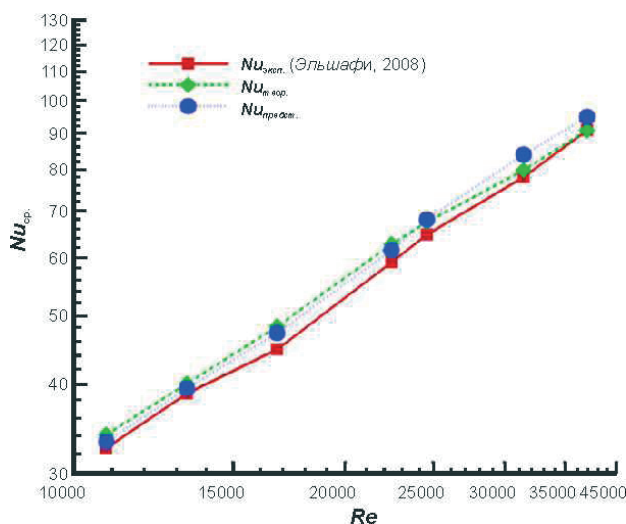


Рис. 4. Сравнение среднего числа Нуссельта с теоретическими и экспериментальными результатами Эльшафи [43]

Fig. 4. Comparison of the average Nusselt number with the theoretical and experimental results of Elshafie [43]

подтверждает адекватность разработанной численной модели для расчёта средних значений числа Нуссельта (Nu).

На рис. 5 представлена динамика изменения коэффициента теплоотдачи поверхности (h) во времени. Установлено, что колебания коэффициента теплоотдачи стабилизируются после $t = 2,5$ с, что позволяет использовать момент времени $t = 6$ с для расчётов в квазистационарном режиме. Отмечено, что коэффициент теплоотдачи (h) увеличивается с ростом числа Рейнольдса (Re) во всех рассмотренных случаях.

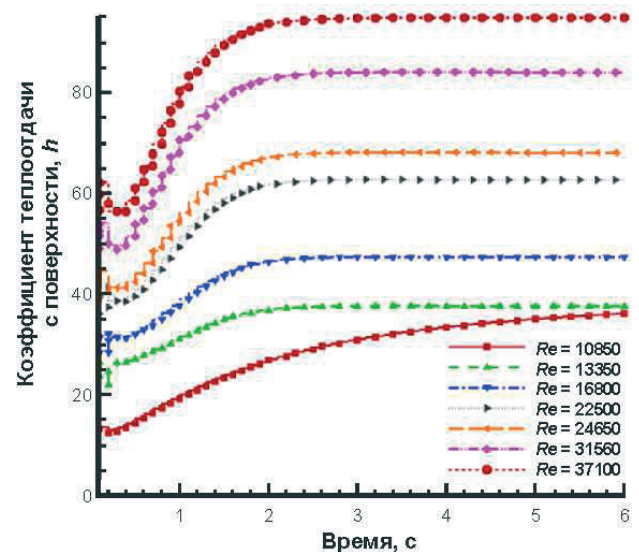


Рис. 5. Коэффициент теплоотдачи с поверхности (h), полученный для различных чисел Re

Fig. 5. Surface HT coefficient (h) obtained for different Re

Влияние шероховатости поверхности

Известно, что шероховатость поверхности может интенсифицировать теплообмен (ТО) за счет разрушения термического пограничного слоя [44], несмотря на возможное увеличение гидравлического сопротивления [45, 46]. Сложность физических процессов, обусловленных шероховатостью, требует проведения обширных экспериментальных исследований [47]. Например, МакДональд и др. (MacDonald et al.) [48] с использованием метода DNS для синусоидальных поверхностей ($k^+ = 10, \lambda = 0,05 \dots 0,54$) продемонстрировали влияние параметров шероховатости на гидравлическое сопротивление. В то же время, согласно Майеру и др. (Meyer et al.) [49], шероховатость может повышать интенсивность теплообмена в ламинарном режиме течения, но

практически не оказывает влияния в турбулентном режиме. Абделфаттах и др. (Abdelfattah et al.) [56] исследовали эффективность теплообмена в системе 48 ударяющихся струй при наличии полусферической, каплевидной и цилиндрической шероховатости. Результаты показали, что цилиндрическая шероховатость повышает интенсивность теплообмена, в то время как каплевидная шероховатость приводит к снижению гидравлического сопротивления.

В общем случае шероховатость стенки влияет на процессы переноса импульса и энергии [57]. Исследования течения в шероховатых трубах показали, что логарифмический профиль скорости модифицируется с использованием функции шероховатости fr , зависящей от безразмерной высоты шероховатости Ks^+ . Уравнение (10) служит для внесения поправок на шероховатость в профиль скорости, где $k = 0,4187$ (постоянная Кармана). В ANSYS Fluent для классификации режимов шероховатости (гидродинамически гладкий, переходный и полностью шероховатый) используется метод Себечи – Брэдшоу, основанный на параметрах ΔB и Ks^+ :

$$\frac{u_p u^*}{\tau_w / \rho} = \frac{1}{k} \ln \left(E \frac{\rho u^* y_p}{\mu} \right) - \Delta B. \quad (10)$$

Результаты и их обсуждение

В работе Эльшефи и др. (Elshafie et al.) [43] экспериментально исследовался пульсирующий турбулентный поток воздуха в нагреваемой трубе при условии постоянного теплового потока, что представляет интерес для современных про-

мышленных применений в области теплообмена. Авторы изучали влияние частоты пульсаций в диапазоне от 6,6 до 68 Гц и чисел Рейнольдса в диапазоне $10\,000 \leq Re \leq 40\,000$. Результаты показали, что число Нуссельта (Nu) существенно зависит как от числа Рейнольдса (Re), так и от частоты (f), причем наибольшее влияние наблюдалось во входной области, где изменения были более выраженными по сравнению с областью установившегося течения. Отмечено, что расположение генератора пульсаций вблизи выходного сечения трубы оказывало влияние на распределение локального теплообмена.

В рамках аналогичных исследований были получены результаты для чисел Рейнольдса в диапазоне от 13 350 до 37 100. Установлено, что скорость в центре трубы и полное давление возрастают с увеличением Re , в то время как температура поверхности стенки снижается. Количественные данные, характеризующие влияние Re на кинетическую энергию турбулентности (ТКЕ) и завихренность (ω), собраны в табл. 1, демонстрирующей монотонное увеличение ТКЕ и ω с ростом Re . На рис. 6 представлены профили скорости для $Re = 37\,100$ при различных условиях: с генератором пульсаций, расположенным перед тестовым участком (upstream) и после тестового участка (downstream) потоков, а также в отсутствие пульсаций ($A = 0,2, f = 6,7$ Гц). Показано, что в условиях пульсирующего потока наблюдаются незначительные изменения в завихренности и более низкие значения скорости по сравнению с базовым случаем (без пульсаций). Анализ полученных данных свидетельствует о том, что увеличение Re приводит к росту

Таблица 1

Table 1

Параметры потока при различных значениях Re
Flow properties for various Re values

Re	V_{cp} , м/с	V_{max} , м/с	T_{max} , К	Давление, Па	ТКЕ	ω , с ⁻¹
10 850	7,1313	10,3	329	115	1,15	1000
13 350	8,7745	12,5	325	160	1,6	1250
16 800	11,0420	15,6	322	255	2,7	1600
22 500	14,7885	20,8	320	465	5	2100
24 650	16,2016	22,6	318	552	6	2300
31 560	20,7433	28,8	316	925	10	2800
37 100	24,3846	33	314,2	1300	15	3200

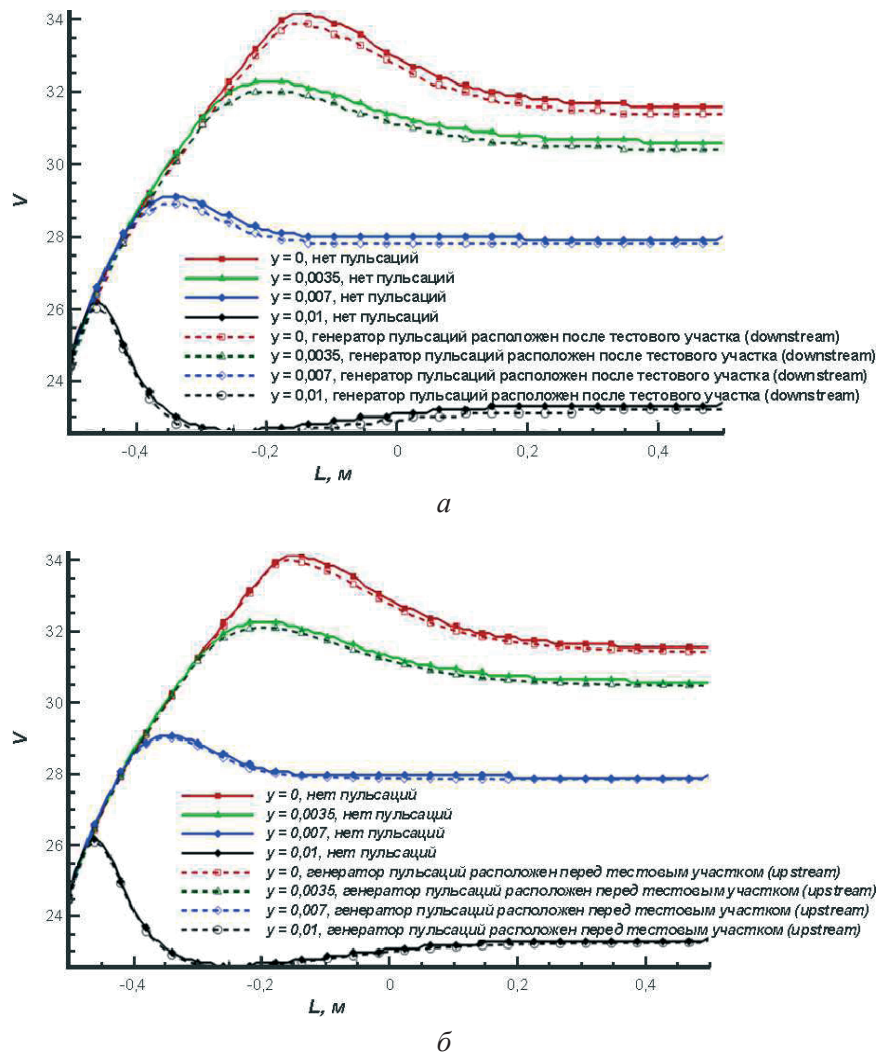


Рис. 6. Сравнение скорости (V) по длине трубы для $Re = 37\,100$ без пульсаций и с пульсациями ($A = 0,2, f = 6,7$):

a – пульсации, направленные вниз по потоку; b – пульсации, направленные вверх по потоку

Fig. 6. Comparison of velocity (V) profiles along the pipe length for $Re = 37\,100$, under steady-state (without pulsations) and pulsating flow conditions ($A = 0.2, f = 6.7$):

a – DN pulsation = downstream pulsation; b – UP pulsation = upstream pulsation

давления, скорости, кинетической энергии турбулентности и завихренности, но при этом вызывает снижение температуры поверхности. Как следствие, коэффициент теплоотдачи (h) и число Нуссельта (Nu) возрастают с Re , что подтверждает адекватность используемого численного метода и хорошо согласуется с теоретическими и экспериментальными результатами, представленными в работе [43].

Влияние расположения пульсации

В этом разделе представлены результаты исследования влияния расположения генератора

пульсаций относительно тестового участка. Рассмотрены два варианта:

- генератор пульсаций расположен после тестового участка (downstream).
- генератор пульсаций расположен перед тестовым участком (upstream).

Генератор пульсаций расположен после тестового участка (downstream)

На рис. 7 показана зависимость среднего коэффициента теплоотдачи от числа Рейнольдса (Re) и подводимого теплового потока (Q). Отмечено, что интенсификация теплообмена со-

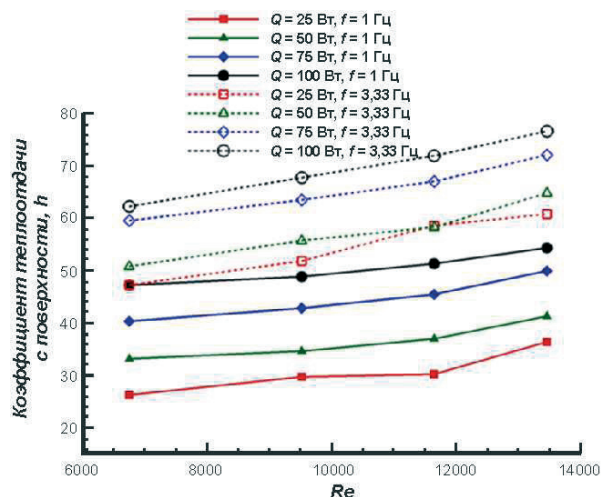


Рис. 7. Зависимость теплопередачи от Re при различном тепловложении с частотой пульсаций $f = 1$ Гц и $f = 3,33$ Гц при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream)

Fig. 7. Heat transfer as a function of Re at varying heat input, with pulsation frequencies of $f = 1$ Hz and $f = 3,33$ Hz at downstream pulsation

ставляет от 20 до 27 % при частоте пульсаций $f = 3,33$ Гц и $Q = 100$ Вт, а также от 30 до 36 % при $f = 1$ Гц. В табл. 2 и 3 представлены значения коэффициента теплоотдачи (h) и числа Нуссельта (Nu) для различных значений Re и Q в отсутствие пульсаций. Наблюдается монотонный рост Nu с увеличением Re и Q , что свидетельствует об улучшении теплообменных характеристик.

Зафиксировано, что увеличение теплового потока приводит к повышению эффективности теплообмена. Результаты показывают, что средний коэффициент теплоотдачи (h_{mean}) возрастает с увеличением Re и Q . При $f = 1$ Гц наблюдается увеличение коэффициента теплоотдачи на 17–23 % при $Q = 100$ Вт.

Генератор пульсаций расположен перед тестовым участком (upstream)

Аналогично расположение генератора пульсаций перед тестовым участком также приводит к интенсификации теплообмена с увеличением Re и Q . При $Q = 100$ Вт и $f = 1$ Гц увеличение

Таблица 2

Table 2

Коэффициент теплоотдачи с поверхности (h) при различных Re и тепловложении в отсутствие пульсаций

Surface HT coefficient (h) at different Re and heat input without pulsation

Экспериментальный коэффициент теплоотдачи, h				
Re	$Q = 25$ Вт	$Q = 50$ Вт	$Q = 75$ Вт	$Q = 100$ Вт
6753	22,1	33,04	40,25	47,13
9504	27,92	34,48	42,77	48,74
11 618	32,11	36,88	45,4	51,26
13 414	35,53	41,19	49,89	54,29

Таблица 3

Table 3

Изменения числа Nu в зависимости от Re при различном тепловложении в отсутствие пульсаций

Variations in Nu with Re at different heat input without any pulsation

Число Нуссельта, Nu				
Re	$Q = 25$ Вт	$Q = 50$ Вт	$Q = 75$ Вт	$Q = 100$ Вт
6753	23,43	31	37	44
9504	29,59	32	40	45
11 618	34,04	34	42	48
13 414	37,66	38	46	50

коэффициента теплоотдачи составляет от 22 до 26 %, а при $f = 3,33$ Гц – от 29 до 33 %. Данные, представленные в табл. 4 и 5, свидетельствуют о том, что значения Nu , как правило, выше при

расположении генератора пульсаций после тестового участка, что подтверждает более высокую эффективность теплообмена в данной конфигурации.

Таблица 4

Table 4

Число Nu при различном тепловложении с частотами пульсаций $f = 1$ Гц и $3,33$ Гц в нисходящем потоке

Nu at different heat inputs with pulsation frequency $f = 1$ Hz and 3.33 Hz when pulsating mechanism is mounted downstream

Число Рейнольдса, Re	Число Нуссельта, Nu							
	$f=1,0$ Гц				$f=3,33$ Гц			
	25 Вт	50 Вт	75 Вт	100 Вт	25 Вт	50 Вт	75 Вт	100 Вт
6753	31	34	40	46	44	47	55	58
9504	33	35	43	49	48	52	62	67
11 618	36	38	47	51	54	54	62	67
13 414	42	45	51	55	56	60	67	71

Таблица 5

Table 5

Зависимость коэффициента теплоотдачи от числа Рейнольдса при различном тепловложении для пульсаций с частотой $f = 1$ Гц и $3,33$ Гц в восходящем потоке

NT coefficient vs. Reynolds number at various heat inputs for pulsation frequencies $f = 1$ Hz and 3.33 Hz when pulsating mechanism is mounted upstream

Число Рейнольдса, Re	Число Нуссельта, Nu							
	$f= 1,0$ Гц				$f= 3,33$ Гц			
	25 Вт	50 Вт	75 Вт	100 Вт	25 Вт	50 Вт	75 Вт	100 Вт
6753	26	32	38	44	37	42	48	54
9504	29	34	40	47	41	43	53	56
11618	29	35	43	49	44	48	56	60
13414	34	39	48	52	52	53	61	63

Влияние частоты пульсации

В табл. 6 показано, что увеличение частоты пульсаций с 1 до $3,33$ Гц приводит к существенному увеличению экспериментального коэффициента теплоотдачи ($h_{\text{эксп}}$) и экспериментального числа Нуссельта ($Nu_{\text{эксп}}$). Например, при $Re = 6753$ $h_{\text{эксп}}$ возрастает с 32,91 до 47,15, а $Nu_{\text{эксп}}$ – с 30,96 до 44,36 при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream). Аналогично при $Re = 13\,414$ значения $h_{\text{эксп}}$ и $Nu_{\text{эксп}}$ достигают 60,75 и 57,15 соответственно при частоте $3,33$ Гц.

На рис. 8, а–г представлены графические зависимости числа Рейнольдса (Re), теплового

потока ($Q = 25$ Вт и 100 Вт), частоты пульсаций (1 Гц, $3,33$ Гц) и расположения генератора пульсаций (перед тестовым участком (upstream), после тестового участка (downstream)) от коэффициента теплоотдачи поверхности (h) и числа Нуссельта (Nu). Видно, что при обоих значениях теплового потока увеличение Re приводит к интенсификации теплообмена. Во всех рассмотренных случаях наибольшие значения h и Nu достигаются при частоте пульсаций $3,33$ Гц, особенно при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream). В целом расположение генератора пульсаций после тестового участка обеспечивает более высокие

Таблица 6

Table 6

Экспериментальные значения коэффициента теплоотдачи и значения числа Nu для различных значений числа Re и частот при $Q = 25$ Вт (DS = нисходящий поток, US = восходящий поток)

Experimental HT coefficient and Nu for different Re s and frequencies for $Q = 25$ W (DS = downstream, US = upstream)

Число Рейнольдса, Re	$h_{\text{эксп}}$				$Nu_{\text{эксп}}$			
	$f = 1,0$ Гц		$f = 3,33$ Гц		$f = 1,0$ Гц		$f = 3,33$ Гц	
Re	DS	US	DS	US	DS	US	DS	US
6753	32,91	28,21	47,15	39,99	30,96	26,54	44,36	37,62
9504	35,9	30,97	51,79	43,88	33,77	29,13	48,72	41,28
11 618	38,53	31,59	58,5	47,15	36,25	29,72	55,03	44,36
13 414	45,13	36,31	60,75	56,41	42,46	34,16	57,15	53,07

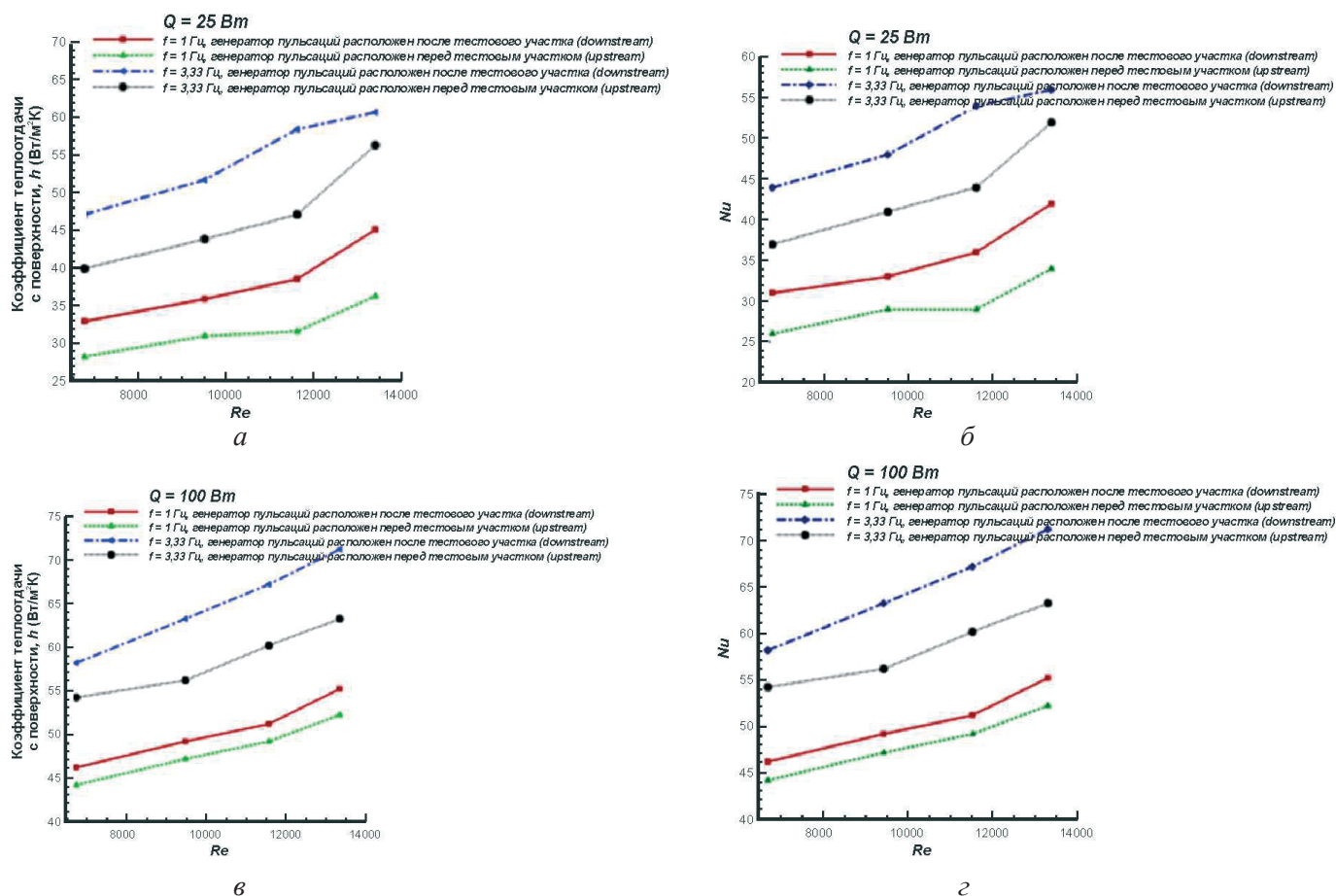


Рис. 8. Изменения значений чисел Nu и h в зависимости от Re для различных частот пульсаций при $Q = 25$ Вт и $Q = 100$ Вт

Fig. 8. Changes in Nu and h values as a function of Re for various pulsation frequencies at heat inputs of $Q = 25$ W and $Q = 100$ W

показатели теплообмена по сравнению с расположением генератора перед тестовым участком. Таким образом, эффективность теплообмена зависит как от частоты пульсаций, так и от числа Рейнольдса, причем наиболее выраженный эффект

наблюдается при более высоких значениях теплового потока (100 Вт). Полученные результаты свидетельствуют о важности оптимизации параметров пульсаций для повышения эффективности теплопередачи.

Численные результаты

Численное моделирование позволяет получить более глубокое понимание механизмов течения, определяющих закономерности теплообмена и распределение числа Нуссельта (Nu), в дополнение к экспериментальным данным. На рис. 9 представлены изолинии завихренности при расположении генератора пульсаций перед тестовым участком (upstream) для $Re = 6753$, $Q = 954 \text{ Вт/м}^2$, $A = 0,1$ и $f = 1 \text{ Гц}$. Видно, что турбулентность, вызванная сдвиговыми напряжениями, характеризуется пиковыми значениями завихренности вблизи стенок трубы. Вблизи центральной оси наблюдаются возмущения потока, влияние которых ослабевает на расстоянии более $L = -0,25 \text{ м}$ от входного сечения.

На рис. 10 представлено сравнение профилей скорости при расположении генератора пульсаций перед тестовым участком (upstream) и после

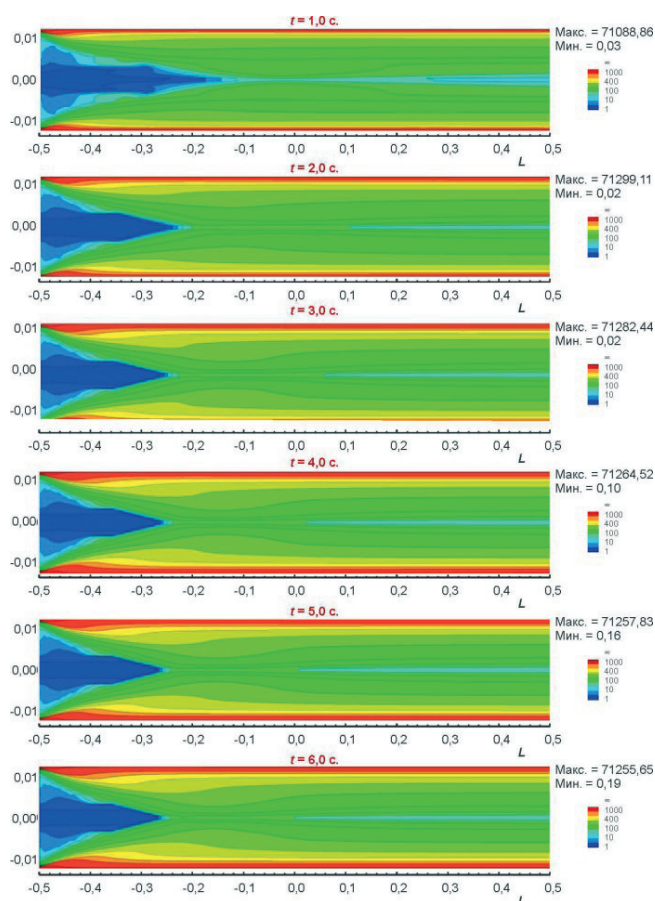


Рис. 9. Контуры скорости для $Re = 6753$, $Q = 954 \text{ Вт/м}^2$, $A = 0,1$, $f = 1 \text{ Гц}$ при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream)

Fig. 9. Velocity contour plots for $Re = 6,753$, heat input $Q = 954 \text{ W/m}^2$, pulsation amplitude $A = 0.1$, pulsation frequency $f = 1 \text{ Hz}$ at downstream pulsation

тестового участка (downstream). В случае генератора, расположенного перед тестовым участком, область высоких скоростей простирается на большее расстояние и достигает выходного сечения трубы, что указывает на более значительное падение давления и повышение уровня турбулентности. В то время как при расположении генератора после тестового участка область высоких скоростей локализована, что может приводить к образованию локальных зон повышенного давления и к неравномерному распределению теплообмена.

На рис. 11 представлены профили давления в момент времени $t = 6 \text{ с.}$ При расположении генератора пульсаций после тестового участка наблюдается более высокое пиковое давление в выходном сечении (63,21), чем во входном, что свидетельствует о преобладании локализованных эффектов ускорения потока. На рис. 12 представлены контуры кинетической энергии турбулентности (ТКЕ) для случая расположения генератора пульсаций перед тестовым участком в моменты времени от $t = 1 \text{ с}$ до $t = 6 \text{ с}$. Видно, что кинетическая энергия турбулентности возрастает со временем от 0,55 до 0,92, что является признаком нарастания уровня турбулентности и, как следствие, интенсификации теплообмена. Симметричное распределение кинетической энергии турбулентности обеспечивает более равномерный теплообмен.

Несмотря на то что зарождение и концентрация кинетической энергии турбулентности оказываются быстрее вблизи стенок трубы, её нарастание в объеме происходит равномерно, что подтверждает предположение о более высокой интенсивности локального теплообмена. Симметричный характер и быстрое нарастание турбулентности при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream) подтверждает более высокую эффективность данной конфигурации с точки зрения интенсификации конвективного теплообмена.

В целом результаты численного моделирования демонстрируют, что пульсации, особенно при их создании после тестового участка (downstream), существенно повышают эффективность теплообмена за счет увеличения уровня турбулентности, завихренности и изменения структуры потока. Основным фактором, определяющим интенсификацию теплообмена

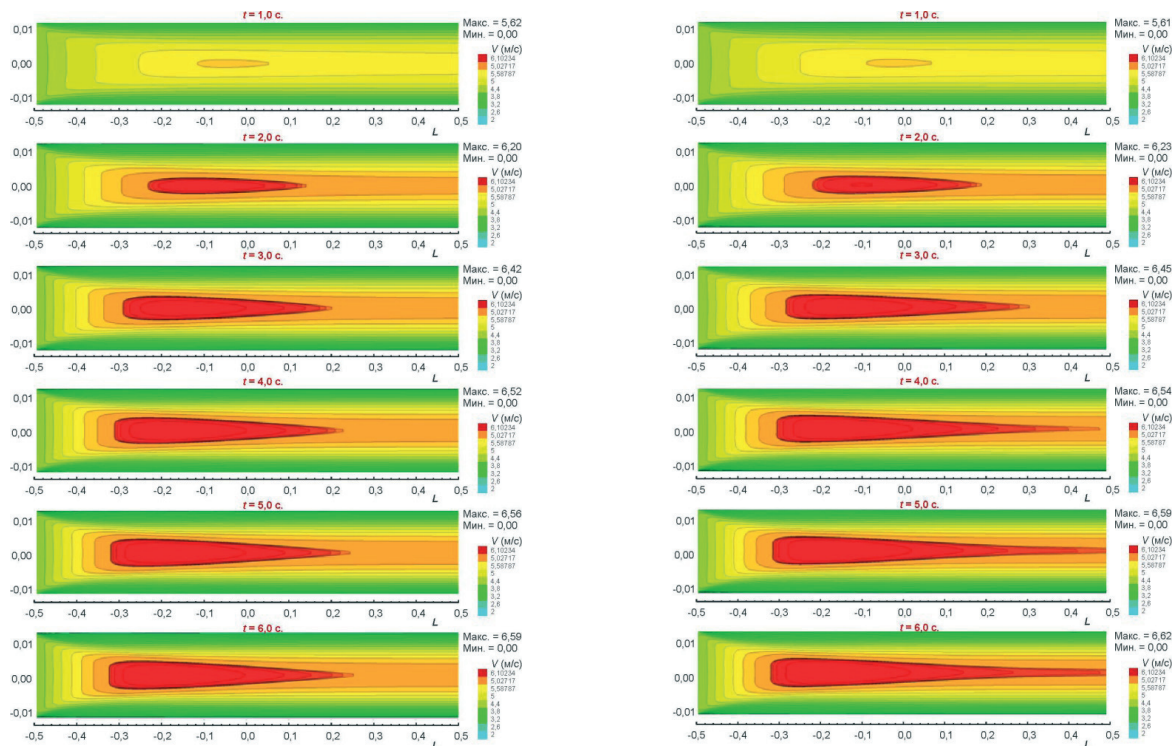


Рис. 10. Контуры скорости для $Re = 6753$, $Q = 954 \text{ Вт/м}^2$, $A = 0.1$, $f = 1 \text{ Гц}$ при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream) (слева) и перед тестовым участком (upstream) (справа)

Fig. 10. Comparison of velocity contours for $Re = 6,753$, heat input $Q = 954 \text{ W/m}^2$, pulsation amplitude $A = 0.1$, pulsation frequency $f = 1 \text{ Hz}$ at downstream pulsation (left) and upstream pulsation (right)

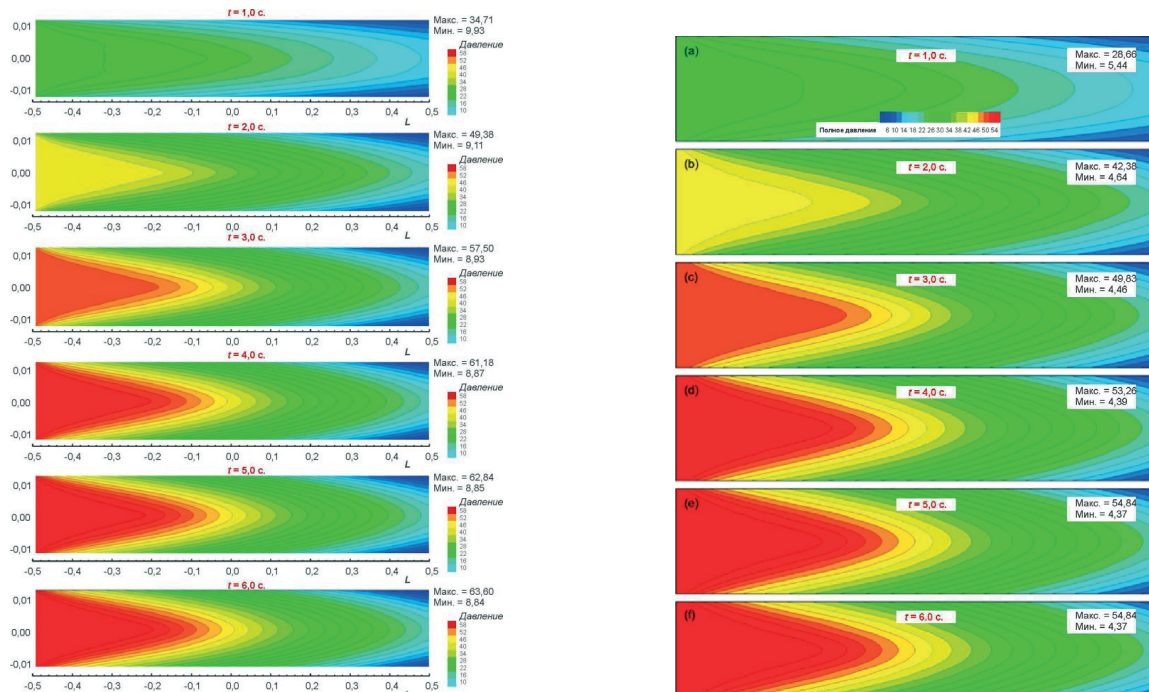


Рис. 11. Контуры давления в средней части плоскости y для $Re = 6753$, $Q = 954 \text{ Вт/м}^2$, $A = 0.1$, $f = 1 \text{ Гц}$ при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream) (слева) и перед тестовым участком (upstream) (справа)

Fig. 11. Pressure contour plots in mid y -plane for $Re = 6,753$, heat input $Q = 954 \text{ W/m}^2$, pulsation amplitude $A = 0.1$, pulsation frequency $f = 1 \text{ Hz}$ at downstream pulsation (left) and upstream pulsation (right)

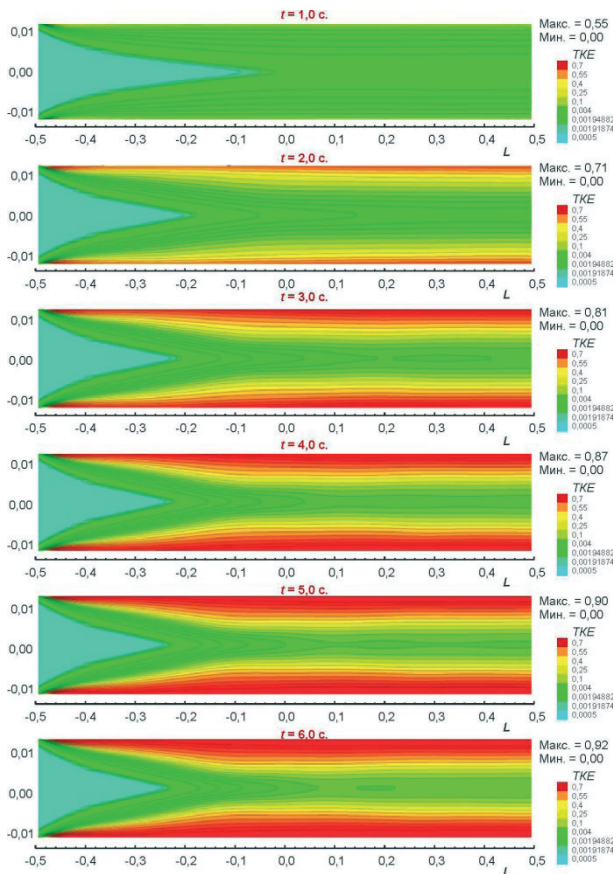


Рис. 12. Контуры турбулентной кинетической энергии (ТКЕ) в середине плоскости y для $Re = 6753$, $Q = 954 \text{ Вт/м}^2$, $A = 0,1$, $f = 1 \text{ Гц}$ при расположении генератора пульсаций перед тестовым участком (upstream)

Fig. 12. Turbulent kinetic energy (TKE) contour plots in the mid y -plane for $Re = 6,753$, heat input $Q = 954 \text{ W/m}^2$, pulsation amplitude $A = 0.1$, pulsation frequency $f = 1 \text{ Hz}$ at upstream pulsation

в условиях пульсирующего потока, является формирование развитых вихревых структур и слоев сдвига.

Заклучение

В рамках настоящей работы было проведено комплексное исследование интенсификации теплообмена (ТО) в круглой трубе с шероховатой поверхностью при турбулентном режиме течения, сочетающее в себе экспериментальный и численный анализ. Особое внимание уделялось изучению влияния шероховатости поверхности, частоты пульсаций (f), числа Рейнольдса (Re), подводимого теплового потока (Q) и амплитуды (A) на теплообменные характеристики. В качестве основных параметров, характеризующих

эффективность теплообмена, рассматривались профили скорости и давления, распределение температуры, турбулентная кинетическая энергия (ТКЕ), завихренность, турбулентная вязкость, коэффициент теплоотдачи поверхности (h) и число Нуссельта (Nu). На основании полученных результатов были сформулированы следующие основные выводы.

1. Влияние турбулентной кинетической энергии (ТКЕ) на интенсификацию теплообмена:

а) формирование и поддержание турбулентности, определяющее эффективность пульсирующей теплопередачи, напрямую связано с турбулентной кинетической энергией (ТКЕ);

б) увеличение ТКЕ приводит к более интенсивному взаимодействию потока жидкости со стенкой, что способствует улучшению конвективного теплообмена, особенно при расположении генератора пульсаций после тестового участка (downstream), как было показано в данном исследовании;

в) полученные результаты согласуются с данными, представленными в других работах [2–4], даже несмотря на то что влияние шероховатости в них не учитывалось [60].

2. Влияние пульсирующего потока:

а) применение пульсаций как перед тестовым участком (upstream), так и после него (downstream) оказывает существенное влияние на характеристики турбулентного потока, при этом конфигурация с расположением генератора пульсаций после тестового участка (downstream) демонстрирует более выраженный эффект;

б) для диапазона чисел Рейнольдса $6753 \leq Re \leq 31\,000$ расположение генератора пульсаций после тестового участка приводит к увеличению интенсивности теплообмена на 20–22 %, в то время как при расположении генератора перед тестовым участком увеличение составляет 16–19 %;

в) интенсивность импульса, определяемая параметрами f и A , влияет на глубину проникновения турбулентных структур. Оптимальное сочетание значений f и A , обеспечивающее максимальную интенсификацию теплообмена, требует дополнительного изучения с использованием методов оптимизации, что является перспективным направлением дальнейших исследований.



3. Перспективы дальнейших исследований:

а) расширение области исследований на другие типы жидкостей, отличающиеся вязкостью и числом Прандтля (например, вода и масло);

б) изучение эффективности теплообмена в трубах различной геометрии, отличной от круглой (например, в оребренных или прямоугольных трубах);

в) исследование теплообмена для неньютоновских жидкостей в условиях пульсирующего потока, что представляет интерес для пищевой и фармацевтической промышленности;

г) разработка надежных прогностических моделей и методов оптимизации на основе комбинации современных методов вычислительной гидродинамики (CFD) и экспериментальных данных.

В заключение, результаты настоящего исследования демонстрируют, что совместное использование шероховатости поверхности и пульсирующего потока является эффективным способом повышения интенсивности теплообмена, что может быть применено при разработке высокоэффективных теплообменных аппаратов для различных отраслей промышленности.

Список литературы

1. Ye Q., Zhang Y., Wei J. A comprehensive review of pulsating flow on heat transfer enhancement // *Applied Thermal Engineering*. – 2021. – Vol. 196. – P. 117275. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2021.117275.
2. Numerical investigation on flow and heat transfer of pulsating flow in various ribbed channels / B. Yang, T. Gao, J. Gong, J. Li // *Applied Thermal Engineering*. – 2018. – Vol. 145. – P. 576–589. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2018.09.041.
3. Experimental and numerical study on heat transfer enhancement by flow-induced vibration in pulsating flow / D. Duan, Y. Cheng, M. Ge, W. Bi, P. Ge, X. Yang // *Applied Thermal Engineering*. – 2022. – Vol. 207. – P. 118171. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2022.118171.
4. An experimental investigation on heat transfer performance of pulsating heat pipe / F. Shang, S. Fan, Q. Yang, J. Liu // *Journal of Mechanical Science and Technology*. – 2020. – Vol. 34. – P. 425–433. – DOI: 10.1007/s12206-019-1241-x.
5. Ganapathy V. Steam generators and waste heat boilers: For process and plant engineers. – Boca Raton: CRC Press, 2014. – 539 p. – ISBN 9781138077683.
6. Zohuri B. Application of compact heat exchangers for combined cycle driven efficiency in next generation nuclear power plants: A novel approach. – Cham:

Springer Nature Link, 2015. – 366 p. – eISBN 978-3-319-23537-0. – DOI: 10.1007/978-3-319-23537-0.

7. Trigeneration in the food industry / J. Bassols, B. Kuckelkorn, J. Langreck, R. Schneider, H. Veelken // *Applied Thermal Engineering*. – 2002. – Vol. 22 (6). – P. 595–602. – DOI: 10.1016/S1359-4311(01)00111-9.

8. Šalić A., Tušek A., Zelić B. Application of microreactors in medicine and biomedicine // *Journal of Applied Biomedicine*. – 2012. – Vol. 10 (3). – P. 137–153. – DOI: 10.2478/v10136-012-0011-1.

9. Review on thermal energy storage with phase change materials and applications / A. Sharma, V. Tyagi, C. Chen, D. Buddhi // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. – 2009. – Vol. 13 (2). – P. 318–345. – DOI: 10.1016/j.rser.2007.10.005.

10. Ameen A. Refrigeration and air conditioning. – PHI Learning Pvt. Ltd., 2006. – 512 p. – ISBN 8120326717. – ISBN 978-8120326712.

11. Parametric studies on automotive radiators / C. Oliet, A. Oliva, J. Castro, C. Pérez-Segarra // *Applied Thermal Engineering*. – 2007. – Vol. 27 (11). – P. 2033–2043. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2006.12.006.

12. Encyclopedia of agricultural, food, and biological engineering / ed. by D. Heldman and C.E. Moraru. – 2nd ed. – Boca Raton: CRC Press, 2010. – DOI: 10.1201/9780429257599.

13. Coker A.K. Introduction // Coker A.K. Petroleum refining design and application handbook. Vol. 1. – John Wiley & Sons, 2018. – Ch. 1. – ISBN 978-1-119-25710-3. – DOI: 10.1002/9781119257110.ch1.

14. Coker A.K. Thermodynamic properties of petroleum and petroleum fractions // Coker A.K. Petroleum refining design and applications handbook. Vol. 1. – John Wiley & Sons, 2018. – Ch. 4. – P. 63–110. – DOI: 10.1002/9781119257110.ch4.

15. Beddoes J., Bibby M. Principles of metal manufacturing processes. – Butterworth-Heinemann, 1999. – DOI: 10.1016/B978-0-340-73162-8.X5000-0.

16. Accurately predicting turbulent heat transfer over rough walls: a review of measurement equipment and methods / W. Abu Rowin, Y. Xia, S. Wang, N. Hutchins // *Experiments in Fluids*. – 2024. – Vol. 65. – P. 86. – DOI: 10.1007/s00348-024-03812-1.

17. Qu W., Ma H.B. Theoretical analysis of startup of a pulsating heat pipe // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2007. – Vol. 50 (11–12). – P. 2309–2316. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2006.10.043.

18. Study on heat transfer characteristics of ethane pulsating heat pipe in middle-low temperature region / X. Chen, Y. Lin, S. Shao, W. Wu // *Applied Thermal Engineering*. – 2019. – Vol. 152. – P. 697–705. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2019.02.125.

19. Numerical investigation of heat transfer in structured rough microchannels subjected to pulsed flow / S. Singh, S.K. Singh, H.S. Mali, R. Dayal // *Applied*

Thermal Engineering. – 2021. – Vol. 197. – P. 117361. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2021.117361.

20. Turbulent flow field and heat transfer in a heated circular channel under a reciprocating motion / H.-W. Wu, R. Lay, C. Lau, W.-J. Wu // Heat and Mass Transfer. – 2004. – Vol. 40 (10). – P. 769–778. – DOI: 10.1007/s00231-003-0464-6.

21. Lin T.-Y., Kandlikar S.G. An experimental investigation of structured roughness effect on heat transfer during single-phase liquid flow at microscale // Journal of Heat Transfer. – 2012. – Vol. 134. – P. 101701. – DOI: 10.1115/1.4006844.

22. Effects of surface roughness in microchannel with passive heat transfer enhancement structures / H. Lu, M. Xu, L. Gong, X. Duan, J.C. Chai // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2020. – Vol. 148. – P. 119070. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.119070.

23. Croce G., D'agaro P., Nonino C. Three-dimensional roughness effect on microchannel heat transfer and pressure drop // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2007. – Vol. 50 (25). – P. 5249–5259. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2007.06.021.

24. Gerrard J.H. An experimental investigation of pulsating turbulent water flow in a tube // Journal of Fluid Mechanics. – 1971. – Vol. 46 (1). – P. 43–64. – DOI: 10.1017/S0022112071000399.

25. Clamen M., Minton P. An experimental investigation of flow in an oscillating pipe // Journal of Fluid Mechanics. – 1977. – Vol. 81 (3). – P. 421–431. – DOI: 10.1017/S0022112077002146.

26. Shemer L., Wygnanski I., Kit E. Pulsating flow in a pipe // Journal of Fluid Mechanics. – 1985. – Vol. 153. – P. 313–337. – DOI: 10.1017/S0022112085001276.

27. Eckmann D.M., Grotberg J.B. Experiments on transition to turbulence in oscillatory pipe flow // Journal of Fluid Mechanics. – 1991. – Vol. 222. – P. 329–350. – DOI: 10.1017/S002211209100112X.

28. Pressure and velocity distributions in pulsating turbulent pipe flow. Part 2. Experimental investigations / M. Ohmi, T. Usui, O. Tanaka, M. Toyoma // Bulletin of JSME. – 1976. – Vol. 19 (134). – P. 951–957. – DOI: 10.1299/jsme1958.19.951.

29. Iguchi M., Park G., Koh Y. The structure of turbulence in pulsatile pipe flows // KSME Journal. – 1993. – Vol. 7. – P. 185–193. – DOI: 10.1007/BF02970963.

30. Hydrodynamics and heat transfer with pulsating fluid flow in tubes / L. Genin, A. Koval, S. Manachkha, V. Sviridov // Thermal Engineering. – 1992. – Vol. 39 (5). – P. 251–255.

31. Einav S., Sokolov M. An experimental study of pulsatile pipe flow in the transition range // Journal of Biomechanical Engineering. – 1993. – Vol. 115 (4A). – P. 404–411. – DOI: 10.1115/1.2895504.

32. Carvalho Jr J.A. Behavior of solid particles in pulsating flows // Journal of Sound and Vibration. – 1995. – Vol. 185 (4). – P. 581–593. – DOI: 10.1006/jsvi.1995.0402.

33. Lu P.-C. Discussion: “Heat Transfer for Pulsating Laminar Duct Flow” (Siegel, R., and Perlmutter, M., 1962, ASME J. Heat Transfer, 84, pp. 111–122) // Journal of Heat Transfer. – 1962. – Vol. 84. – P. 111–122. – DOI: 10.1115/1.3684308.

34. Faghri M., Javdani K., Faghri A. Heat transfer with laminar pulsating flow in a pipe // Letters in Heat and Mass Transfer. – 1979. – Vol. 6 (4). – P. 259–270. – DOI: 10.1016/0094-4548(79)90013-4.

35. Krishnan K.N., Sastri V.M.K. Heat transfer in laminar pulsating flows of fluids with temperature dependent viscosities // Wärme- und Stoffübertragung. – 1989. – Vol. 24 (1). – P. 27–42. – DOI: 10.1007/BF01599503.

36. Cho H., Hyun J. Numerical solutions of pulsating flow and heat transfer characteristics in a pipe // International Journal of Heat and Fluid Flow. – 1990. – Vol. 11 (4). – P. 321–330. – DOI: 10.1016/0142-727X(90)90056-H.

37. Kim S.Y., Kang B.H., Hyun J.M. Heat transfer from pulsating flow in a channel filled with porous media // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 1994. – Vol. 37 (14). – P. 2025–2033. – DOI: 10.1016/0017-9310(94)90304-2.

38. Gül H. Experimental investigation of heat transfer in oscillating circular pipes: High frequencies and amplitudes // Scientific Research and Essays. – 2013. – Vol. 8 (13). – P. 524–531. – DOI: 10.5897/SRE12.721.

39. Dittus F., Boelter L. Heat transfer in automobile radiators of the tubular type // International Communications in Heat and Mass Transfer. – 1985. – Vol. 12 (1). – P. 3–22. – DOI: 10.1016/0735-1933(85)90003-X.

40. Winterton R.H.S. Technical notes: Where did the dittus and boelter equation come from? // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 1998. – Vol. 41 (4–5). – P. 809–810. – DOI: 10.1016/S0017-9310(97)00177-4.

41. McAdams W.H. Heat transmission. – 3rd ed. – New York: McGraw-Hill, 1954. – ISBN 0070447993. – ISBN 9780070447998.

42. Bagade P.M., Bhumkar Y.G., Sengupta T.K. An improved orthogonal grid generation method for solving flows past highly cambered aerofoils with and without roughness elements // Computers and Fluids. – 2014. – Vol. 103. – P. 275–289. – DOI: 10.1016/j.compfluid.2014.07.031.

43. Experimental study of heat transfer in pulsating turbulent flow in a pipe / E.A. Elshafei, M. Safwat Mohamed, H. Mansour, M. Sakr // International Journal of Heat and Fluid Flow. – 2008. – Vol. 29 (4). – P. 1029–1038. – DOI: 10.1016/j.ijheatfluidflow.2008.03.018.



44. *Cebeci T., Bradshaw P.* Physical and computational aspects of convective heat transfer. – New York: Springer, 2012. – (Springer Study Edition). – DOI: 10.1007/978-1-4612-3918-5.

45. *Kays W., Crawford M., Weigand B.* Convective heat and mass transfer. – McGraw-Hill, 2005. – (McGraw-Hill Series in Mechanical Engineering). – ISBN 0072468769. – ISBN 978-0072468762.

46. Predicting the drag of rough surfaces / D. Chung, N. Hutchins, M. Schultz, K. Flack // *Annual Review of Fluid Mechanics*. – 2021. – Vol. 53. – P. 439–471. – DOI: 10.1146/annurev-fluid-062520-115127.

47. *Alfarawi S., Abdel-Moneim S.A., Bodalal A.* Experimental investigations of heat transfer enhancement from rectangular duct roughened by hybrid ribs // *International Journal of Thermal Sciences*. – 2017. – Vol. 118. – P. 123–138. – DOI: 10.1016/j.ijthermalsci.2017.04.017.

48. Turbulent flow over transitionally rough surfaces with varying roughness densities / M. MacDonald, L. Chan, D. Chung, N. Hutchins, A. Ooi // *Journal of Fluid Mechanics*. – 2016. – Vol. 804. – P. 130–161. – DOI: 10.1017/jfm.2016.459.

49. The influence of surface roughness on heat transfer in the transitional flow regime / M. Everts, S.R. Ayres, F.A. Mulock Houwer, C.P. Vanderwagen, N.M. Kotze, J.P. Meyer // *Proceedings of the 15th International Heat Transfer Conference*. – Begellhouse, 2014. – DOI: 10.1615/IHTC15.cnv.008338.

50. *Meyer J., Olivier J.* Transitional flow inside enhanced tubes for fully developed and developing flow with different types of inlet disturbances: Part I – Adiabatic pressure drops // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2011. – Vol. 54 (7). – P. 1587–1597. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.11.027.

51. *Meyer J., Olivier J.* Transitional flow inside enhanced tubes for fully developed and developing flow with different types of inlet disturbances: Part II – Heat transfer // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2011. – Vol. 54 (7). – P. 1598–1607. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.11.026.

52. The influence of artificial roughness shape on heat transfer enhancement: Corrugated tubes, dimpled tubes and wire coils / A. García, J. Solano, P. Vicente, A. Viedma // *Applied Thermal Engineering*. – 2012. – Vol. 35. – P. 196–201. – DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2011.10.030.

53. *Mousa M.H., Miljkovic N., Nawaz K.* Review of heat transfer enhancement techniques for single phase flows // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. – 2021. – Vol. 137. – P. 110566. – DOI: 10.1016/j.rser.2020.110566.

54. *Everts M., Meyer J.P.* Heat transfer of developing and fully developed flow in smooth horizontal tubes in the transitional flow regime // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2018. – Vol. 117. – P. 1331–1351. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.10.071.

55. Effects of flow pulsation and surface geometry on heat transfer performance in a channel with teardrop-shaped dimples measured by transient technique / S. Kobayashi, K. Inokuma, A. Murata, K. Iwamoto // *ASME Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2024. – Vol. 146. – P. 072001. – DOI: 10.1115/1.4065117.

56. *Abdelfattah M., Aziz M.A., Maghrabie H.M.* Numerical analysis of heat transfer and fluid flow structures of jet impingement on a flat plate with different shapes of roughness elements // *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*. – 2024. – P. 1–26. – DOI: 10.1080/10407782.2024.2379032.

57. *Ansys Fluent Theory Guide*. – ANSYS, Inc., 2021.

58. *Nikuradse J.* Laws of flow in rough pipes. – NACA, 1950. – 62 p. – (NACA Technical Memorandums; NACA-TM-1292).

59. *Cebeci T., Bradshaw P.* Momentum transfer in boundary layers. – Washington: Hemisphere Pub. Corp., 1977. – 407 p. – ISBN 0070103003. – ISBN 9780070103009.

60. Computational modelling and analysis of heat transfer enhancement in straight circular pipe with pulsating flow / S.V. Nishandar, A.T. Pise, P.M. Bagade, M.U. Gaikwad, A. Singh // *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)*. – 2024. – Vol. 19 (3). – P. 1951–1969. – DOI: 10.1007/s12008-024-01907-x.

61. *Дзиевди Р., Соматкар А., Чинчаникар С.* Моделирование и оптимизация процесса накатывания роликом Al6061-T6 для достижения минимального отклонения от круглости, минимальной шероховатости поверхности и повышения ее микротвердости // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 52–65. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-52-65.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Numerical and experimental investigation of heat transfer augmentation in roughened pipes

Siddhanath Nishandar^{1, a}, Ashok Pise^{1, b}, Pramodkumar Bagade^{2, c, *}

¹ Department of Mechanical Engineering, Government College of Engineering, Karad, Shivaji University, Kolhapur, Maharashtra 445414, India

² Department of Mechanical Engineering, TSSM's Bhivarabai Sawant College of Engineering and Research (BSOER), Narhe, Pune, Maharashtra 445414, India

^a <https://orcid.org/0000-0001-6190-3412>, siddhant.nishandar04@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0009-0003-0276-8996>, ashokpise@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0002-4069-1542>, pramodbagade@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 June 2025

Revised: 04 July 2025

Accepted: 10 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Heat transfer enhancement

Surface roughness

Turbulent kinetic energy (*TKE*)

Pulsating flow

Turbulent flow

Nusselt number (*Nu*)

ABSTRACT

Introduction. In many technical applications, such as thermal energy systems, chemical processing, power production, and *HVAC*, efficient heat transfer (*HT*) is essential. Research on improving *HT* performance in circular pipes is still crucial, especially when it comes to changes that cause thermal boundary layers to be disrupted and turbulence to grow. **Purpose of the work:** The purpose of this work is to thoroughly examine how convective heat transfer can be improved in circular pipes with purposefully roughened surfaces. It focuses on how surface roughness, flow pulsations, *Reynolds* number (*Re*), and heat flow rate (*Q*) affect thermal performance. **Methods of investigation.** A combination of experimental and numerical methods is employed to assess the thermo-fluid dynamics inside the pipe. Lab-scale experiments and computational fluid dynamics (*CFD*) simulations are used to investigate temperature distribution, velocity and pressure fields, turbulent kinetic energy (*TKE*), vorticity, eddy viscosity, local heat transfer coefficient (*h*), and *Nusselt* number (*Nu*). Additionally, sinusoidal pulsations are introduced at the inlet and the outlet, with regular oscillations in frequency (*f*) and amplitude (*A*), over a turbulent flow range ($6,753 \leq Re \leq 31,000$). **Results and discussion.** The results show that surface roughness enhances *HT* by significantly increasing turbulence and disrupting the thermal boundary layer. *TKE* becomes a significant factor when there is a strong correlation between higher *HT* coefficients and rising turbulence intensity. *HT* performance is further improved by introducing flow pulsations; downstream pulsation increases *Nu* by 20–22% and upstream pulsing by 16–19%. The outcomes demonstrate how effectively controlled flow pulsations and surface roughness combine to optimize heat transfer. This collaborative approach holds great potential for compact and highly efficient thermal system designs in industrial environments.

For citation: Nishandar S.V., Pise A.T., Bagade P.M. Numerical and experimental investigation of heat transfer augmentation in roughened pipes. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 87–107. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-87-107. (In Russian).

References

1. Ye Q., Zhang Y., Wei J. A comprehensive review of pulsating flow on heat transfer enhancement. *Applied Thermal Engineering*, 2021, vol. 196, p. 117275. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2021.117275.
2. Yang B., Gao T., Gong J., Li J. Numerical investigation on flow and heat transfer of pulsating flow in various ribbed channels. *Applied Thermal Engineering*, 2018, vol. 145, pp. 576–589. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2018.09.041.
3. Duan D., Cheng Y., Ge M., Bi W., Ge P., Yang X. Experimental and numerical study on heat transfer enhancement by flow-induced vibration in pulsating flow. *Applied Thermal Engineering*, 2022, vol. 207, p. 118171. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2022.118171.

* Corresponding author

Bagade Pramodkumar M., Ph.D. (Aerospace Engineering), Professor

Department of Mechanical Engineering,

TSSM's Bhivarabai Sawant College of Engineering and Research (BSOER),

Narhe, Pune,

445414, Maharashtra, India

Tel.: +91 9075279575, e-mail: pramodbagade@gmail.com

4. Shang F., Fan S., Yang Q., Liu J. An experimental investigation on heat transfer performance of pulsating heat pipe. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2020, vol. 34, pp. 425–433. DOI: 10.1007/s12206-019-1241-x.
5. Ganapathy V. *Steam generators and waste heat boilers: For process and plant engineers*. Boca Raton, CRC Press, 2014. 539 p. ISBN 9781138077683.
6. Zohuri B. *Application of compact heat exchangers for combined cycle driven efficiency in next generation nuclear power plants: A novel approach*. Cham, Springer Nature Link, 2015. 366 p. eISBN 978-3-319-23537-0. DOI: 10.1007/978-3-319-23537-0.
7. Bassols J., Kuckelkorn B., Langreck J., Schneider R., Veelken H. Trigeneration in the food industry. *Applied Thermal Engineering*, 2002, vol. 22 (6), pp. 595–602. DOI: 10.1016/S1359-4311(01)00111-9.
8. Šalić A., Tušek A., Zelić B. Application of microreactors in medicine and biomedicine. *Journal of Applied Biomedicine*, 2012, vol. 10 (3), pp. 137–153. DOI: 10.2478/v10136-012-0011-1.
9. Sharma A., Tyagi V.V., Chen C.R., Buddhi D. Review on thermal energy storage with phase change materials and applications. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2009, vol. 13 (2), pp. 318–345. DOI: 10.1016/j.rser.2007.10.005.
10. Ameen A. *Refrigeration and air conditioning*. PHI Learning Pvt. Ltd., 2006. 512 p. ISBN 8120326717. ISBN 978-8120326712.
11. Oliet C., Oliva A., Castro J., Pérez-Segarra C.D. Parametric studies on automotive radiators. *Applied Thermal Engineering*, 2007, vol. 27 (11), pp. 2033–2043. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2006.12.006.
12. Heldman D., Moraru C.E., eds. *Encyclopedia of agricultural, food, and biological engineering*. 2nd ed. Boca Raton, CRC Press, 2010. DOI: 10.1201/9780429257599.
13. Coker A.K. Introduction. Coker A.K. *Petroleum refining design and application handbook*. John Wiley & Sons, 2018, ch. 1, pp. 1–6. ISBN 978-1-119-25710-3. DOI: 10.1002/9781119257110.ch1.
14. Coker A.K. Thermodynamic properties of petroleum and petroleum fractions. Coker A.K. *Petroleum refining design and application handbook*. John Wiley & Sons, 2018, ch. 4, pp. 63–110. DOI: 10.1002/9781119257110.ch4.
15. Beddoes J., Bibby M. *Principles of metal manufacturing processes*. Butterworth-Heinemann, 1999. DOI: 10.1016/B978-0-340-73162-8.X5000-0.
16. Abu Rowin W., Xia Y., Wang S., Hutchins N. Accurately predicting turbulent heat transfer over rough walls: a review of measurement equipment and methods. *Experiments in Fluids*, 2024, vol. 65, p. 86. DOI: 10.1007/s00348-024-03812-1.
17. Qu W., Ma H.B. Theoretical analysis of startup of a pulsating heat pipe. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2007, vol. 50 (11–12), pp. 2309–2316. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2006.10.043.
18. Chen X., Lin Y., Shao S., Wu W. Study on heat transfer characteristics of ethane pulsating heat pipe in middle-low temperature region. *Applied Thermal Engineering*, 2019, vol. 152, pp. 697–705. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2019.02.125.
19. Singh S., Singh S.K., Mali H.S., Dayal R. Numerical investigation of heat transfer in structured rough microchannels subjected to pulsed flow. *Applied Thermal Engineering*, 2021, vol. 197, p. 117361. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2021.117361.
20. Wu H.-W., Lay R.-F., Lau C.-T., Wu W.-J. Turbulent flow field and heat transfer in a heated circular channel under a reciprocating motion. *Heat and Mass Transfer*, 2004, vol. 40 (10), pp. 769–778. DOI: 10.1007/s00231-003-0464-6.
21. Lin T.-Y., Kandlikar S.G. An experimental investigation of structured roughness effect on heat transfer during single-phase liquid flow at microscale. *Journal of Heat Transfer*, 2012, vol. 134, p. 101701. DOI: 10.1115/1.4006844.
22. Lu H., Xu M., Gong L., Duan X., Chai J.C. Effects of surface roughness in microchannel with passive heat transfer enhancement structures. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2020, vol. 148, p. 119070. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.119070.
23. Croce G., D'agaro P., Nonino C. Three-dimensional roughness effect on microchannel heat transfer and pressure drop. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2007, vol. 50 (25), pp. 5249–5259. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2007.06.021.
24. Gerrard J.H. An experimental investigation of pulsating turbulent water flow in a tube. *Journal of Fluid Mechanics*, 1971, vol. 46 (1), pp. 43–64. DOI: 10.1017/S0022112071000399.
25. Clamen M., Minton P. An experimental investigation of flow in an oscillating pipe. *Journal of Fluid Mechanics*, 1977, vol. 81 (3), pp. 421–431. DOI: 10.1017/S0022112077002146.
26. Shemer L., Wygnanski I., Kit E. Pulsating flow in a pipe. *Journal of Fluid Mechanics*, 1985, vol. 153, pp. 313–337. DOI: 10.1017/S0022112085001276.

27. Eckmann D.M., Grotberg J.B. Experiments on transition to turbulence in oscillatory pipe flow. *Journal of Fluid Mechanics*, 1991, vol. 222, pp. 329–350. DOI: 10.1017/S002211209100112X.
28. Ohmi M., Usui T., Tanaka O., Toyoma M. Pressure and velocity distributions in pulsating turbulent pipe flow. Part 2. Experimental investigations. *Bulletin of JSME*, 1976, vol. 19 (134), pp. 951–957. DOI: 10.1299/jsmel1958.19.951.
29. Iguchi M., Park G., Koh Y. The structure of turbulence in pulsatile pipe flows. *KSME Journal*, 1993, vol. 7, pp. 185–193. DOI: 10.1007/BF02970963.
30. Genin L.G., Koval A.P., Manchukha S.P., Sviridov V.G. Hydrodynamics and heat transfer with pulsating fluid flow in tubes. *Thermal Engineering*, 1992, vol. 39 (5), pp. 251–255.
31. Einav S., Sokolov M. An experimental study of pulsatile pipe flow in the transition range. *Journal of Biomechanical Engineering*, 1993, vol. 115 (4A), pp. 404–411. DOI: 10.1115/1.2895504.
32. Carvalho Jr J.A. Behavior of solid particles in pulsating flows. *Journal of Sound and Vibration*, 1995, vol. 185 (4), pp. 581–593. DOI: 10.1006/jsvi.1995.0402.
33. Lu P.-C. Discussion: “Heat Transfer for Pulsating Laminar Duct Flow” (Siegel, R., and Perlmutter, M., 1962, ASME J. Heat Transfer, 84, pp. 111–122). *Journal of Heat Transfer*, 1962, vol. 84, pp. 111–122. DOI: 10.1115/1.3684308.
34. Faghri M., Javdani K., Faghri A. Heat transfer with laminar pulsating flow in a pipe. *Letters in Heat and Mass Transfer*, 1979, vol. 6 (4), pp. 259–270. DOI: 10.1016/0094-4548(79)90013-4.
35. Krishnan K.N., Sastri V.M.K. Heat transfer in laminar pulsating flows of fluids with temperature dependent viscosities. *Wärme- und Stoffübertragung*, 1989, vol. 24 (1), pp. 27–42. DOI: 10.1007/BF01599503.
36. Cho H., Hyun J. Numerical solutions of pulsating flow and heat transfer characteristics in a pipe. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 1990, vol. 11 (4), pp. 321–330. DOI: 10.1016/0142-727X(90)90056-H.
37. Kim S.Y., Kang B.H., Hyun J.M. Heat transfer from pulsating flow in a channel filled with porous media. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 1994, vol. 37 (14), pp. 2025–2033. DOI: 10.1016/0017-9310(94)90304-2.
38. Gül H. Experimental investigation of heat transfer in oscillating circular pipes: High frequencies and amplitudes. *Scientific Research and Essays*, 2013, vol. 8 (13), pp. 524–531. DOI: 10.5897/SRE12.721.
39. Dittus F., Boelter L. Heat transfer in automobile radiators of the tubular type. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, 1985, vol. 12 (1), pp. 3–22. DOI: 10.1016/0735-1933(85)90003-X.
40. Winterton R.H.S. Technical notes: Where did the dittus and boelter equation come from? *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 1998, vol. 41 (4–5), pp. 809–810. DOI: 10.1016/S0017-9310(97)00177-4.
41. McAdams W.H. *Heat transmission*. 3rd ed. New York, McGraw-Hill, 1954. ISBN 0070447993. ISBN 9780070447998.
42. Bagade P.M., Bhumkar Y.G., Sengupta T.K. An improved orthogonal grid generation method for solving flows past highly cambered aerofoils with and without roughness elements. *Computers and Fluids*, 2014, vol. 103, pp. 275–289. DOI: 10.1016/j.compfluid.2014.07.031.
43. Elshafei E.A.M., Safwat Mohamed M., Mansour H., Sakr M. Experimental study of heat transfer in pulsating turbulent flow in a pipe. *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 2008, vol. 29 (4), pp. 1029–1038. DOI: 10.1016/j.ijheatfluidflow.2008.03.018.
44. Cebeci T., Bradshaw P. *Physical and computational aspects of convective heat transfer*. New York, Springer, 2012. DOI: 10.1007/978-1-4612-3918-5.
45. Kays W., Crawford M., Weigand B. *Convective heat and mass transfer*. McGraw-Hill, 2005. ISBN 0072468769. ISBN 978-0072468762.
46. Chung D., Hutchins N., Schultz M.P., Flack K.A. Predicting the drag of rough surfaces. *Annual Review of Fluid Mechanics*, 2021, vol. 53, pp. 439–471. DOI: 10.1146/annurev-fluid-062520-115127.
47. Alfarawi S., Abdel-Moneim S.A., Bodalal A. Experimental investigations of heat transfer enhancement from rectangular duct roughened by hybrid ribs. *International Journal of Thermal Sciences*, 2017, vol. 118, pp. 123–138. DOI: 10.1016/j.ijthermalsci.2017.04.017.
48. MacDonald M., Chan L., Chung D., Hutchins N., Ooi A. Turbulent flow over transitionally rough surfaces with varying roughness densities. *Journal of Fluid Mechanics*, 2016, vol. 804, pp. 130–161. DOI: 10.1017/jfm.2016.459.
49. Everts M., Ayres S.R., Mulock Houwer F.A., Vanderwagen C.P., Kotze N.M., Meyer J.P. The influence of surface roughness on heat transfer in the transitional flow regime. *Proceedings of the 15th International Heat Transfer Conference*. Begellhouse, 2014. DOI: 10.1615/IHTC15.cnv.008338.

50. Meyer J., Olivier J. Transitional flow inside enhanced tubes for fully developed and developing flow with different types of inlet disturbances: Part I – Adiabatic pressure drops. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2011, vol. 54 (7), pp. 1587–1597. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.11.027.
51. Meyer J., Olivier J. Transitional flow inside enhanced tubes for fully developed and developing flow with different types of inlet disturbances: Part II – Heat transfer. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2011, vol. 54 (7), pp. 1598–1607. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2010.11.026.
52. García A., Solano J.P., Vicente P.G., Viedma A. The influence of artificial roughness shape on heat transfer enhancement: Corrugated tubes, dimpled tubes and wire coils. *Applied Thermal Engineering*, 2012, vol. 35, pp. 196–201. DOI: 10.1016/j.applthermaleng.2011.10.030.
53. Mousa M.H., Miljkovic N., Nawaz K. Review of heat transfer enhancement techniques for single phase flows. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2021, vol. 137, p. 110566. DOI: 10.1016/j.rser.2020.110566.
54. Everts M., Meyer J.P. Heat transfer of developing and fully developed flow in smooth horizontal tubes in the transitional flow regime. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 117, pp. 1331–1351. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.10.071.
55. Kobayashi S., Inokuma K., Murata A., Iwamoto K. Effects of flow pulsation and surface geometry on heat transfer performance in a channel with teardrop-shaped dimples measured by transient technique. *ASME Journal of Heat and Mass Transfer*, 2024, vol. 146, p. 072001. DOI: 10.1115/1.4065117.
56. Abdelfattah M., Aziz M.A., Maghrabie H.M. Numerical analysis of heat transfer and fluid flow structures of jet impingement on a flat plate with different shapes of roughness elements. *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications*, 2024, pp. 1–26. DOI: 10.1080/10407782.2024.2379032.
57. *Ansys Fluent Theory Guide*. ANSYS, Inc., 2021.
58. Nikuradse J. *Laws of flow in rough pipes*. NACA Technical Memorandums, NACA-TM-1292. NACA, 1950. 62 p.
59. Cebeci T., Bradshaw P. *Momentum transfer in boundary layers*. Washington, Hemisphere Pub. Corp., 1977. 407 p. ISBN 0070103003. ISBN 9780070103009.
60. Nishandar S.V., Pise A.T., Bagade P.M., Gaikwad M.U., Singh A. Computational modelling and analysis of heat transfer enhancement in straight circular pipe with pulsating flow. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)*, 2024, vol. 19 (3), pp. 1951–1969. DOI: 10.1007/s12008-024-01907-x.
61. Dwivedi R., Somatkar A., Chinchani S. Modeling and optimization of roller burnishing of Al6061-T6 process for minimum surface roughness, better microhardness and roundness. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 52–65. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-52-65.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Влияние способа измельчения на коэффициент формы зерен карбида кремния черного

Владимир Носенко ^{1, а, *}, Даниэль Ривас Перес ^{2, b}, Алексей Александров ^{1, c}, Александр Саразов ^{1, d}

¹ Волжский политехнический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса 42а, г. Волжский, 404120, Россия

² ОАО «Волжский абразивный завод», ул. Ф.Г. Логинова, 169, г. Волжский, 404119, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-5074-1099>,  vladim.nosenko2014@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0000-7733-236X>,  rivas-peres_de@vabz.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-1986-9139>,  alexalexal2011@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0007-3052-5691>,  sarazov_av@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.921:661.683.1

История статьи:

Поступила: 21 апреля 2025

Рецензирование: 05 мая 2025

Принята к печати: 05 августа 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Карбид кремния черный

Фракции, способы измельчения

Длина

Ширина

Коэффициент формы

Законы распределения

Корреляционный и регрессионный анализ

Изометричные и игольчатые зерна

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке ОАО «Волжский абразивный завод», договор № 4990/02/2024-13/48-24.

АННОТАЦИЯ

Введение. Единственным в России и самым крупным в Европе производителем карбида кремния является ОАО «Волжский абразивный завод». Для измельчения абразивного материала на предприятии используют различные способы, оборудование и технологии, влияющие на геометрические параметры зерен. Наиболее значимыми и распространенными методами измельчения карбида кремния в действующем производстве служат пресс-валковый и роторный. **Цель работы:** исследование влияния пресс-валкового и роторного методов измельчения карбида кремния черного, реализуемых в условиях ОАО «Волжский абразивный завод», на коэффициент формы, длину и ширину зерен в выборках фракций. **Методы исследования.** Исходный материал, полученный в соответствии с действующим технологическим процессом, отбирали после дробления на стержневой мельнице. Одну пробу измельчали пресс-валковым методом, другую роторным. Измельченный карбид кремния рассевали на фракции ситовым анализатором Ro-Tap. Геометрические параметры и форму зерен определяли в пяти фракциях, в каждой фракции измеряли 800 зерен. Горизонтальную проекцию профиля зерен получали на оптическом стереоскопическом микроскопе «Альтами» СМ0870-Т. Для обработки проекций и определения геометрических параметров использовали специальное программное обеспечение. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что коэффициент формы и длина зерен подчиняются закону максимального значения, а ширина – закону нормального распределения. Сила связи между геометрическими параметрами изменяется от слабой до высокой, направленность связей – от положительной до отрицательной. Приведены графические зависимости, свидетельствующие о корреляционных и регрессионных связях между геометрическими параметрами зерен во фракциях. После роторного измельчения количество изометричных зерен, по сравнению с пресс-валковым, возрастает в среднем на 5 %, количество игольчатых зерен снижается в 3 раза. Результаты исследований предназначены для оптимизации рецептуры и технологии изготовления абразивных и огнеупорных изделий.

Для цитирования: Влияние способа измельчения на коэффициент формы зерен карбида кремния черного / В.А. Носенко, Д.Э. Ривас Перес, А.А. Александров, А.В. Саразов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 108–121. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-108-121.

Введение

Форма зерен шлифовальных порошков оказывает существенное влияние на свойства абразивного инструмента и качество обработанной

поверхности деталей машин [1–3] и является одним из определяющих показателей при изготовлении огнеупорных изделий [4, 5]. Зерна изометричной формы способствуют снижению износа, повышению стойкости абразивного инструмента и производительности обработки [6–9].

Зерна получают заданные размер и форму в результате технологического процесса, включающего в себя многостадийное дробление и измельчение абразивного материала. Операции выполняют на различном оборудовании с при-

*Адрес для переписки

Носенко Владимир Андреевич, д.т.н., профессор, зав. кафедрой Волжский политехнический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, ул. Энгельса 42а, 404120, г. Волжский, Россия
Тел.: +7 904 403-31-74, e-mail: vladim.nosenko2014@yandex.ru

менением разных способов дробления: щекового, шарового, конусного, стержневого, валкового (пресс-валкового), роторного и др. [10–16]. При необходимости сортировки по форме измельченные зерна подвергают дополнительной обработке [17–21].

Наиболее распространенным количественным критерием формы зерен абразивных материалов является коэффициент формы, равный отношению длины l проекции зерна на горизонтальную плоскость к ширине b . Здесь длина – наибольшее расстояние между точками периметра (максимальный диаметр Ферета), ширина – сумма наибольших расстояний от линии длины до левой и правой сторон периметра, разделенных линией длины (ISO 9276-6–2008, ГОСТ Р 70336–2022). Фактически проекция зерна вписана в прямоугольник, в котором наибольшая сторона соответствует размеру длины зерна, а наименьшая – ширине.

Способы дробления и измельчения абразивных материалов оказывают значимое влияние на форму и свойства частиц. Например, при измельчении корунда на валковой, конусной и шаровой дробилках показано, что наибольшую изометричность обеспечивает шаровая дробилка [11, 12].

Особый интерес представляет изучение влияния способов измельчения на геометрические параметры и форму зерен в действующем технологическом процессе производства абразивных материалов на ведущем предприятии отрасли ОАО «Волжский абразивный завод» (ОАО «ВАЗ»). Об актуальности исследований свидетельствует и тот факт, что ОАО «Волжский абразивный завод» является «единственным производителем карбида кремния в России и самым крупным в Европе» [22].

Из карбида кремния изготавливают шлифовальные порошки и микропорошки, широкий ассортимент абразивных инструментов и огнеупоров, а также специальные изделия. Перечисленная продукция предназначена для абразивной обработки различных деталей и изготовления широкого ассортимента изделий, поэтому единых требований к геометрическим параметрам и форме зёрен быть не может. Необходимо учитывать особенности обрабатываемой поверхности и свойства изделий.

Например, на операции отрезки для повышения производительности процесса используют

отрезные круги, изготовленные из шлифовальных порошков, коэффициент формы которых $K_{\phi} = l/b = 2,2$, где l и b – соответственно длина и ширина зерна. Если приоритетом является минимальный расход абразивного инструмента, то применяют изометричные зерна ($l/b = 1,3$) [23].

Для измельчения карбида кремния на предприятии используют различные способы, оборудование и режимы обработки, влияющие на геометрические параметры и свойства зёрен. Одними из наиболее распространенных способов измельчения, реализуемых на ОАО «Волжский абразивный завод», служат пресс-валковый и роторный.

Размеры зерен изменяются в широких пределах. Например, ГОСТ Р 52381–2005 определяет диапазон зернистостей и фракций, в которых размеры зерен изменяются от 4750 до 45 мкм. По зерновому составу шлифовальные порошки делятся на 30 зернистостей по 5 фракций в каждой.

Цель работы: исследование влияния пресс-валкового и роторного способов измельчения карбида кремния черного, реализуемых в условиях ОАО «Волжский абразивный завод», на коэффициент формы зёрен в выборках фракций.

Задачи: определить законы распределения коэффициентов формы зёрен карбида кремния черного и определяющих его геометрических параметров (длины и ширины зёрен); корреляционные и регрессионные связи между ними; закономерности изменения геометрических параметров зерен в выборках фракций, полученных пресс-валковым и роторным способами измельчения.

Методика исследований

Исходные материалы для пресс-валкового и роторного измельчения изготовлены в одинаковых условиях согласно действующему технологическому процессу. Куски карбида кремния черного последовательно обрабатывали в конусной дробилке и стержневой мельнице.

После сушки часть абразивного материала измельчали пресс-валковым способом, а оставшуюся часть – роторным.

Пресс-валковый измельчитель модели ПВИ 800/150, используемый на ОАО «ВАЗ», имеет следующие отличительные характеристики: ре-

гулируемое гидравлическое давление оказывает только на один валок, что позволяет избежать переизмельчения (чрезмерного измельчения); измельчение материала происходит в регулируемом слое между валками. Режим измельчения: частота вращения – 50 Гц, давление – 28 кг/см³, зазор между валками – 2 мм.

Центробежная роторная дробилка VSI Bar-mac 5100SE VSI работает по принципу «камень о камень», скорость вращения ротора составляет 3000 об/мин, производительность – 4 тонны в час. Футеровочные карманы помольной камеры наполнены спрессованным карбидом кремния, что позволяет существенно снизить помол металла и увеличить количество изометричных зёрен. В обычных условиях измельчение сопровождается образованием большого количества мелких частиц карбида кремния (пыль), поэтому в помольную камеру встроена система удаления пыли, что необходимо для обеспечения требуемого качества абразивных зерен согласно ГОСТ Р 52381.

Фракции исходных материалов получали рассевом порошков на машине Ro-Tap. Для исследований отобраны 5 фракций, номинальные размеры ячеек верхнего и нижнего контрольных сит представлены в табл. 1. В качестве базового параметра, характеризующего размер зерен фракции, принят средний номинальный размер ячеек верхнего W_{ui} и нижнего W_{li} сит: $W_{mi} = (W_{ui} + W_{li})/2$. В соответствии с ГОСТ Р 52381 $W_{ui}/W_{li} = 1,18...1,21$.

Изображения профиля зерен получали на оптическом стереоскопическом микроскопе

«Альтами» CM0870-Т. Обработку изображений зерен и вычисление геометрических параметров осуществляли с использованием программного обеспечения [24]. В каждой фракции измеряли 800 зёрен. Определяли и исследовали следующие геометрические параметры зёрен: длину l , ширину b и коэффициент формы (отношение l/b).

Результаты и их обсуждение

Исходя из фактической (наблюдаемой) закономерности распределения размеров зерен (рис. 1–3), для определения теоретического распределения выбраны четыре закона: нормальный, логнормальный, гамма-распределение и закон максимального значения. Нормальный закон применяется для моделирования распределений, имеющих симметричные правую и левую ветви графиков [25].

В табл. 2 жирным шрифтом выделены наблюдаемые и критические значения критериев Пирсона, удовлетворяющие условию $\chi^2_{obs} < \chi^2_{crit}$, что свидетельствует о принадлежности выборки к рассматриваемому закону распределения. Распределение длины зёрен в девяти фракциях из десяти подчиняется законам гамма-распределения (90 %) и максимального значения (90 %). Логнормальному закону в большей степени подчиняются распределения длин зерен роторного дробления (в четырех фракциях из пяти). Длина зерен пресс-валкового измельчения логнормальному закону не подчиняется.

Таблица 1

Table 1

Фракции шлифовальных порошков (ГОСТ Р 52381)

Grinding powder fractions (GOST R 52381)

Условное обозначение фракций / Fraction designation	Номинальный размер ячеек сит / Nominal size of sieve cells		
	Верхнее сито W_u , мкм / Upper sieve W_u , μm	Нижнее сито W_l , мкм / Lower sieve W_l , μm	Среднее значение $W_m = (W_u + W_l)/2$, мкм / Average value $W_{mi} = (W_u + W_l)/2$, μm
1	2360	2000	2180
2	1700	1400	1550
3	1000	850	925
4	600	500	550
5	300	250	275

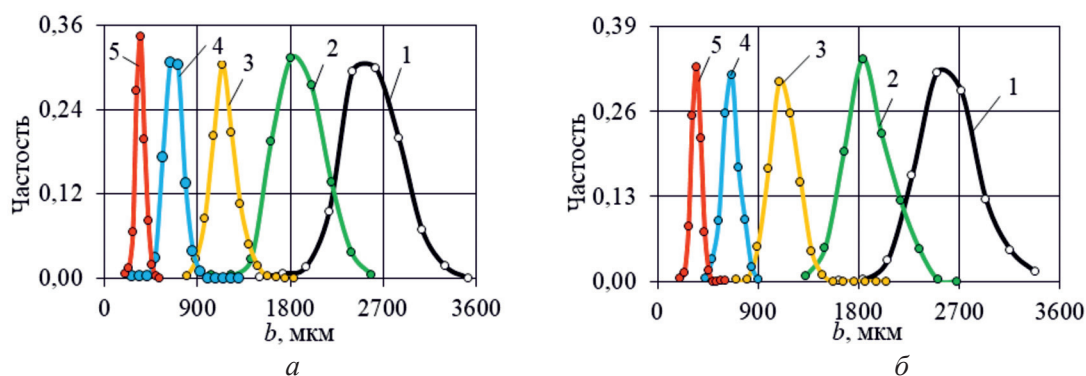


Рис. 1. Наблюдаемые распределения ширины b зерен фракций после пресс-валкового (а) и роторного (б) способов измельчений

Fig. 1. Experimental distributions of grain width b for fractions after roller-press (а) and rotary (б) grinding methods

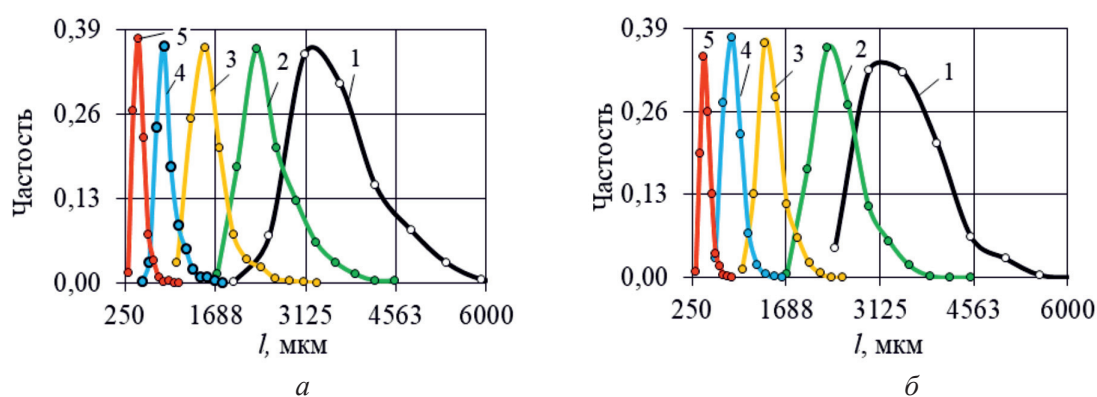


Рис. 2. Наблюдаемые распределения длины l зерен фракций после пресс-валкового (а) и роторного (б) способов измельчений

Fig. 2. Experimental distribution of grain length l for fractions after roller-press (а) and rotary (б) milling methods

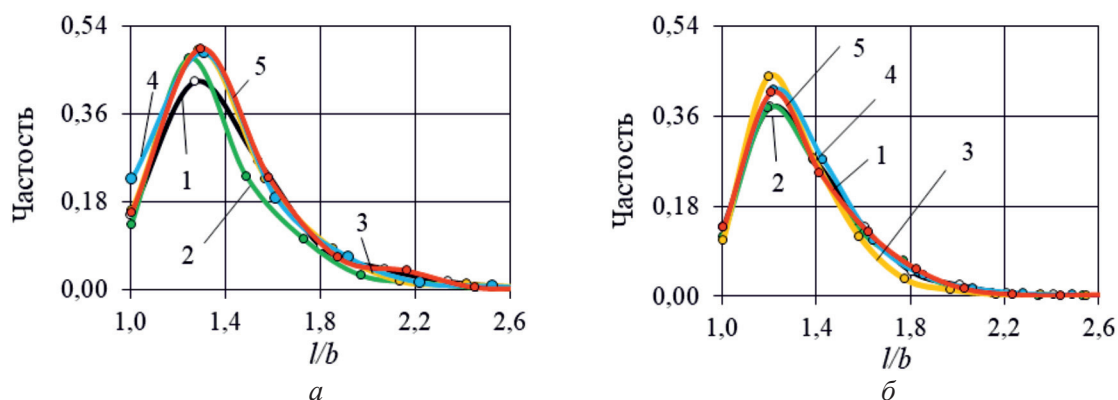


Рис. 3. Наблюдаемые распределения коэффициента формы l/b зерен фракций после пресс-валкового (а) и роторного (б) способов измельчений

Fig. 3. Experimental distribution of the aspect ratio l/b for fractions after roller-press (а) and rotary (б) milling methods

Ширина зерен всех рассмотренных фракций подчиняется нормальному закону распределения (табл. 3). Наблюдаемые значения критерия Пирсона во фракциях меньше критических. В

девяти фракциях из десяти коэффициент формы зерен подчиняется законам гамма-распределения и максимального значения (90 %). На основании полученных результатов приняты

Таблица 2

Table 2

Достоверность соответствия наблюдаемого распределения длины зерен теоретическому по критерию согласия Пирсона χ^2

Reliability of the correspondence of the observed grain length distribution to the theoretical one according to Pearson's chi-squared test χ^2

Измельчение / Grinding method	Фракция / Fraction	Логнормальный / Lognormal		Гамма-распределение / Gamma distribution		Максимальное значение / Length maximum value	
		χ^2_{obs}	χ^2_{crit}	χ^2_{obs}	χ^2_{crit}	χ^2_{obs}	χ^2_{crit}
Пресс-валковое / Roller-press	1	53,5	11,1	5,8	11,1	16,7	16,9
	2	37,4	11,1	5,5	9,5	1,7	11,1
	3	36,9	11,1	11,1	18,3	8,9	12,6
	4	54,7	11,1	8,0	18,3	9,3	11,1
	5	18,2	9,5	8,5	11,1	3,8	12,6
Роторное / Rotary	1	7,9	9,5	3,5	9,5	14,4	11,1
	2	7,4	9,5	11,1	9,5	9,3	11,1
	3	15,1	9,5	6,4	18,3	8,6	11,1
	4	6,2	9,5	8,2	9,5	11,8	14,1
	5	6,6	9,5	8,2	18,3	9,1	11,1
Достоверность, % / Reliability, %		40		90		90	

Таблица 3

Table 3

Достоверность соответствия наблюдаемых распределений ширины и коэффициента формы зерен по критерию Пирсона

Reliability of the correspondence of the observed distributions of grain width and shape factor according to Pearson's test

Способ / Method	Фракция / Fraction	Ширина / Width		Коэффициент формы / Shape coefficient			
		Нормальный / Normal		Логнормальный / Lognormal		Максимальное значение / Maximum value	
		χ^2_{obs}	χ^2_{crit}	χ^2_{obs}	χ^2_{crit}	χ^2_{obs}	χ^2_{crit}
Пресс-валковый / Roller-press	1	5,8	5,8	34,0	7,8	6,0	11,1
	2	5,5	5,5	68,9	11,1	7,6	7,8
	3	11,1	11,1	40,1	7,8	3,1	7,8
	4	8,0	8,0	54,6	11,1	9,4	11,1
	5	8,5	8,5	66,9	14,1	8,3	11,1
Роторный / Rotor	1	3,5	3,5	30,2	12,6	4,6	12,6
	2	11,1	11,1	52,4	12,6	11,3	12,6
	3	6,4	6,4	30,4	9,5	5,4	12,6
	4	8,2	8,2	29,9	9,5	4,3	9,5
	5	8,2	8,2	62,5	12,6	3,3	9,5
Достоверность, % / Reliability, %		100		0		100	

следующие законы распределения: ширина зёрен подчиняется нормальному закону распределения, а длина и коэффициент формы – закону максимального значения.

Одним из самых популярных в статистике критериев корреляции, характеризующим силу линейной связи между параметрами, считается критерий Пирсона. Условиями применения критерия являются одинаковый объем выборки и нормальный закон распределения анализируемых параметров. Учитывая, что ширина зерен подчиняется нормальному закону распределения, а длина и коэффициент формы – закону максимального значения, любые выбранные пары геометрических параметров зёрен не будут удовлетворять условию нормального закона распределения. В связи с этим оценку силы связи между параметрами осуществляли по ранговому критерию Спирмена [25]. Для этого натуральные значения геометрических параметров преобразовали в ранговые. Числовые геометрические параметры ранжировали в порядке возрастания и каждому последующему числовому значению присваивали порядковый номер (ранг).

Графическая интерпретация корреляционных связей между геометрическими параметрами зерен, полученных пресс-валковым и роторным измельчением, представлена на рис. 4. По оси абсцисс отложена полусумма номинальных размеров ячеек верхнего и нижнего сит фракций W_m (см. табл. 1). Для оценки силы связи коэффициентов корреляции использовали шкалу Чеддока.

Ранговый коэффициент корреляции ρ длины l и ширины b зерен не превышает 0,3. Среднее значение ρ между параметрами $b-l$ для пресс-валкового способа измельчения составляет 0,21, для роторного – 0,25. Значительно возрастает сила связи коэффициента формы зерен l/b с параметром длины l , среднее значение ρ более 0,7. Сила связи коэффициента изометричности l/b с шириной зерен для выбранных фракций изменяется в интервале от –0,35 до –0,50 и свидетельствует о том, что с увеличением ширины коэффициент формы зерен снижается.

В соответствии с абсолютными значениями коэффициентов корреляции сила связи между параметрами $b-l$ относится к категории «слабая», $b-l/b$ – к категории «умеренная». Значение коэффициентов ранговой корреляции между па-

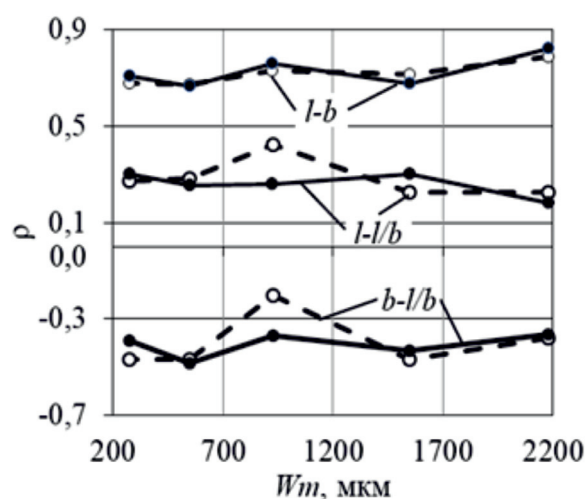


Рис. 4. Коэффициент корреляции Спирмена ρ между геометрическими параметрами зерен различных фракций:

● – пресс-валковое измельчение; ○ – роторное измельчение

Fig. 4. Spearman's rank correlation coefficient ρ between geometric parameters of grains in different fractions:

● – roller-press grinding; ○ – rotary grinding

раметрами $l-l/b$ располагается в нижней части категории «связь сильная». Диапазон изменения значений ρ – от 0,69 до 0,84, среднее значение 0,76. В соответствии с принятой градацией коэффициента ρ связь считаем сильной. Способ измельчения существенного влияния на силу связи не оказывает.

Возможность моделирования взаимосвязи между геометрическими параметрами стандартным набором функциональных зависимостей рассматривали в программе MS Excel. В табл. 4 приведены значения постоянных коэффициентов и коэффициентов достоверности аппроксимации R^2 взаимосвязи между геометрическими параметрами зерен следующими зависимостями:

$$l = a_1 b; \quad (1) \quad l/b = a_2 b + c_1; \quad (2)$$

$$l/b = a_3 l; \quad (3) \quad l/b = a_4 l + c_2. \quad (4)$$

Для зёрен, полученных пресс-валковым и роторным способами измельчения, достоверность аппроксимации зависимостью $l = a_1 b$ (1) не превышает 0,25 и свидетельствует о низком уровне связи. Низкая достоверность аппроксимации получена при моделировании зависимостью (2) коэффициента формы l/b от ширины зерна b . Значимое увеличение R^2 обеспечивает прямая

Таблица 4

Table 4

Постоянные коэффициенты и коэффициенты достоверности аппроксимации взаимосвязи между геометрическими параметрами зёрен

Constant coefficients and confidence coefficients for approximating the relationship between geometric parameters of grains

Пресс-валковое измельчение / Roller-press grinding										
Фракции / Fraction	$l = a_1 b$		$l/b = a_2 b + c$			$l/b = a_3 l$		$l/b = a_4 l + c_2$		
	a_1	R^2	a_2	c	R^2	a_3	R^2	a_4	c_2	R^2
1	1,39	0,10	-0,00044	2,54	0,16	0,00054	0,65	0,00037	0,065	0,72
2	1,34	0,10	-0,00046	2,25	0,17	0,00053	0,55	0,00044	0,247	0,57
3	1,37	0,10	-0,00079	2,30	0,13	0,00087	0,69	0,00078	0,141	0,70
4	1,35	0,20	-0,0017	2,49	0,22	0,0015	0,55	0,00135	0,145	0,56
5	1,37	0,15	-0,0029	2,41	0,19	0,0029	0,55	0,00255	0,176	0,54
$R^2 m$	—	0,13	—	—	0,17	—	0,58	—	—	0,63
Роторное измельчение / Rotary grinding										
Фракции / Fraction	$l = a_1 b$		$l/b = a_2 b + c$			$l/b = a_3 l$		$l/b = a_4 l + c_2$		
	a_1	R^2	a_2	c	R^2	a_3	R^2	a_4	c_2	R^2
1	1,33	0,15	-0,00037	2,31	0,17	0,00038	0,64	0,00035	0,138	0,64
2	1,32	0,21	-0,00051	2,30	0,21	0,00053	0,56	0,00046	0,188	0,57
3	1,29	0,13	-0,00075	2,16	0,20	0,00089	0,47	0,00070	0,277	0,51
4	1,32	0,25	-0,0015	2,32	0,24	0,0015	0,49	0,00129	0,219	0,51
5	1,31	0,21	-0,0029	2,31	0,24	0,0029	0,45	0,00238	0,243	0,48
$R^2 m$	—	0,19	—	—	0,21	—	0,52	—	—	0,54

пропорциональная зависимость (3). Средние значения коэффициента достоверности аппроксимации для зёрен, полученных пресс-валковым и роторным способами измельчения, соответственно равны 0,58 и 0,52. Замена пропорциональных связей на линейные (4) свидетельствует о некотором повышении достоверности аппроксимации.

В качестве примера на рис. 5 показаны графические зависимости регрессионных связей между геометрическими параметрами зёрен фракций 3, полученных пресс-валковым (рис. 5, а, б) и роторным (рис. 5, в, г) способами измельчений. Выборки данных, представленные на рис. 5, а, г, аппроксимировали прямой пропорциональной зависимостью ($l = a_1 b$), на рис. 5, б, в – линейной ($l/b = a_2 b + c$).

Необходимо отметить, что после пресс-валкового измельчения относительное количество зёрен, длина которых превышает, напри-

мер, 4650 мкм (см. рис. 5, а), значимо больше по сравнению с роторным (см. рис. 5, в), что отражается и на коэффициенте формы. Количество зёрен с коэффициентом формы $l/b > 2$ после пресс-валкового измельчения в 3,5 раза больше по сравнению с роторным (см. рис. 5, б, г). Подобные закономерности наблюдаются и в других фракциях.

Зависимость коэффициента формы от длины зерен в каждой из пяти фракций показана на рис. 6. В интервале значений l/b от 2 до 4 плотность распределения игольчатых зёрен, полученных способом пресс-валкового измельчения (рис. 6, а), значимо больше по сравнению с роторным (рис. 6, б). В крупных фракциях 1–3, полученных пресс-валковым способом измельчения (см. рис. 6, а), отсутствуют зерна, коэффициент формы которых более 3. При роторном измельчении таких зёрен нет во всех фракциях (см. рис. 6, б).

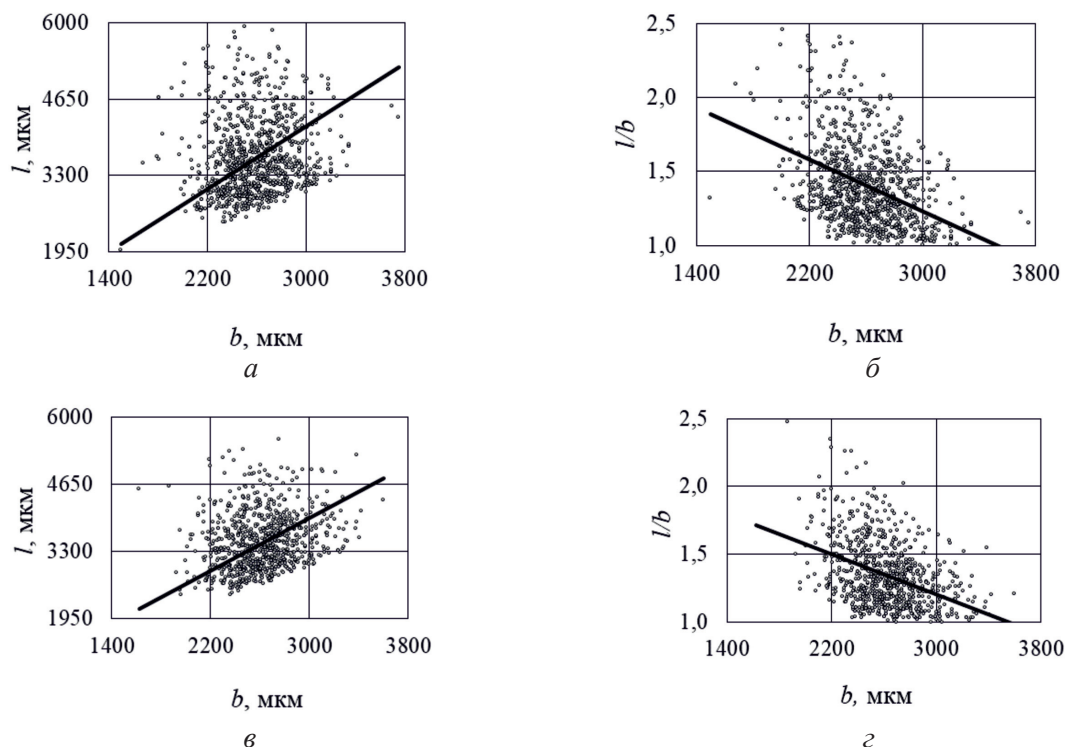


Рис. 5. Регрессионные связи между геометрическими параметрами зерен фракции 2:
 $a, б$ – пресс-валковое измельчение; $в, г$ – роторное измельчение

Fig. 5. Regression relationships between geometric parameters of grains in fraction 2:
 $a, б$ – roller-press grinding; $в, г$ – rotary grinding

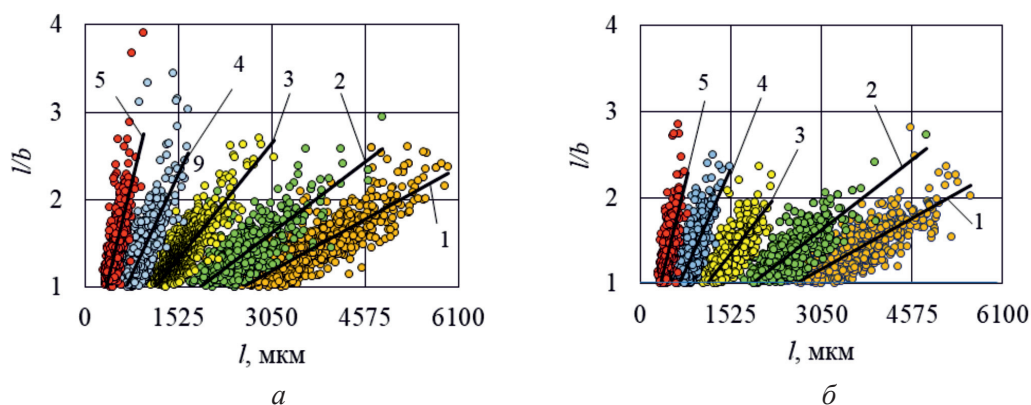


Рис. 6. Зависимость коэффициента формы l/b от ширины b зерен пяти фракций
 после пресс-валкового (a) и роторного ($б$) измельчения

Fig. 6. Dependence of the aspect ratio l/b on grain width b for five fractions after
 roller-press (a) and rotary ($б$) grinding

Дана количественная оценка содержания игольчатых и изометричных зёрен, полученных пресс-валковым и роторным способами измельчения (рис. 7). После пресс-валкового измельчения содержание игольчатых зёрен ($l/b > 2$) в пяти фракциях изменяется в интервале 2,8–5,2 %, после роторного – в интервале 0,9–1,9 %. Среднее количество игольчатых зёрен в выборках пяти фракций после роторного

измельчения по сравнению с пресс-валковым снижается в 3 раза.

Количество изометричных зёрен ($l/b \leq 1,3$) после пресс-валкового и роторного измельчения изменяется в интервале 33–46 % (рис. 7, б). Наибольшее количество изометричных зёрен (40–46 %) обеспечивает роторное измельчение. После пресс-валкового измельчения содержание изометричных зёрен изменяется в интервале от

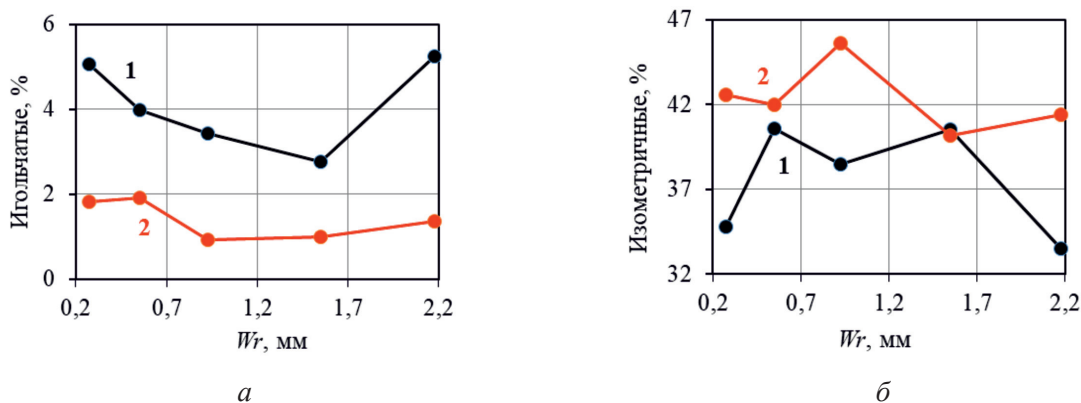


Рис. 7. Содержание игольчатых (а) и изометричных (б) зерен после пресс-валкового (1) и роторного (2) измельчения в зависимости от среднего размера ячеек верхнего и нижнего сит фракции Wm

Fig. 7. Content of needle-like (a) and isometric (b) grains after roller-press (1) and rotary (2) grinding, depending on the average cell size of the upper and lower sieves of the Wm fraction

33 до 41 %. Количество изометричных зёрен после роторного измельчения в среднем составляет около 42 %, а после пресс-валкового измельчения – 37 %, что на 5 % меньше.

Выводы

1. После пресс-валкового и роторного измельчений распределение коэффициента формы зёрен подчиняется закону максимального значения. Распределение геометрических параметров, на основании которых рассчитаны значения коэффициентов формы, подчиняются следующим законам распределения: длина зёрен – закону максимального значения; ширина зёрен – закону нормального распределения.

2. В связи тем, что из трех анализируемых геометрических параметров только распределение ширины зёрен подчиняется нормальному закону распределения, невыполнимо обязательное условие применения критерия Пирсона: анализируемые выборки геометрических параметров должны подчиняться закону нормального распределения. В связи с этим для оценки силы связи использовали ранговый критерий Спирмена.

3. Получены следующие значения коэффициента ранговой корреляции Спирмена ρ : между параметрами длины l и ширины b зёрен ρ не превышает 0,3, связь прямая, слабая; между параметрами ширины b и коэффициента формы l/b зёрен ρ изменяется в интервале от $-0,35$ до $-0,50$, связь обратная, средняя; между параметрами

длины l и коэффициента формы l/b зёрен ρ более 0,7, связь прямая, высокая.

4. На примере графических зависимостей между геометрическими параметрами зёрен фракций 2 показано, что количество зёрен, длина которых приближается к граничным размерам в интервале $l \geq 4650$ мкм, после пресс-валкового измельчения значительно больше по сравнению с роторным.

5. После роторного измельчения количество изометричных зёрен, по сравнению с пресс-валковым, возрастает в среднем на 5 %, в самой крупной фракции – на 8 %. Пресс-валковый способ измельчения отличается повышенным содержанием игольчатых зёрен. Среднее содержание игольчатых зёрен в пяти фракциях составляет около 4 %. После роторного измельчения количество игольчатых зёрен снижается в 3 раза. Содержание игольчатых зёрен возрастает от крупных фракций к мелким и от роторного измельчения к пресс-валковому.

Список литературы

1. Богуцкий В.Б., Шрон Л.Б. Изменение характеристик рабочей поверхности шлифовального круга за период его стойкости // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Машиностроение. – 2019. – Т. 19, № 2. – С. 66–74. – DOI: 10.14529/engin190206. – EDN EXAFOD.
2. Братан С.М., Харченко А.О., Часовитина А.С. Анализ и моделирование закономерностей изменения размеров профилей абразивных зёрен и пло-



щадок износа в процессе шлифования // Вестник современных технологий. – 2020. – № 1 (17). – С. 43–48. – EDN FIUUSO.

3. Characterization of grain geometrical features for monolayer brazed grinding wheels based on grain cross-sections / J. Chen, C. Cui, G. Huang, H. Huang, X. Xu // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 105. – P. 1425–1436. – DOI: 10.1007/s00170-019-04354-1.

4. Современные представления о плавных и спеченных огнеупорных заполнителях / М. Шнабель, А. Бур, Д. Шмидтмайер, С. Чаттерджи, Д. Даттон // Новые огнеупоры. – 2016. – № 3. – С. 107–114. – DOI: 10.17073/1683-4518-2016-3-107-114.

5. Одарченко И.Б., Прусенко И.Н. Роль огнеупорного наполнителя в процессах структурообразования стержневых смесей // Литье и металлургия. – 2017. – № 4 (89). – С. 89–93. – EDN YMRXUZ.

6. Yoshihara N., Takahashi H., Mizuno M. Effect of the abrasive grain distribution on ground surface roughness // International Journal of Automation Technology. – 2022. – Vol. 16 (1). – P. 38–42. – DOI: 10.20965/ijat.2022.p0038.

7. Сазонов С.Е., Емченко Е.А., Стреляная Ю.О. Исследование повышения эффективности процесса шлифования кругами из классифицированного по форме абразивного зерна // Актуальные проблемы в машиностроении. – 2020. – Т. 7, № 3–4. – С. 59–63. – EDN OCXGZG.

8. Шатько Д.Б., Люкишин В.С. Исследование режущей способности единичных абразивных зерен в зависимости от их формы и пространственной ориентации // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2023. – № 5 (159). – С. 23–30. – DOI: 10.26730/1999-4125-2023-5-23-30. – EDN QIVLVI.

9. Korotkov A., Korotkov V. Grinding tools made of grains with controlled shape and orientation // MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol. 224. – P. 01071. – DOI: 10.1051/mateconf/201822401071.

10. Гаришин А.П., Федотова С.М. Абразивные материалы и инструменты. Технология производства. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. – 1009 с. – ISBN 978-5-7422-1853-1. – EDN QNEQXH.

11. Tamás L., Rácz Á. Comparison of particle size and shape distribution of corundum produced by industrial ball mill and material bed compression // Multidisciplinary tudományok. – 2021. – Vol. 11. – P. 59–67. – DOI: 10.35925/j.multi.2021.5.6.

12. Li Z., Zhai H., Tan M. Particle shape characterization of brown corundum powders by SEM and image analysis // IET Conference Publications. – 2006. – P. 1310–1313. – DOI: 10.1049/cp:20060969.

13. Machine learning reveals the influences of grain morphology on grain crushing strength / Y. Wang, G. Ma, J. Mei, Y. Zou, D. Zhang, W. Zhou, X. Cao // Acta Geotechnica. – 2021. – Vol. 16. – P. 3617–3630. – DOI: 10.1007/s11440-021-01270-1.

14. Crushing mechanism analysis of sintered ore and study of particle size distribution pattern after crushing / P. Tang, B. Dai, Z. Zhou, W. Ma // Iron-making & Steelmaking: Processes, Products and Applications. – 2024. – Vol. 51. – P. 527–545. – DOI: 10.1177/03019233241248987.

15. Ajaka O., Akinbinu V. Design, fabrication and performance analysis of a planetary roll mill for fine grinding // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. – 2011. – Vol. 6. – P. 75–90.

16. Comminution behavior and mineral liberation characteristics of low-grade hematite ore in high pressure grinding roll / J. Cao, L. Liu, Y. Han, A. Feng // Physicochemical Problems of Mineral Processing. – 2019. – Vol. 55. – P. 575–585. – DOI: 10.5277/ppmp18169.

17. Люкишин В.С., Шатько Д.Б. Совершенствование процесса сортировки абразивов по форме // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2022. – № 4 (152). – С. 13–22. – DOI: 10.26730/1999-4125-2022-4-13-22.

18. Shatko D.B., Lyukshin V.S., Strelnikov P.A. Separation of abrasive materials according to the form // Materials Science Forum. – 2018. – Vol. 927. – P. 35–42. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.927.35. – EDN YBJVML.

19. Вайсберг Л.А., Устинов И.Д. Феноменология вибрационной классификации и усреднения по крупности гранулярных материалов // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. – 2019. – Т. 25, № 1. – С. 181–189. – DOI: 10.18721/JEST.25118. – EDN ZFDLBB.

20. Байдакова Н.В. О принципах управления технологической частью классификатора типа ВДК на операциях спецрассева абразивных материалов // Тяжелое машиностроение. – 2023. – № 4. – С. 29–32. – EDN CGFJRJ.

21. Патент № 2236303 С1 Российская Федерация, МПК В03С 7/08. Устройство для сепарации шлифовальных зерен по форме: № 2003113373/03: заявл. 06.05.2003; опубл. 20.09.2004 / А.Н. Коротков, С.А. Костенков, В.С. Люкишин, Н.В. Прокаев; заявитель ВолгГТУ. – EDN ZLNEOM.

22. ОАО «Волжский абразивный завод»: сайт. – URL: <https://vabz.ru/> (дата обращения: 21.08.2025).

23. Коротков А.Н., Дубов Г.М. Повышение эффективности отрезного шлифования // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – № 4 (41). – С. 4–6. – EDN JVIEYN.

24. Программа для автоматизированного определения геометрических параметров шлифовально-го зерна по фотографии «Зерно НМ ВПИ»: свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2011610144 от 11.01.2011 / В.А. Носенко, А.А. Ры-

банов, И.А. Макушкин, А.А. Шегай, К.А. Букштано-вич; ВолгГТУ.

25. Гмурман В.Е. Теория вероятностей и математическая статистика. – 12-е изд. – М.: Юрайт, 2012. – 478 с. – ISBN 978-5-9916-1589-1. – EDN QJYTKV.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



The effect of the grinding method on the grain shape coefficient of black silicon carbide

Vladimir Nosenko^{1, a, *}, Daniel Rivas Peres^{2, b}, Aleksey Aleksandrov^{1, c}, Aleksandr Sarazov^{1, d}

¹ Volzhsky Polytechnic Institute (branch) of Volgograd State Technical University, 43a Engelsa str., Volzhskiy, 404120, Russian Federation

² JSC "Volzhsky Abrasive Plant", 169 F.G. Loginov Str., Volzhsky, 404119, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5074-1099>,  vladim.nosenko2014@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0000-7733-236X>,  rivas-peres_de@vabz.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0003-1986-9139>,  alexalexal2011@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0007-3052-5691>,  sarazov_av@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 April 2025

Revised: 05 May 2025

Accepted: 05 August 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Black silicon carbide

Fractions

Length

Width

Shape coefficient

Grinding methods

Correlation and regression analysis

Funding

The study was carried out with the financial support of JSC Volzhsky Abrasive Plant, Contract no. 4990/02/2024-13/48-24.

ABSTRACT

Introduction. JSC Volzhsky Abrasive Plant is the sole producer of silicon carbide in Russia and the largest producer in Europe. The company employs various methods, equipment, and technologies for grinding abrasive materials, which influence the geometric parameters of the grains. The most prominent and widely used methods for grinding silicon carbide in current production are roller-press grinding and rotary grinding. **The purpose of this work** is to study the effect of the roller-press and rotary methods of grinding black silicon carbide, which are used at the JSC Volzhsky Abrasive Plant, on the shape factor, length, and width of the grains in the sample fractions. **Research methods.** The initial material obtained in accordance with the current technological process was selected after crushing in a rod mill. One sample was crushed using the roller-press method, and the other was crushed using the rotary method. The crushed silicon carbide was sieved into fractions using a *Ro-Tap* sieve analyzer. The geometric parameters and grain shape were determined in five fractions, and 800 grains were measured in each fraction. The horizontal projection of the grain profile was obtained using an *Altami SM0870-T* optical stereoscopic microscope. Special software was used to process the projections and determine the geometric parameters. **Results and discussion.** It has been established that the shape factor and grain length follow the maximum value law, while the width follows the normal distribution law. The strength of the correlation between geometric parameters ranges from weak to strong, and the direction of the relationships varies from positive to negative. Graphical dependencies are presented, demonstrating the correlation and regression relationships between the geometric parameters of the grains in the fractions. Rotary grinding results in an average increase of 5% in the number of isometric grains compared to roller-press grinding, while the number of needle-like grains decreases by a factor of 3. The research findings are intended for optimizing the formulation and manufacturing technology of abrasive and refractory products.

For citation: Nosenko V.A., Rivas Perez D.E., Aleksandrov A.A., Sarazov A.V. The effect of the grinding method on the grain shape coefficient of black silicon carbide. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 108–121. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-108-121. (In Russian).

References

1. Bogutsky V.B., Shron L.B. Izmenenie kharakteristik rabochei poverkhnosti shlifoval'nogo kruga za period ego stoikosti [Change in the characteristics of the grinding wheel face during its redress life]. *Vestnik YuUrGU. Seriya: Mashinostroenie = Bulletin of the South Ural State University. Series: Mechanical Engineering*, 2019, vol. 19, no. 2, pp. 66–74. DOI: 10.14529/engin190206.
2. Bratan S.M., Kharchenko A.O., Chasovitina A.S. Analiz i modelirovanie zakonomernostei izmeneniya razmerov profilei abrazivnykh zeren i ploshchadok iznosa v protsesse shlifovaniya [Analysis and modeling of patterns

* Corresponding author

Nosenko Vladimir A., D.Sc. (Engineering), Professor, Head of department
 Volzhsky Polytechnic Institute
 (branch) of Volgograd State Technical University,
 43a Engelsa str.,
 404120, Volzhskiy, Russian Federation
 Tel.: +7 904 403-31-74, e-mail: vladim.nosenko2014@yandex.ru

of changes in the size of profiles of abrasive grains and platforms wear in the grinding process]. *Vestnik sovremennykh tekhnologii = Journal of Modern Technologies*, 2020, no. 1, pp 43–48.

3. Chen J., Cui C., Huang G., Huang H., Xu X. Characterization of grain geometrical features for monolayer brazed grinding wheels based on grain cross-sections. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 105, pp. 1425–1436. DOI: 10.1007/s00170-019-04354-1.

4. Schnabel M., Buhr A., Schmidtmeier D., Chatterjee S., Dutton J. Sovremennye predstavleniya o plavlenykh i spechennykh ogneupornykh zapolnitelyakh [The modern concepts of the fused and sintered refractory aggregates]. *Novye ogneupory = New Refractories*, 2016, no. 3, pp. 107–114. DOI: 10.17073/1683-4518-2016-3-107-114.

5. Odarchenko I.B., Prusenko I.N. Rol' ogneupornogo napolnitelya v protsessakh strukturoobrazovaniya sterzhnykh smesei [The role of refractory filler in the processes of structural formation of core mixtures]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 89–93.

6. Yoshihara N., Takahashi H., Mizuno M. Effect of the abrasive grain distribution on ground surface roughness. *International Journal of Automation Technology*, 2022, vol. 16 (1), pp. 38–42. DOI: 10.20965/ijat.2022.p0038.

7. Sazonov S.E., Emchenko E.A., Strelyanaya Yu.O. Issledovanie povysheniya effektivnosti protsessa shlifovaniya krugami iz klassifitsirovannogo po forme abrazivnogo zerna [Study of increasing efficiency of the circular grinding process from classified by the form of abrasive grain]. *Aktual'nye problemy v mashinostroenii = Actual Problems in Machine Building*, 2020, vol. 7, no. 3–4, pp. 59–63.

8. Shatko D.B., Lyukshin V.S. Issledovanie rezhushchei sposobnosti edinichnykh abrazivnykh zeren v zavisimosti ot ikh formy i prostranstvennoi orientatsii [Investigation of cutting capacity of single abrasive grains depending on their shape and spatial orientation]. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Kuzbass State Technical University*, 2023, no. 5, pp. 23–30. DOI: 10.26730/1999-4125-2023-5-23-30.

9. Korotkov A., Korotkov V. Grinding tools made of grains with controlled shape and orientation. *MATEC Web of Conferences*, 2018, vol. 224, p. 01071. DOI: 10.1051/mateconf/201822401071.

10. Garshin A.P., Fedotova S.M. *Abrazivnye materialy i instrumenty. Tekhnologiya proizvodstva* [Abrasive materials and tools. Manufacturing technology]. St. Petersburg, Polytechnic University Publ., 2008. 1009 p. ISBN 978-5-7422-1853-1.

11. Tamás L., Rácz Á. Comparison of particle size and shape distribution of corundum produced by industrial ball mill and material bed compression. *Multidiszciplináris tudományok*, 2021, vol. 11, pp. 59–67. DOI: 10.35925/j.multi.2021.5.6.

12. Li Z., Zhai H., Tan M. Particle shape characterization of brown corundum powders by SEM and image analysis. *IET Conference Publications*, 2006, pp. 1310–1313. DOI: 10.1049/cp:20060969.

13. Wang Y., Mei J., Zou Y., Zhang D., Cao X. Machine learning reveals the influences of grain morphology on grain crushing strength. *Acta Geotechnica*, 2021, vol. 16, pp. 3617–3630. DOI: 10.1007/s11440-021-01270-1.

14. Tang P., Dai B., Zhou Z., Ma W. Crushing mechanism analysis of sintered ore and study of particle size distribution pattern after crushing. *Ironmaking & Steelmaking: Processes, Products and Applications*, 2024, vol. 51, pp. 527–545. DOI: 10.1177/03019233241248987.

15. Ajaka O., Akinbinu V. Design, fabrication and performance analysis of a planetary roll mill for fine grinding. *ARNP Journal of Engineering and Applied Sciences*, 2011, vol. 6, pp. 75–90.

16. Cao J., Liu L., Han Y., Feng A. Comminution behavior and mineral liberation characteristics of low-grade hematite ore in high pressure grinding roll. *Physicochemical Problems of Mineral Processing*, 2019, vol. 55, pp. 575–585. DOI: 10.5277/ppmp18169.

17. Lyukshin V.S., Shatko D.B. Sovershenstvovanie protsessa sortirovki abrazivov po forme [Improving the process of sorting abrasives by shape]. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Kuzbass State Technical University*, 2022, no. 4 (152), pp. 13–22. DOI: 10.26730/1999-4125-2022-4-13-22.

18. Shatko D.B., Lyukshin V.S., Strelnikov P.A. Separation of abrasive materials according to the form. *Materials Science Forum*, 2018, vol. 927, pp. 35–42. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.927.35.

19. Vaisberg L.A., Ustinov I.D. Fenomenologiya vibratsionnoi klassifikatsii i usredneniya po krupnosti granulyarnykh materialov [Phenomenology for vibration-induced size segregation and mixing of granular materials]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbPU. Estestvennye i inzhenernye nauki = St. Petersburg Polytechnic University Journal of Engineering Science and Technology*, 2019, vol. 25, no. 1, pp. 181–189. DOI: 10.18721/JEST.25118.

20. Baidakova N.V. O printsipakh upravleniya tekhnologicheskoi chast'yu klassifikatora tipa VDK na operatsiyakh spetsrasseva abrazivnykh materialov [Principles of the engineering management of the classifier

of TAC type on operations of the special sieving of abrasive materials]. *Tyazheloe mashinostroenie = Heavy Mechanical Engineering*, 2023, no. 4, pp. 29–32.

21. Korotkov A.N., Kostenkov S.A., Lyukshin V.S., Prokaev N.V. *Ustroistvo dlya separatsii shlifoval'nykh zeren po forme* [Device for separation of abrasive grains by shape]. Patent RF, no. 2236303, 2004.

22. OAO «Volzhskii abrazivnyi zavod» [OJSC “Volzhsky Abrasive Works”]. Website. Available at: <https://vabz.ru/> (accessed 21.08.2025).

23. Korotkov A.N., Dubov G.M. Povyshenie effektivnosti otreznogo shlifovaniya [Increase in cutoff grinding efficiency]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2008, no. 4 (41), pp. 4–6.

24. Nosenko V.A., Rybanov A.A., Makushkin I.A., Shegai A.A., Bukshtanovich K.A. *Programma dlya avtomatizirovannogo opredeleniya geometricheskikh parametrov shlifoval'nogo zerna po fotografii «Zerno NM VPI»* [Program for automated determination of geometric parameters of abrasive grain by photograph ‘Zerno NM VPI’]. The Certificate on official registration of the computer program, no. 2011610144, 2011.

25. Gmurman V.E. *Teoriya veroyatnostei i matematicheskaya statistika* [Probability theory and mathematical statistics]. 12th ed. Moscow, Yurait Publ., 2012. 478 p. ISBN 978-5-9916-1589-1.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование процесса поверхностного обезуглероживания стали 20 после цементации и термической обработки

Юлия Карлина^{1, а, *}, Владимир Конюхов^{2, 3, b}, Татьяна Опарина^{2, c}

- ¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия
² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия
³ Череповецкий государственный университет, ул. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, jul.karlina@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>, konyukhov_vyu@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>, martusina2@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.785.52

История статьи:

Поступила: 28 февраля 2025
Рецензирование: 13 марта 2025
Принята к печати: 14 мая 2025
Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Углерод
Феррит
Мартенсит
Нагрев
Цементация
Закалка
Температура
Охлаждение
Выдержка
Длительность
Обезуглероживание
Твердость

АННОТАЦИЯ

Введение. В промышленности используют метод цементации с твердым карбюризатором для насыщения поверхностного слоя углеродом. На практике необходимо максимально предотвратить или уменьшить обезуглероживание поверхностного слоя стали – либо применять защитную атмосферу, либо производить нагрев в условиях, при которых процесс окисления поверхностного слоя металла происходит быстрее, чем процесс обезуглероживания. В процессе обезуглероживания в поверхностном слое формируется структура феррита, при контактных нагрузках она снижает сопротивление зарождению трещин в поверхностном слое и повышает вероятность усталостного разрушения изделия в целом. **Цель работы:** оценить влияние температуры нагрева под цементацию и последующую закалку, а также влияние длительности выдержки на глубину обезуглероживания в процессе химико-термической обработки низкоуглеродистой стали. **Методы исследования.** Определение химического состава стали в состоянии поставки. Анализы были выполнены с использованием оптического эмиссионного спектрометра модели LAVFA18B Spectrolab. Для целей исследования была выбрана нелегированная доэвтектоидная сталь Ст20 с исходной микроструктурой феррит-перлит. Образцы имели прямоугольную форму со средними размерами 50×10×10 мм. Насыщение углеродом проводили с одной стороны (со стороны насыпанного карбюризатора, обратную поверхность образцов защищали слоем глины). Образцы помещали в металлический контейнер и засыпали карбюризатором слоем 25...30 мм, закрывали крышкой и герметизировали. Насыщение углеродом проводили при 900 °С в течение 4...8 часов. После выдержки образцы доставали из печи, он охлаждался на воздухе. Закалку проводили в печи на воздухе (влажность не измерялась) при температурах нагрева печи 780, 850 и 950 °С и времени выдержки 4 и 6 часов в лабораторной электропечи сопротивления с объемом камеры 22 дм³. Проводили металлографическое исследование и измерение микротвердости. **Результаты и обсуждение.** В ходе экспериментов отмечено, что температура нагрева под цементацию и закалку играет важную роль в обезуглероживании. При температуре 700 °С явление обезуглероживания не наблюдалось, это указывает на то, что реакция обезуглероживания не происходила в образцах при температуре ниже 700 °С. Когда температура составляет более 750 °С, образец имеет очевидное обезуглероживание, ферритная структура столбчатая, перпендикулярная поверхности обезуглероживания. Частично обезуглероживанный слой появляется в образце при температуре 850 °С, а толщина полностью обезуглероживанного слоя уменьшается. После 900 °С образец в основном представляет собой частично обезуглероживанный слой, потому что при этой температуре структура стали полностью аустенитная. После 1000 °С толщина слоя увеличивается быстро, показывая экспоненциальный рост. Проведенные эксперименты показали влияние времени нагрева и выдержки на глубину обезуглероживанного слоя. Представленные результаты будут востребованы при проведении химико-термической обработки изделий, к которым предъявляются высокие требования по поверхностной твердости.

Для цитирования: Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование процесса поверхностного обезуглероживания стали 20 после цементации и термической обработки // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 122–136. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-122-136.

Введение

В настоящее время стали являются одними из наиболее широко используемых материалов в различных промышленных видах деятельности, поскольку они легко доступны, обрабаты-

ваемые и свариваемы [1]. Поверхности деталей машин, инструментов и крепёжных изделий воспринимают воздействие внешних сил и должны обладать повышенной прочностью и износостойкостью. Как правило, улучшенные механические свойства поверхности сталей могут быть достигнуты путем изменения микроструктуры и химического состава. Обычно это контролируется использованием высокоуглеродистых легированных сталей и различных термических или термохимических обработок [1, 2].

*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет,
Ярославское шоссе, 26,
129337, г. Москва, Россия
Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

Полезность применения термической обработки к углеродистым сталям ($C\% < 0,25$) остается ограниченной, поскольку этот тип обработки не улучшает в достаточной степени свойства поверхности (твердость, износостойкость, ударопрочность, усталость и др.) для удовлетворения жестким требованиям к поверхности контактирующих деталей [1–10].

Среди способов химико-термической обработки науглероживание (с использованием твердой, газовой, жидкой насыщающей смеси) является одним из наиболее эффективных методов обработки, который направлен на поверхностное обогащение поверхности углеродом в атомарном состоянии (от 0,7 до 0,9 масс. %) путем его диффузии в аустенитной фазе (от 870 до 980 °C в зависимости от процесса) с последующей закалкой и отпуском для улучшения механических свойств поверхности в соответствии с уменьшающимся градиентом углерода на очень ограниченной глубине, не достигающей сердцевины [1–5]. С учетом этого факта появляется возможность снизить стоимость конечного изделия за счет использования углеродистых сталей ($C\% < 0,25$) вместо дорогих высокоуглеродистых легированных сталей. С другой стороны, присутствие углерода ограничит измельчение зерна на поверхности стали, что подавляет подвижность пластической деформации во время взаимодействия твердого тела с твердым телом [5–8].

В последнее время различные исследователи активно занимаются разработкой поверхности слоя металла с образованием градиентных твердых фаз, используя различные технологические способы поверхностного легирования углеродом, азотом, бором и др. [6, 7].

В работах [7–13] провели исследование влияния легирующих элементов, таких как Si, Ni, Cr и Mo, на характеристики науглероживания сталей. Показано значительное влияние этих легирующих элементов на поведение науглероживания сталей AISI 1018, 4820, 5120 и 8620. Авторы считают, что обезуглероживание является обратным процессом науглероживания, и делают вывод, что легирующие элементы также будут сильно влиять на обезуглероживание стали. Экспериментальные результаты показали, что Si способствует обезуглероживанию феррита, в то время как Cr препятствует этому в высокоуглеродистых сталях.

В работе [15] изучали влияние некоторых легирующих элементов на обезуглероживание стали TRIP (пластичность, вызванная трансформацией). Экспериментальные результаты показали, что увеличение содержания Si и P ускоряет обезуглероживание. По сути, обезуглероживание представляет собой процесс, при котором атомы углерода внутри материала диффундируют наружу и реагируют с печным газом. Поэтому влияние легирующих элементов на обезуглероживание стали в первую очередь сказывается на диффузии атомов углерода.

Многие авторы [1–8] исследовали термодинамику и коэффициенты активности углерода в гранцентрированных кубических (ГЦК) тройных сплавах Fe-Mn-C, Fe-Si-C, Fe-Ni-C и др. Экспериментальные результаты показали, что Mn снижает коэффициент активности углерода в аустените, что в свою очередь снижает коэффициент диффузии углерода. С другой стороны, влияние Si на коэффициент диффузии C в аустените противоположно влиянию Mn. Хотя экспериментальные методы могут раскрыть влияние легирующих элементов на диффузию атомов C, выяснение лежащего в основе механизма на атомном уровне остается сложной практической задачей.

В практике многих предприятий легко реализуемым, простым и недорогим способом науглероживания деталей машин и механизмов из низкоуглеродистых сталей является метод с использованием твердого карбюризатора. В промышленности [1, 2] традиционно применяется схема двухстадийного процесса: первая стадия – насыщение деталей углеродом с использованием твердого карбюризатора и охлаждением на воздухе; вторая стадия – закалка с отпуском. Для сокращения времени цементации назначают температуру нагрева и выдержки в диапазоне 900...1150 °C [10, 11]. Обязательным требованием к деталям, поступающим на такую обработку, является задание припуска 1...3 мм на последующую механическую обработку с целью удаления обезуглероженного слоя. Добавление в эти стали большого количества углерода и других легирующих элементов приводит к серьезной сегрегации состава и поверхностному обезуглероживанию изделий.

Сообщалось, что сегрегация состава и обезуглероживание отрицательно сказываются на

ударной вязкости, усталостной долговечности, износостойкости и других свойствах, которые имеют решающее значение для эксплуатационных характеристик среднеуглеродистых сталей [4–7]. Обезуглероживание снижает поверхностную твердость и усталостную прочность стали и сокращает срок ее службы [1, 2, 8–13].

Обезуглероживание поверхности стали приводит к недостаточной твердости в области поверхности из-за снижения углерода, что значительно сокращает усталостную долговечность. Очевидно, что, когда сталь нагревается до высоких температур без защитной атмосферы, поверхностный слой будет реагировать с кислородом, углекислым газом или паром в атмосфере печи, вызывая окисление и обезуглероживание одновременно [1, 2]. Обезуглероживание является классическим явлением поверхностной деградации при термической обработке сталей [14].

Для предотвращения обезуглероживания были предприняты большие усилия по разработке антиобезуглероживающих покрытий [6–10]. Обезуглероживание стали подвергается влиянию многих факторов, включая температуру и продолжительность нагрева [1, 2], атмосферу [12, 13], легирующие элементы [2, 7, 9], характеристики слоя окалина [1], электрическое поле [2] и др. Среди них температура нагрева и продолжительность нагрева были предложены в качестве двух наиболее важных управляющих переменных согласно практическому опыту работы [1, 2, 15, 16–22].

Цель работы: оценить влияние температуры нагрева под цементацию и закалку, а также влияние длительности выдержки на глубину обезуглероженного слоя в процессе закалики.

Материалы и методы исследований

Химический состав стали в состоянии поставки определяли с использованием оптического эмиссионного спектрометра модели LAVFA18B Spectrolab. Для целей исследования была выбрана нелегированная дозвтектоидная сталь Ст20, соответствующая ГОСТ 1050–2013, с исходной микроструктурой феррит-перлит. Для исследований из прокатного листа стали 20 вырезали образцы прямоугольной формы со средними размерами 50×10×10 мм. Провели ме-

ханическую зачистку и шлифовку образцов, поверхности не имели следов оксидов.

В качестве цементируемой смеси использовали карбюризатор, который представляет собой зерна древесного угля размером 3,6...10 мм, покрытые пленкой углекислого бария по ГОСТ 2407–83. Насыщение углеродом проводили с одной стороны (со стороны насыпанного карбюризатора, обратная поверхность образцов защищалась слоем глины). Образцы помещали в металлический контейнер, засыпали карбюризатором слоем 25...30 мм, закрывали крышкой и герметизировали. Рабочую температуру процесса насыщения поверхности образцов углеродом установили 900 °С, время насыщения – 4...8 часов [1, 2]. После этого ящик с образцами доставали из печи, он охлаждался на воздухе. Образцы очищали от окалина с использованием шлифовальной машины.

Влияние поверхностных оксидов на кинетику обезуглероживания было устранено за счет операции шлифования образцов перед закалкой, поскольку оксиды, присутствующие на поверхности, увеличивают видимое обезуглероживание [1, 2]. Закалку проводили в печи на воздухе (влажность не измерялась) при температурах нагрева печи T , равных 780, 850 и 950 °С, и времени выдержки 4 и 6 часов в лабораторной электропечи сопротивления с объемом камеры $V = 22 \text{ дм}^3$. Каждый образец помещался в одно и то же место в предварительно разогретой печи – на огнеупорный кирпич в середине камеры. Это обеспечивало одинаковые условия и максимально быстрый нагрев каждого образца до температуры закалики.

Температуры нагрева контролировались с помощью сертифицированной контактной термопары, которая во время нагрева касалась боковой поверхности образца (она вводилась в печь через небольшое отверстие в дверке печи). Время нагрева отсчитывалось от момента достижения температуры на контрольном термометре в печи. Колебание температуры во время нагрева составляло $T_a - 1 \text{ °C} \leq T \leq T_a + 3 \text{ °C}$, где T_a – температура окружающей среды. После выдержки в печи проводили закалку в воде. Глубина обезуглероживания [1, 2, 14] исследовалась с помощью оптической микроскопии двумя способами: традиционно – с использованием оптического микроскопа, оснащенного сеткой, а также с по-

мощью компьютерного – по изображению на экране. Металлографические образцы были подготовлены с применением влажной шлифовальной бумаги SiC грануляцией до 4000, полировки алмазной пастой 1/4 мкм и травления 3%-м раствором HNO_3 в этаноле.

Обезуглероживание различных поверхностей (верхней и боковых поверхностей, контактирующих с атмосферой; нижней поверхности, контактирующей с огнеупорным кирпичом; кромок; углов) неодинаково из-за разной степени окисления этих поверхностей. Обезуглероживание, как правило, всегда больше на поверхностях, которые имеют меньшую способность к окислению. Поэтому нижние поверхности обычно обезуглероживаются сильнее [13, 15]. Наше исследование было сосредоточено только на плоских поверхностях, находящихся в контакте с атмосферой. Обезуглероживание измерялось на трех сечениях, перпендикулярных длинной стороне образца, на верхней и обеих боковых поверхностях образца.

Результаты исследований

Анализ содержания углерода

Поверхностный слой низколегированной стали изначально имел относительно низкое содержание углерода, приблизительно $\alpha = (0,21 \pm 0,06)$ масс. % до науглероживания, что соответствовало исходному количеству углерода низколегированных сталей, как показано в таблице.

Однако после науглероживания различной продолжительности содержание углерода в по-

верхностном слое постепенно увеличивалось. Так, после 4 ч науглероживания содержание углерода составило $\alpha = (0,53 \pm 0,016)$ масс. %, через 6 ч оно достигло $\alpha = (0,68 \pm 0,012)$ масс. %. Были проведены эксперименты и с большим временем насыщения.

Результаты экспериментов представлены на рис. 1–3. Установлено, что увеличение времени насыщения образцов углеродом до 8 ч повышает содержание углерода в поверхностном слое стали. Более того, при насыщении в течение 8 ч и более образцы полностью имеют перлитную структуру с содержанием углерода 0,8 %. На основании этих экспериментов в дальнейшем было принято решение снизить время насыщения до 2 ч с целью минимизации экспериментов.

Микроструктурный анализ

После цементации наблюдалось существенное увеличение толщины поверхностного слоя – более чем на 41 % по мере увеличения времени выдержки (рис. 1 и 2). Толщина слоя возросла примерно с 1100 мкм до более чем 1500 мкм, как показано на рис. 3.

По мере увеличения выдержки в печи при нагреве под закалку появляется обезуглероженный слой. Это видно по результатам измерения микротвердости на рис. 4 и металлографическом анализе поверхности на рис. 5. Влияние температуры нагрева под закалку показано на рис. 6.

В ходе наших экспериментов отмечено, что температура играет важную роль в обезуглероживании. При температуре 700 °C явление обезуглероживания не наблюдалось, это указывает

Влияние времени цементации на содержание углерода в стали 20

Effect of carburization period on carbon content in Steel 20

Химические элементы, % / Chemical elements, %	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr
ГОСТ 1050–2013 / GOST 1050–2013	0,17...0,24	0,17...0,37	0,35...0,65	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25
Факт / Fact	0,21	0,27	0,36	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25
4 часа цементации / Cementation period: 4 hours	0,53	0,27	0,36	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25
6 часов цементации / Cementation period: 6 hours	0,68	0,27	0,36	до 0,035	до 0,030	до 0,30	до 0,25

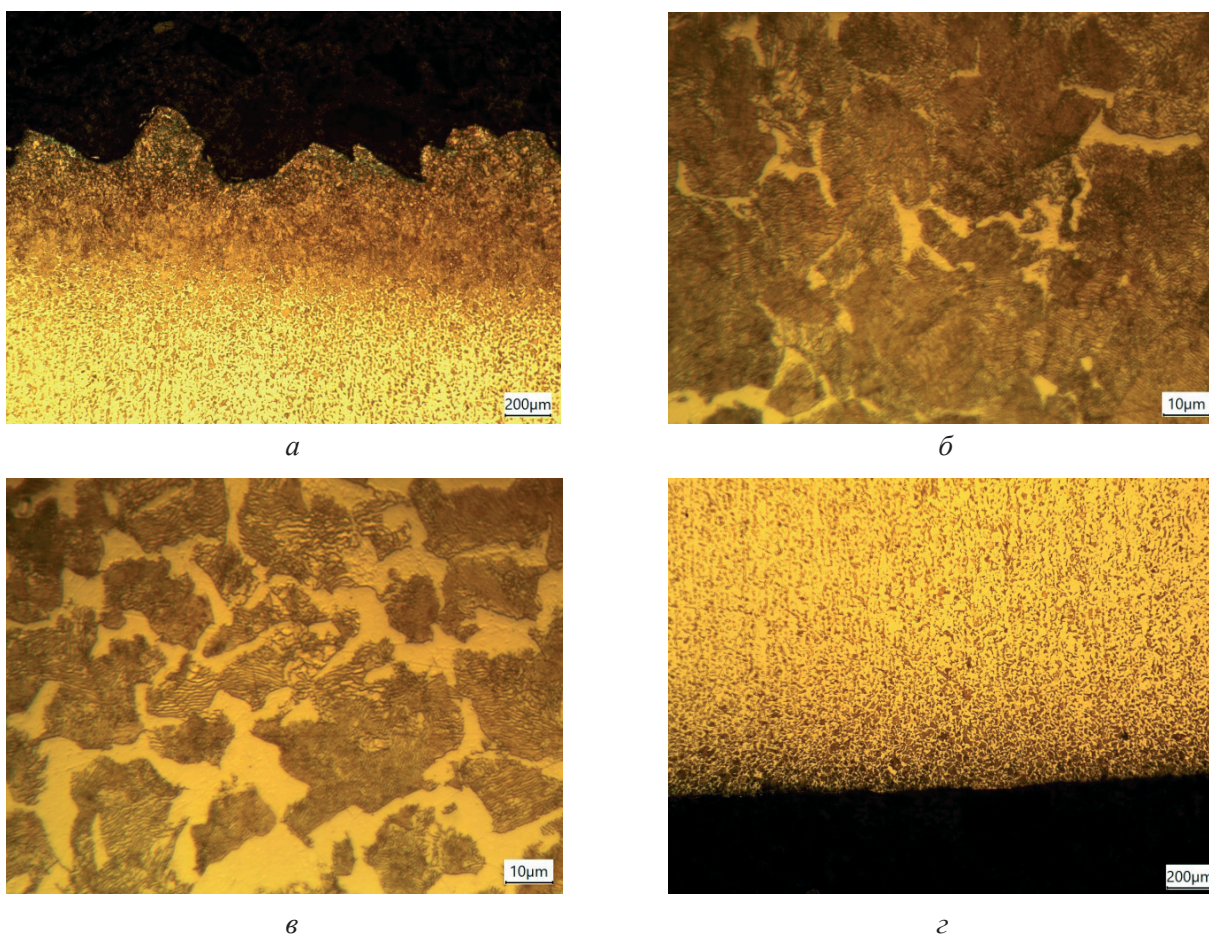


Рис. 1. Микроструктура цементированного слоя стали 20 после выдержки 4 ч при температуре 900 °С:

a – поверхностный слой; *б* – на глубине 100 мкм; *в* – переходный слой к основному металлу; *г* – обратная сторона образца

Fig. 1. The microstructure of the cemented layer of Steel 20 after equalizing for 4 hours at 900 °C:
a – surface layer; *б* – at a depth of 100 μm; *в* – transition layer to the base metal; *г* – reverse side of the sample

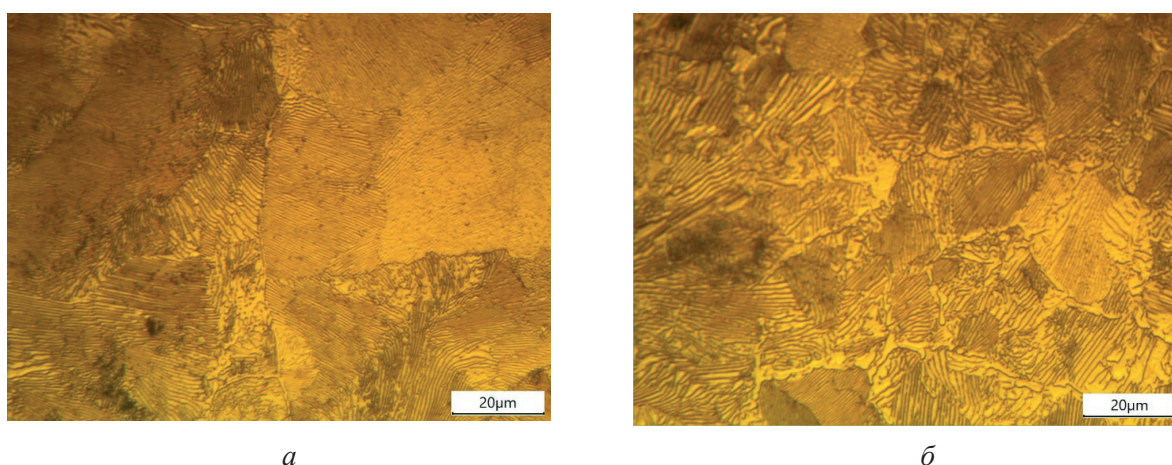


Рис. 2. Структура перлита в цементированном слое стали 20 после выдержки 6 ч при температуре 900 °С:

a – перлитная структура в поверхностном слое; *б* – в середине образца

Fig. 2. Pearlite structure in the carburized layer of Steel 20 after equalizing for 6 hours at 900 °C:
a – pearlite structure in the surface layer; *б* – in the middle of the sample

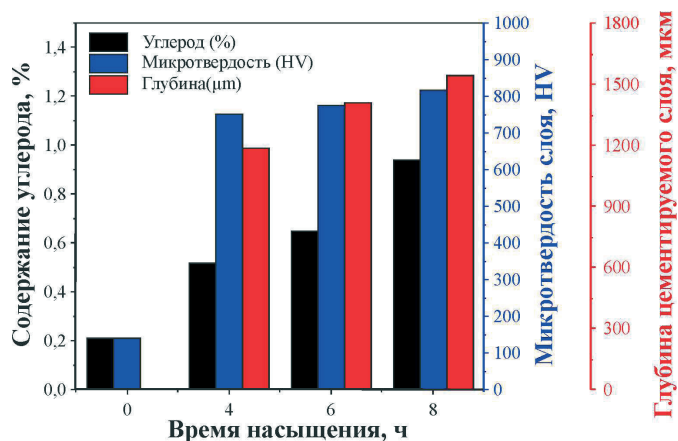


Рис. 3. Сравнительная оценка содержания углерода, микротвердость, глубина цементированного слоя в зависимости от времени насыщения

Fig. 3. Comparative evaluation of carbon content, microhardness, and depth of the cemented layer as a function of saturation period

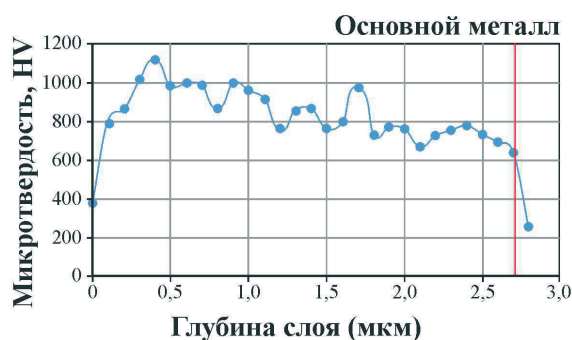
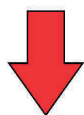
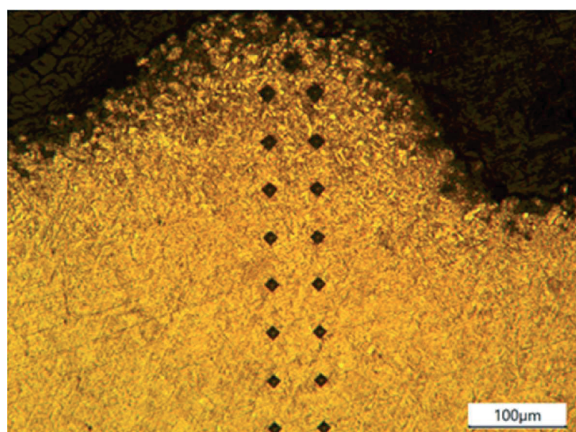
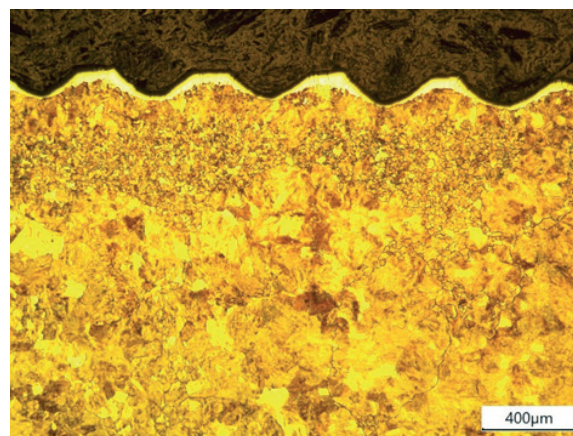
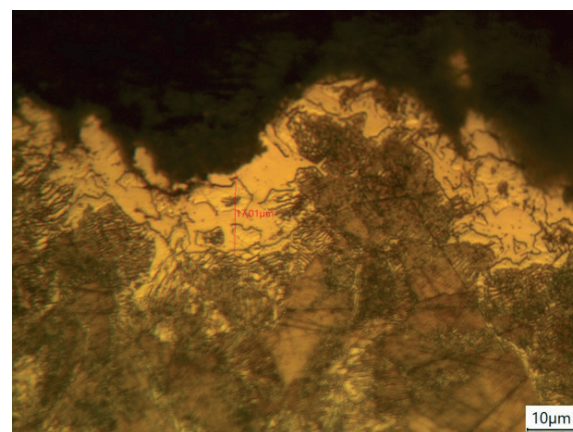


Рис. 4. Фото отпечатков с распределением микротвердости по глубине поверхностного цементированного слоя

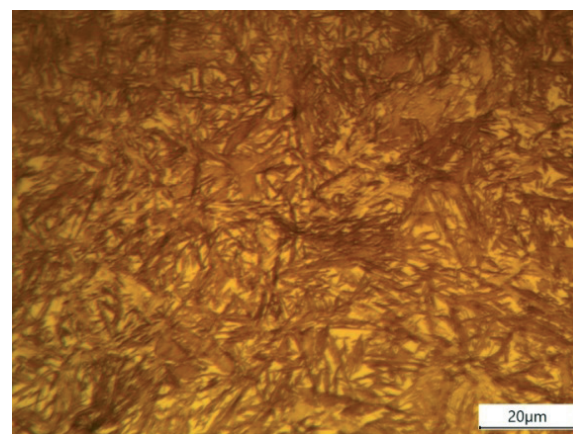
Fig. 4. Photo of point of indentation and graph of microhardness distribution across the depth of the surface cemented layer



а



б



в

Рис. 5. Фото поверхностного слоя после нагрева под закалку 950 °С и выдержки в печи 6 ч:

а, б – обезуглероженный слой при разном увеличении; в – мартенсит закалки в поверхностном слое

Fig. 5. Photo of the surface layer after heating for hardening at 950 °C and equalizing for 6 hours:

а and б – decarburized layer at different magnifications; в – quenched martensite in the surface layer

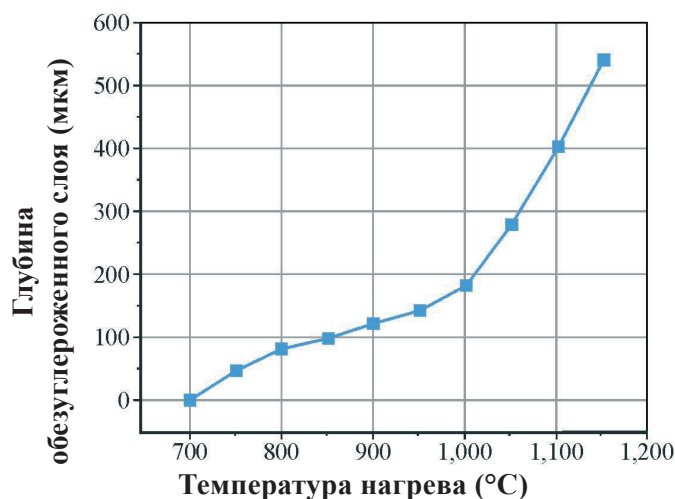


Рис. 6. Влияние температуры нагрева на общую глубину обезуглероживания (время выдержки 50 мин)

Fig. 6. Depth of decarburization as a function of heating temperature (equalizing for 50 min)

на то, что реакция обезуглероживания не происходила в образцах при температуре ниже 700 °С. Когда температура составляет более 750 °С, образец имеет очевидное обезуглероживание и ферритная структура является столбчатой, перпендикулярной поверхности обезуглероживания. Частично обезуглерожженный слой образуется в образце при температуре 850 °С, а толщина полностью обезуглерожженного слоя уменьшается. Обезуглерожженный слой состоит из полного обезуглероживания и частичного обезуглероживания. После 900 °С образец в основном представляет собой частично обезуглерожженный слой, потому что при этой температуре структура стали полностью аустенитная, так как феррит и перлит (смесь цементита и феррита) трансформировались в аустенит. Углерод из аустенита переходит в атмосферу печи и взаимодействует с кислородом печи. Как следствие, материал обедняется по содержанию углерода. Средняя глубина полностью обезуглерожженного слоя каждого образца расположена как показано на рис. 7. Как видно на рис. 6, при температуре нагрева ниже 1000 °С толщина общего слоя обезуглероживания увеличивается медленно. Однако после 1000 °С она увеличивается быстро, показывая экспоненциальный рост. Проведённые эксперименты показали влияние времени нагрева и выдержки на глубину обезуглерожженного слоя (рис. 7).

Глубина обезуглерожженного слоя измерялась с помощью оптического микроскопа, средние

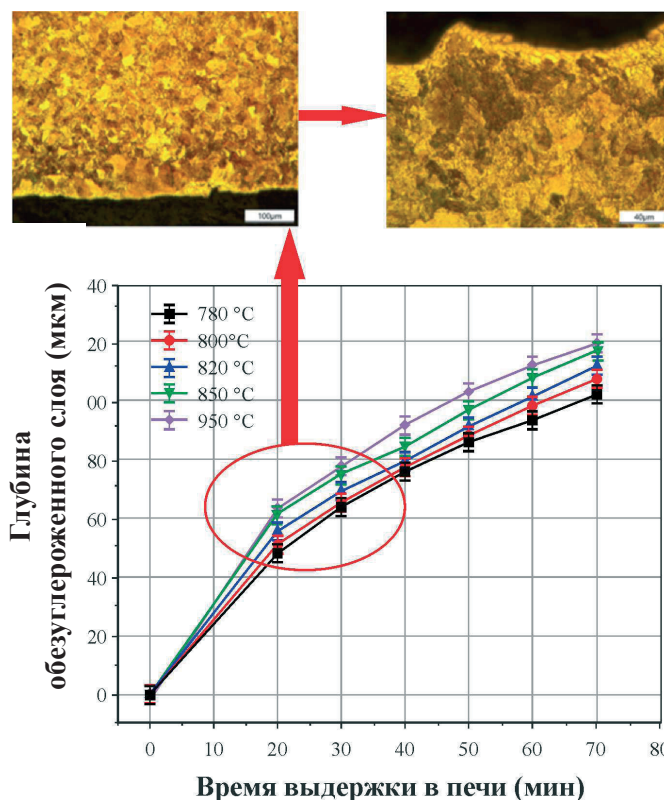


Рис. 7. Влияние температуры нагрева и времени выдержки на общую глубину обезуглероживания

Fig. 7. The effect of heating temperature and equalizing period on the overall depth of decarburization

глубины обезуглероживания образцов представлены на рис. 6. Как видно на рис. 6, глубина обезуглероживания слоя образцов увеличивалась от температуры нагрева по экспоненциальному закону, а от времени выдержки в печи при разных температурах – по параболическому закону (рис. 7), скорость роста постепенно замедлялась.

Для защиты поверхности цементированного слоя необходимо наносить покрытие, которое будет защищать поверхность от контакта с атмосферой печи при нагреве под закалку (рис. 8). Известно, что эффективная глубина цементированного слоя соотносится с твердостью по глубине после закалки 555...600 HV (рис. 8).

Обсуждение результатов

Из анализа литературы [1–12, 17–21] видно, что теоретическое обсуждение глубины обезуглероживания в процессе нагрева является дискуссионным вопросом.

В работах [1, 2] приведены сведения, что в 1946 году Пеннингтон провел всестороннее исследование обезуглероживания углеродистой

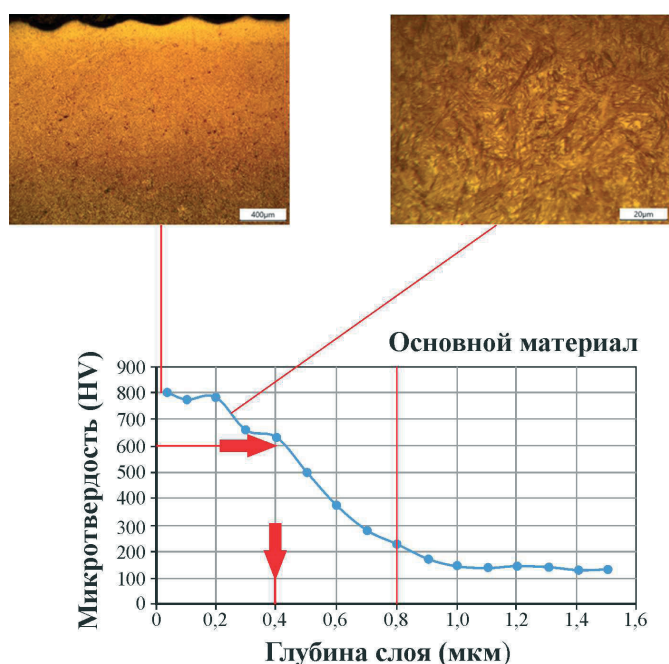


Рис. 8. Микроструктура поверхностного слоя после цементации закалки с защитой поверхности от кислорода

Fig. 8. Microstructure of the surface layer after cementation quenching with surface protection from oxygen

стали в диапазоне 691...927 °С в атмосфере, содержащей 20 % $H_2O - H_2$, при которой окисление стали не могло происходить. В этом исследовании было обнаружено, что ферритная «полоса» образуется на стали при 732...893 °С, но не при 691 и 927 °С, при этом максимальная толщина феррита наблюдалась при 790...815 °С. Пеннингтон объяснил уменьшение толщины феррита к 905 °С снижением растворимости углерода в феррите до нуля при 905 °С. Одним из ограничений анализа Пеннингтона было мнение, что концентрация углерода в образовавшемся феррите была постоянной по всему слою феррита, и, следовательно, диффузия углерода в феррите не способствовала его росту. Одновременное окисление и обезуглероживание изучалось Бирксом и его коллегами в 1970 году. На основании этих исследований было заявлено, что «механизм, посредством которого происходит обезуглероживание сталей, хорошо изучен, особенно в случае простых углеродистых и низколегированных сталей» [1, 2]. Однако объем исследований Биркса и др. был ограничен. Во-первых, исследования были сосредоточены на обезуглероживании, происходящем только в аустените. Во-вторых, хотя и было признано,

что в окислительной атмосфере обезуглероживание происходит посредством реакции между окалиной и растворенным углеродом в стали, Биркс и его коллеги продолжали считать концентрацию углерода на границе раздела «окалина – сталь» нулевой из-за ее низкого значения.

Известно, что на поверхности стали при нагреве в окислительной среде протекает одновременно обезуглероживание и окисление поверхности. По сути, обезуглероживание – это реакция между углеродом в матрице и кислородом, тогда как окисление – реакция между железом и кислородом. Поэтому обезуглероживание тесно связано с окислением, и связь между ними является конкурентной. Образование оксидного слоя на поверхности стали потребляет часть обезуглероженного поверхностного слоя и, таким образом, уменьшает окончательно наблюдаемую толщину обезуглероживания. Поэтому для получения более точных результатов необходимо учитывать процесс окисления. Абсолютную толщину общего обезуглероживания можно рассматривать как сумму толщин наблюдаемого общего обезуглероживания и оксидной окалины. На практике толщина оксидной окалины не может быть точно измерена, так как оксидный слой имеет тенденцию отслаиваться от поверхности образца во время периода охлаждения и последующих манипуляций.

Рассматривая фазовую диаграмму Fe-O [1, 2], мы исходили из гипотезы, что оксидный слой на поверхности железа и нелегированной стали состоит только из одного оксида FeO, который образуется при нагреве на воздухе при температурах $T > 570$ °С. В действительности же, согласно работам [1, 2], высокое парциальное давление кислорода и различные валентные числа железа создают оксидный слой, состоящий из трех различных оксидов при этих температурах. Зафиксирована последовательность от оксида с наименьшим количеством кислорода, наиболее близкого к металлу, до оксида с наибольшим количеством кислорода, наиболее близкого к атмосфере: FeO/Fe₃O₄/Fe₂O₃ – вюстит / магнетит / гематит [1, 2]. Толщина слоя в основном постоянна при $T > 700$ °С, а по содержанию составляет примерно 95 % FeO, 4 % Fe₃O₄ и 1 % Fe₂O₃ [1, 2].

При температуре $T = 570...800$ °С, однако, можно найти результаты [16–22], которые отклоняются с точки зрения как составов, так

и толщины отдельных слоев, что демонстрирует сложность окисления железа и нелегированной стали в этом диапазоне температур [14]. Образование трехслойного оксидного слоя можно объяснить простым способом, используя химические реакции прямого окисления. Механизм формирования трехслойного оксидного слоя на фазовых границах $\text{FeO}/\text{Fe}_3\text{O}_4$ и $\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{Fe}_2\text{O}_3$ остается предметом дискуссий из-за своей сложности, что является следствием специфических транспортных процессов через отдельные оксидные слои [2, 15, 16].

Обсуждая окисление углерода, необходимо, учитывать микроструктуру стали при температуре нагрева и температурный интервал стабильности по CO_2 и CO . Углерод в нелегированной доэвтектоидной стали при температурах $T > A_{c1}$ присутствует только в твердом растворе, растворенном в $\text{Fe-}\alpha$ (феррит) и в $\text{Fe-}\gamma$ (аустенит). Феррит стабилен при $T < A_{c3}$, а аустенит стабилен при $T > A_{c1}$. Углерод реагирует с кислородом, образуя CO и CO_2 во время нагрева стали на воздухе. Реакции прямого окисления углерода кислородом ($\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$ и $2\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{CO}$) пересекаются при $T \approx 700^\circ\text{C}$ [1, 2]. Линии обеих реакций показывают, что при $T > 700^\circ\text{C}$ газ CO более стабилен или что CO предпочтительно образуется при $T > A_{c1}$ [1, 2].

Это означает, что относительно равновесия Будуара ($\text{C} + \text{CO}_2 \leftrightarrow 2\text{CO}$) реакция идет слева направо при $T > 700^\circ\text{C}$ [1, 2, 12, 17] или что существует тенденция к обезуглероживанию при $T > A_{c1}$. Поскольку повышение температуры означает, что углерод преимущественно сгорает с образованием CO , то равновесное содержание CO в образующейся газовой смеси также увеличивается [1, 2].

По мнению [20–22], важно знать, что газовые смеси ($\text{CO} + \text{CO}_2$) вызывают обезуглероживание стали, если их состав находится ниже или правее линии равновесия для этой стали, однако они вызывают науглероживание, если их состав находится выше или левее этой линии.

Во время нагрева под закалку на воздухе обезуглероживание стали инициируется общим окислением стальной поверхности из-за высокого парциального давления кислорода. Реакции окисления и обезуглероживания происходят одновременно, поэтому различные эффекты на оба процесса переплетаются – некоторые пропорци-

онально, а некоторые обратно пропорционально. Как упоминалось ранее, обезуглероживание видимо только в том случае, если окисление стальной поверхности происходит медленнее, чем ее обезуглероживание, т. е. когда окисление углерода и скорость диффузии углерода больше скорости окисления. Видимое обезуглероживание зависит от окислительного потенциала атмосферы в печи под закалку, который также определяет степень окисления поверхности. Это является причиной больших различий в видимом обезуглероживании, происходящем при нагреве на воздухе или, например, в смеси $\text{N}_2 + 2\% \text{O}_2$ [8].

Видимое обезуглероживание всегда больше при нагреве в атмосферах с низким содержанием кислорода [8, 10]. На него также влияет прилегание оксидного слоя к поверхности стали (плохое прилегание оксидного слоя увеличивает обезуглероживание из-за снижения скорости окисления), его проницаемость для газов (непроницаемый оксидный слой снижает обезуглероживание), содержание углерода в стали и скорость охлаждения после нагрева, в то время как различные легирующие элементы влияют на кинетику окисления и обезуглероживания. При низких скоростях охлаждения обезуглероживание также происходит во время охлаждения, особенно в двухфазной ($\alpha + \gamma$) области, где поверхностный ферритный слой утолщается из-за более медленного окисления. В доэвтектоидных нелегированных сталях общее видимое обезуглероживание уменьшается с более высокими скоростями охлаждения. Это является следствием снижения и сближения температур A_{r3} и A_{r1} и обусловленного этим уменьшения содержания феррита за счет повышенного содержания перлита [1, 2]. В какой-то момент для каждой характеристики стали достигается критическая скорость охлаждения, A_{r3} и A_{r1} температуры становятся равными. В этот момент в микроструктуре больше нет доэвтектоидного феррита. Если скорость охлаждения, таким образом, достаточно высока для частично обезуглероженного слоя, то доэвтектоидный феррит больше не будет образовываться и в этом слое, и там будет существовать только перлит.

При еще более высоких скоростях охлаждения в частично обезуглероженном слое образуется бейнит или мартенсит. Из-за этого частично обезуглероженный слой не полностью виден при

более высоких скоростях охлаждения и может исчезнуть при достаточно высокой скорости охлаждения, и только полностью обезуглероженный поверхностный слой останется видимым. Металлографически определяемая глубина обезуглероживания всегда меньше фактической глубины [1, 2]. При металлографическом анализе необходимо также учитывать ограниченную способность человеческого глаза обнаруживать небольшие различия в содержании феррита и перлита или глобулярного цементита в феррите (сфероидизирующее состояние), что дополнительно уменьшает оценочную толщину обезуглероженного слоя и увеличивает погрешность наблюдения. Более точные значения глубины обезуглероживания определяются путем измерения микротвердости, но они все еще не так точны, как фактические глубины, измеренные с помощью химического анализа [19, 22].

Таким образом, в наших экспериментах показано значительное увеличение содержания углерода более чем в 3 раза при более длительном времени выдержки во время процесса науглероживания (рис. 3).

Наблюдаемое увеличение содержания углерода можно объяснить диффузией углерода, на которую влияют как скорость поглощения, так и продолжительность науглероживания. Этот процесс диффузии облегчает реакцию с железом в низколегированной стали для зубчатых передач, что приводит к образованию новой фазы на основе углерода. Подобная тенденция увеличения содержания углерода в поверхностном слое сталей Fe-C-Mn наблюдается при более длительном времени науглероживания [14–20]. Увеличение толщины указывает на успешную диффузию углерода в поверхностный слой в процессе цементации. По мере того как углерод диффундирует в сталь, он соединяется с железом, образуя новую фазу на основе углерода, что приводит к увеличению толщины слоя. Эта увеличенная толщина желательна, поскольку она предполагает в дальнейшем после закалки повышение механических свойств.

Заключение

Окисление, максимальное видимое обезуглероживание поверхности и полностью обезуглероженный ферритный слой растут с уве-

личением времени нагрева при закалке в печи с атмосферой воздуха в соответствии с параболическим законом. Показано, что с повышением температуры нагрева под закалку глубина обезуглероженного слоя увеличивается экспоненциально. Температура обезуглероживания играет более важную роль в скорости обезуглероживания по сравнению с другими влияющими факторами, поскольку обезуглероживание является термически активируемым процессом и имеет высокую температурную чувствительность.

Установлено, что нагрев под закалку $T = 850...870\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 1\text{ ч}$ в условиях окислительной среды печи приводит к обезуглероживанию поверхностного слоя на глубину 5...10 мкм.

Установлено, что при нагреве под закалку до $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в условиях окислительной среды печи и интервалах выдержки в печи от 1/2 ч до 2 ч при температуре среды T_a формируется ферритный слой толщиной 50...100 мкм.

Список литературы

1. *Лахтин Ю.М.* Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.
2. *Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.* Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
3. *Choi S., Zwaag S.V.D.* Prediction of decarburized ferrite depth of hypoeutectoid steel with simultaneous oxidation // *ISIJ International*. – 2012. – Vol. 52 (4). – P. 549–558. – DOI: 10.2355/isijinternational.52.549.
4. Surface decarburization behavior and its adverse effects of air-cooled forging steel C70S6 for fracture splitting connecting rod / C.L. Zhang, L.Y. Xie, G.L. Liu, L. Chen, Y.Z. Liu, J. Li // *Metals and Materials International*. – 2016. – Vol. 22 (5). – P. 836–841. – DOI: 10.1007/s12540-016-5657-x.
5. *Carroll R.I., Beynon J.H.* Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel // *Wear*. – 2006. – Vol. 260 (4–5). – P. 523–537. – DOI: 10.1016/j.wear.2005.03.005.
6. Enhanced bending fatigue resistance of a 50CrMnMoVNb spring steel with decarburized layer by surface spinning strengthening / C.X. Ren, D.Q.Q. Wang, Q. Wang, Y.S. Guo, Z.J. Zhang, C.W. Shao, H.J. Yang, Z.F. Zhang // *International Journal of Fatigue*. – 2019. – Vol. 124. – P. 277–287. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.014.
7. Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue / X.J. Zhao, J. Guo, H.Y. Wang, Z.F. Wen, Q.Y. Liu,

- G.T. Zhao, W.J. Wang // *Wear*. – 2016. – Vol. 364–365. – P. 130–143. – DOI: 10.1016/j.wear.2016.07.013.
8. Phase transformation behaviors of medium carbon steels produced by twin roll casting and compact strip production processes / S. Li, H. Feng, S. Wang, J. Gao, H. Zhao, H. Wu, S. Xu, Q. Feng, H. Li, X. Liu, G. Wu // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (5). – P. 1980. – DOI: 10.3390/ma16051980.
9. Hot tensile and fracture behavior of 35CrMo steel at elevated temperature and strain rate / Z. Xiao, Y. Huang, H. Liu, S. Wang // *Metals*. – 2016. – Vol. 6 (9). – P. 210. – DOI: 10.3390/met6090210.
10. Protective bauxite-based coatings and their anti-decarburization performance in spring steel at high temperatures / X. Wang, W. Lianqi, X. Zhou, X. Zhang, Y. Shufeng, Y. Chen // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2013. – Vol. 22. – P. 753–758. – DOI: 10.1007/s11665-012-0309-x.
11. Chen Y.R., Zhang F., Liu Y. Decarburization of 60Si2MnA in 20 Pct H₂O-N₂ at 700 °C to 900 °C // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2020. – Vol. 51. – P. 1808–1821.
12. Chen Y.R., Zhang F. New development in decarburization research and its application to spring steels // *High Temperature Corrosion of Mater*. – 2023. – Vol. 100. – P. 109–143. – DOI: 10.1007/s11085-023-10181-3.
13. Gildersleeve M.J. Relationship between decarburisation and fatigue strength of through hardened and carburising steels // *Materials Science and Technology*. – 1991. – Vol. 7 (4). – P. 307–310.
14. ГОСТ Р 54566–2011. Стандартные методы испытаний для оценки глубины обезуглероженного слоя. – М.: Стандартинформ, 2014. – 15 с.
15. Surface decarburization of the hypo-eutectoid carbon steel C45 during annealing in steady air at temperatures $T > A_{C1}$ / M. Zorc, A. Nagode, J. Burja, B. Kossec, B. Zorc // *Metals*. – 2018. – Vol. 8 (6). – P. 425. – DOI: 10.3390/met8060425.
16. Степанкин И.Н., Поздняков Е.П. К вопросу изготовления мелкозернистого штампового инструмента из экономно легированных сталей с диффузионным упрочнением поверхностного слоя // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. – 2015. – № 9. – С. 25–32.
17. Çalik A. Effect of cooling rate on hardness and microstructure of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 1060 Steels // *International Journal of Physical Sciences*. – 2009. – Vol. 4 (9). – P. 514–518.
18. Examination of minimum quantity lubrication performance in the hard turning of AISI/SAE 1060 high-carbon steel / B. Ramesh, S.R. Vempati, C. Manjunath, A.H. Elsheikh // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2024. – Vol. 34 (13). – P. 136861–13696. – DOI: 10.1007/s11665-024-10070-z.
19. Performance analysis of heat treated AISI 1020 steel samples on the basis of various destructive mechanical testing and microstructural behavior / S. Dewangan, N. Mainwal, M. Khandelwal, P.S. Jadhav // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 20 (1). – P. 74–87. – DOI: 10.1080/14484846.2019.1664212.
20. Chen R.Y., Yeun W.Y.D. Review of the high-temperature oxidation of iron and carbon steels in air or oxygen // *Oxidation of Metals*. – 2003. – Vol. 59 (5). – P. 433–468. – DOI: 10.1023/A:1023685905159.
21. Voort G.F.V. Understanding and measuring decarburization // *AM&P Technical Articles*. – 2015. – Vol. 173 (2). – P. 22–27.
22. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear / M.V. Konstantinova, A.E. Balanovskiy, V.E. Gozbenko, S.K. Kargapol'tsev, A.I. Karlina, M.G. Shtayger, E.A. Guseva, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012146. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.
23. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebe, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals*. – 2023. – Vol. 13. – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.
24. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off / M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina A.S., Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
25. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, A.I. Karlina, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012138. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.
26. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality / V.Yu. Skeebe, V.V. Ivancivsky, A.V. Kutyshkin, K.A. Parts // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 126 (1). – P. 012016. – DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.
27. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremenkov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebe, M.V. Grechneva, A.V. Olisov, A.D. Ens // *Applied Sciences*. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/app12010005.



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

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

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

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

32. Исследование процесса автоматического управления сменой полярности тока в условиях гибридной технологии электрохимической обработки коррозионностойких сталей / *М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Яньюшкин, В.Ю. Скиба* // *Об-*

работка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

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

34. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium / *A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, V. Van Huy, A.I. Karlina* // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering.* – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012013. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.

35. *Karlina A.I., Karlina Y.I., Gladkikh V.A.* Studying the microstructure, phase composition, and wear resistance of alloyed layers after laser surface melting of low-carbon steel 20 // *Metallurgist.* – 2024. – Vol. 68 (5). – P. 757–766. – DOI: 10.1007/s11015-024-01782-7.

36. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting / *A.I. Karlina, Y.I. Karlina, V.V. Kondratiev, R.V. Kononenko, A.D. Breki* // *Crystals.* – 2023. – Vol. 13 (12). – P. 1696. – DOI: 10.3390/cryst13121696.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Investigation of the process of surface decarburization of steel 20 after cementation and heat treatment

Yulia Karlina^{1, a, *}, Vladimir Konyukhov^{2, 3, b}, Tatiana Oparina^{2, c}

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

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>, jul.karlina@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>, konyukhov_vyu@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>, martusina2@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 February 2025

Revised: 13 March 2025

Accepted: 14 May 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Carbon
 Ferrite
 Martensite
 Heating
 Cementation
 Tempering
 Temperature
 Cooling
 Equalizing,
 Duration
 Decarbonization
 Hardness

ABSTRACT

Introduction. In industry, the method of carburizing with a solid carburizer is used to saturate the surface layer with carbon. In practice, it is necessary to prevent or reduce surface decarburization of steel as much as possible, either by using a protective atmosphere or by heating under conditions in which the oxidation process of the metal surface layer occurs faster than the decarburization process. During decarburization, a ferrite structure is formed in the surface layer, which, under contact loads, reduces the resistance to crack initiation and increases the probability of fatigue failure of the product as a whole. **The purpose of this work** is to evaluate the effect of heating temperature during carburizing and subsequent hardening, as well as equalizing period, on the depth of the decarburized layer during chemical-thermal treatment of low-carbon steel. **Research methods.** The chemical composition of the steel as delivered was determined. The analyses were performed using an optical emission spectrometer, model LAVFA18B Spectrolab. For the study, unalloyed hypoeutectoid Steel 20 was selected, with an initial ferrite-pearlite microstructure. The samples had a rectangular shape with average dimensions of 50 mm × 10 mm × 10 mm. Carbon saturation was carried out on one side (from the side of the poured carburizer, while the reverse surface of the samples was protected by a layer of clay). The samples were placed in a metal container, filled with carburizer in a 25–30 mm layer, closed with a lid, and sealed. Carbon saturation was carried out at 900 °C for 4–8 hours. After that, the box with samples was taken out of the furnace and cooled in air. Quenching was carried out in a furnace in air (humidity was not measured) at furnace heating temperatures of T = 780 °C, 850 °C, and 950 °C with a equalizing period of 4.6 h in a laboratory electric resistance furnace with a chamber volume of V = 22 dm³. Metallographic examination and microhardness measurements were performed. **Results and discussion.** During the experiments, it was noted that the heating temperature for carburizing and quenching plays an important role in decarburization. At a temperature of 700 °C, the decarburization phenomenon was not observed, indicating that the decarburization reaction did not occur below this temperature. When the temperature exceeds 750 °C, the samples exhibit obvious decarburization, and the ferrite structure is columnar, oriented perpendicular to the decarburized surface. A partial decarburized layer appears in the samples at 850 °C, and the thickness of the full decarburized layer decreases. Above 900 °C, the sample mainly shows a partial decarburized layer because, at this temperature, the steel structure is fully austenitic. Above 1,000 °C, the layer thickness increases rapidly, showing exponential growth. The experiments also demonstrated the effect of heating and equalizing periods on the depth of the decarburized layer. The presented results will be useful in chemical-thermal treatment of products requiring high surface hardness.

For citation: Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Investigation of the process of surface decarburization of steel 20 after cementation and heat treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 122–136. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-122-136. (In Russian).

References

1. Lakhtin Yu.M. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Metallurgy and heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 359 p.
2. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical and thermal treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
3. Choi S., Zwaag S.V.D. Prediction of decarburized ferrite depth of hypoeutectoid steel with simultaneous oxidation. *ISIJ International*, 2012, vol. 52 (4), pp. 549–558. DOI: 10.2355/isijinternational.52.549.

* Corresponding author

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

4. Zhang C.L., Xie L.Y., Liu G.L., Chen L., Liu Y.Z., Li J. Surface decarburization behavior and its adverse effects of air-cooled forging steel C70S6 for fracture splitting connecting rod. *Metals and Materials International*, 2016, vol. 22 (5), pp. 836–841. DOI: 10.1007/s12540-016-5657-x.
5. Carroll R.I., Beynon J.H. Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel. *Wear*, 2006, vol. 260 (4–5), pp. 523–537. DOI: 10.1016/j.wear.2005.03.005.
6. Ren C.X., Wang D.Q.Q., Wang Q., Guo Y.S., Zhang Z.J., Shao C.W., Yang H.J., Zhang Z.F. Enhanced bending fatigue resistance of a 50CrMnMoVNb spring steel with decarburized layer by surface spinning strengthening. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 124, pp. 277–287. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.03.014.
7. Zhao X.J., Guo J., Wang H.Y., Wen Z.F., Liu Q.Y., Zhao G.T., Wang W.J. Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue. *Wear*, 2016, vol. 364–365, pp. 130–143. DOI: 10.1016/j.wear.2016.07.013.
8. Li S., Feng H., Wang S., Gao J., Zhao H., Wu H., Xu S., Feng Q., Li H., Liu X., Wu G. Phase transformation behaviors of medium carbon steels produced by twin roll casting and compact strip production processes. *Materials*, 2023, vol. 16 (5), p. 1980. DOI: 10.3390/ma16051980.
9. Xiao Z., Huang Y., Liu H., Wang S. Hot tensile and fracture behavior of 35CrMo steel at elevated temperature and strain rate. *Metals*, 2016, vol. 6 (9), p. 210. DOI: 10.3390/met6090210.
10. Wang X., Lianqi W., Zhou X., Zhang X., Shufeng Y., Chen Y. Protective bauxite-based coatings and their anti-decarburization performance in spring steel at high temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, vol. 22, pp. 753–758. DOI: 10.1007/s11665-012-0309-x.
11. Chen Y.R., Zhang F., Liu Y. Decarburization of 60Si2MnA in 20 Pct H₂O-N₂ at 700 °C to 900 °C. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, pp. 1808–1821.
12. Chen Y.R., Zhang F. New development in decarburization research and its application to spring steels. *High Temperature Corrosion of Mater*, 2023, vol. 100, pp. 109–143. DOI: 10.1007/s11085-023-10181-3.
13. Gildersleeve M.J. Relationship between decarburisation and fatigue strength of through hardened and carburising steels. *Materials Science and Technology*, 1991, vol. 7 (4), pp. 307–310.
14. GOST R 54566–2011. *Standartnye metody ispytaniy dlya otsenki glubiny obezuglerozhennogo sloya* [State Standard R 54566–2011. Steel. Standard test methods for estimating the depth of decarburized layer]. Moscow, Standartinform Publ., 2014. 15 p.
15. Zorc M., Nagode A., Burja J., Kosec B., Zorc B. Surface decarburization of the hypo-eutectoid carbon steel C45 during annealing in steady air at temperatures $T > A_{C1}$. *Metals*, 2018, vol. 8, p. 425. DOI: 10.3390/met8060425.
16. Stepankin I.N., Pozdnyakov E.P. K voprosu izgotovleniya melkorazmernogo shtampovogo instrumenta iz ekonomno legirovannykh stalei s diffuzionnym uprochneniem poverkhnostnogo sloya [To the issue of manufacturing of small-size stamping tools from economically alloyed steels with diffusion hardening of the surface layer]. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo. Obrabotka materialov davleniem = Forging and Stamping Production. Material Working by Pressure*, 2015, no. 9, pp. 25–32.
17. Çalik A. Effect of cooling rate on hardness and microstructure of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 1060 Steels. *International Journal of Physical Sciences*, 2009, vol. 4 (9), pp. 514–518.
18. Ramesh B., Vempati S.R., Manjunath C., Elsheikh A.H. Examination of minimum quantity lubrication performance in the hard turning of AISI/SAE 1060 high-carbon steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, vol. 34 (13), pp. 136861–13696. DOI: 10.1007/s11665-024-10070-z.
19. Dewangan S., Mainwal N., Khandelwal M., Jadhav P.S. Performance analysis of heat treated AISI 1020 steel samples on the basis of various destructive mechanical testing and microstructural behavior. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2022, vol. 20 (1), pp. 74–87. DOI: 10.1080/14484846.2019.1664212.
20. Chen R.Y., Yeun W.Y.D. Review of the high-temperature oxidation of iron and carbon steels in air or oxygen. *Oxidation of Metals*, 2003, vol. 59 (5), pp. 433–468.
21. Voort G.F.V. Understanding and measuring decarburization. *AM&P Technical Articles*, 2015, vol. 173 (2), pp. 22–27.
22. Konstantinova M.V., Balanovskiy A.E., Gozbenko V.E., Kargapol'tsev S.K., Karlina A.I., Shtayger M.G., Guseva E.A., Kuznetsov B.O. Application of plasma surface quenching to reduce rail side wear. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012146. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012146.
23. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

24. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.
25. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Karlina A.I., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012138. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.
26. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshev A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.
27. Efremkov E.A., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), p. 5. DOI: 10.3390/app12010005.
28. Martyushev N.V., Skeebe V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.
29. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.
30. Zverev E.A., Skeebe V.Y., Skeebe P.Y., Khlebova I.V. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, vol. 87 (8), p. 082061. DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.
31. Skeebe V.Yu. Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83. (In Russian).
32. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. Investigation of the process of automatic control of current polarity reversal in the conditions of hybrid technology of electrochemical processing of corrosion-resistant steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15. (In Russian).
33. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
34. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Van Huy V., Karlina A.I. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012013. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.
35. Karlina A.I., Karlina Y.I., Gladkikh V.A. Studying the microstructure, phase composition, and wear resistance of alloyed layers after laser surface melting of low-carbon steel 20. *Metallurgist*, 2024, vol. 68 (5), pp. 757–766. DOI: 10.1007/s11015-024-01782-7.
36. Karlina A.I., Karlina Y.I., Kondratiev V.V., Kononenko R.V., Breki A.D. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting. *Crystals*, 2023, vol. 13 (12), p. 1696. DOI: 10.3390/cryst13121696.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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

Влияние термической обработки на строение и свойства высокоэнтروпийного сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$

Жанна Ковалевская^{a, *}, Юаньсюнь Лю^b

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-3040-8851>, kovalevskaya@tpu.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0002-8501-2643>, yuansyun1@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.173.22

История статьи:

Поступила: 10 апреля 2025

Рецензирование: 24 апреля 2025

Принята к печати: 13 июня 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Высокоэнтропийный сплав

 $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$

Термическая обработка

Микроструктура

Микротвердость

Испытания на сжатие

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время одним из наиболее изучаемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) является система CoCrFeNi с добавлением пятого компонента. Примером такого сплава служит AlCoCrFeNi , легированный дополнительными элементами. Легирование Nb способствует образованию в сплаве твердого раствора и вторичной фазы Лавеса, а также приводит к образованию эвтектики между этими фазами. Оптимальное сочетание механических свойств, достигаемое в сплаве доэвтектического состава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$, стало основанием выбора данного сплава для последующих исследований в условиях термообработки. **Цель работы:** исследование влияния термической обработки, включающей нагрев до температур 900, 1000 и 1100 °С с последующим охлаждением на воздухе, на структуру и свойства ВЭС $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$. **Методы исследования:** оптическая металлография, рентгеноструктурный анализ, измерение микротвердости и испытания на сжатие. **Результаты и обсуждение.** Сплав $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ сохраняет структуру твердого раствора на основе ОЦК-фазы не только в литом состоянии, но и после термообработки. Независимо от режимов термообработки в сплаве сохраняется доэвтектическая структура, состоящая из дендритов твердого раствора и эвтектики с фазой Лавеса в междендритном пространстве. Термообработка приводит к изменению фазового состава сплава и совершенствованию структурных составляющих. При нагреве до 900 °С наряду с существующими твердым раствором и фазой Лавеса в структуре выделяется σ -фаза, повышающая микротвердость сплава, однако не обеспечивающая улучшения прочностных свойств в связи со своими низкими пластическими характеристиками. Прочностные характеристики сплава существенно улучшаются при термообработке с нагревом до 1000 и 1100 °С. Нагрев до 1100 °С сопровождается увеличением остаточной деформации. Основными причинами подобного эффекта могут быть превращения, происходящие как в твердом растворе ОЦК-фазы (растворение V_2 -фазы, перестройка субструктуры, увеличение параметра решетки), так и в эвтектике (увеличение доли фазы Лавеса, совершенствование эвтектических ячеек).

Для цитирования: Ковалевская Ж.Г., Лю Ю. Влияние термической обработки на строение и свойства высокоэнтропийного сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 137–150. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-137-150.

Введение

Уже более двадцати лет мировое сообщество материаловедов создает и исследует новую группу металлических сплавов, названных высокоэнтропийными сплавами (ВЭС) [1–4]. По сравнению с обычными металлическими сплавами на основе одного основного компонента ВЭС содержат несколько основных компонентов в эквимолярной или близкой к ней концентрациях [3]. Благодаря высокой энтропии

смешивания ВЭС обычно представляют собой неупорядоченные твердые растворы. Подобный фазовый состав выигрывает тем, что имеет более высокую способность к упрочнению и хорошие показатели пластичности, и это делает ВЭС перспективными для использования в качестве конструкционных материалов [4–6]. Одной из наиболее изученных является система CoCrFeNi с добавлением пятого элемента, такого как Cu, Mo, Mn, Al [7–11]. Например, сплав AlCoCrFeNi был широко изучен и показал превосходную синергию между составляющими элементами и возможность контролировать фазовый состав и структуру, например, термической обработкой. В результате получаемый сплав обладает удачным сочетанием прочностных и пластических свойств [12–19].

*Адрес для переписки

Ковалевская Жанна Геннадьевна, д.т.н., профессор
Национальный исследовательский
Томский политехнический университет,
пр. Ленина, 30,
634050, г. Томск, Россия
Тел.: +7 3822 706-351, e-mail: kovalevskaya@tpu.ru

В поисках лучших составов ВЭС, подходящих для производства деталей машин, современные исследователи продвигаются в двух основных направлениях: либо снижают или увеличивают содержание одного из компонентов в уже существующих ВЭС [6, 19–21], либо вводят дополнительные компоненты в качестве легирующих элементов, такие как Ti, Zr, Si, V, C, Nb и др. [22–27].

В ряде работ показаны результаты влияния легирования Nb на строение и свойства ВЭС AlCoCrFeNi и близких систем [28–31]. Известно, что Nb и компоненты ВЭС имеют отрицательные энтальпии смешения. Кроме того, Nb имеет самый большой атомный размер в системе. Вышперечисленные характеристики Nb способствуют образованию, с одной стороны, общего твердого раствора с дополнительно усиленными межатомными связями, с другой – вторичных фаз, необходимых для упрочнения сплава. Так, в работе [28] показано, что легирование Nb высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi приводит к образованию эвтектики, в состав которой входит упорядоченная фаза Лавеса (CoCr)Nb. Это вызывает изменение микроструктуры и свойств сплава. Предел текучести при сжатии и твердость увеличиваются, а пластичность уменьшается. Оптимальный комплекс механических свойств формируется в сплаве доэвтектического состава AlCoCrFeNiNb_{0.25}. Именно этот сплав был выбран авторами работы для дальнейшего исследования.

Как упоминалось выше, для упрочнения ВЭС используют различные способы термообработки – от отжига до закалки [20, 32–37]. В некоторых случаях термообработка способствует увеличению у ВЭС характеристик прочности и пластичности одновременно [5]. Столь уникальный эффект, нехарактерный для обычных сплавов, требует пристального исследования и анализа.

Целью работы стало исследование влияния на строение и свойства ВЭС с составом AlCoCrFeNiNb_{0.25} термической обработки, заключающейся в нагреве до температуры 900, 1000 и 1100 °С и охлаждении на воздухе.

Методика исследований

Сплав AlCoCrFeNiNb_{0.25} с эквиатомным составом был получен методом дуговой плавки в печи с медным тиглем и водяным охлаждением в атмосфере аргона. Сплав с химическим составом, приведенным в табл. 1, был получен из компонентов с чистотой более 99,5 масс. %. Для обеспечения однородности химического состава слиток переплавляли не менее пяти раз. Размер полученного слитка – 70×35×12 мм. Перед термообработкой образцы разрезали на фрагменты размером 35×12×6 мм. После завершения термообработки средняя часть фрагментов была разрезана на параллелепипеды 10×4×4 мм. После разрезания образцы были отшлифованы и использовались для проведения испытаний на сжатие. Оставшаяся часть образцов предназначалась для рентгеноструктурного анализа, оценки микроструктуры и измерения микротвердости.

Образцы из сплава AlCoCrFeNiNb_{0.25} были термически обработаны, для чего производился нагрев до температуры 900, 1000 и 1100 °С с выдержкой в течение 1 ч и последующим охлаждением на воздухе. Для упрощения термообработанные образцы были названы T900, T1000, T1100, а образец в исходном литом состоянии – T30.

Из образцов были получены шлифы, микроструктуру которых анализировали с помощью оптического микроскопа Axio Observer 1m и сканирующего электронного микроскопа Quanta 200, оснащенного энергодисперсионным спектроскопическим блоком EDAX. Фазовый

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава AlCoCrFeNiNb_{0.25} (ат. % и масс. %)

Chemical composition of AlCoCrFeNiNb_{0.25} (at. % and wt. %)

Элемент / Element	Al	Co	Cr	Ni	Fe	Nb
Ат. %	19,1	19,1	19,1	19,1	19,1	4,5
Масс. %	9,8	21,5	18,9	21,4	20,4	8,0

состав определяли на дифрактометре XRD-6000 в излучении Cu-K α . Углы сканирования составляли 20...80° с шагом 0,02°. Измерение микротвердости проводили на приборе ПТМ-3 с нагрузкой 100 г. Испытание на сжатие выполнялось с помощью универсального разрывного тестера MTS SANS CMT5105 при скорости сжатия $5 \cdot 10^{-3}$ мм/с. Измерялось не менее трех образцов, полученных в одном режиме.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1, а показаны результаты рентгеноструктурного анализа сплава AlCoCrFeNiNb_{0.25} в литом состоянии и после термической обработки. В литом состоянии сплав состоит из основной фазы с ОЦК-решеткой, представляющей собой неупорядоченный твердый раствор всех присутствующих в системе компонентов. Неупорядоченность твердого раствора основной фазы обусловлена перераспределением компонентов сплава с разным атомным радиусом внутри ОЦК-решетки и ее сегрегации на две с различающимися параметрами. Этот эффект неупорядоченности твердого раствора проявляется на рентгенограмме как разделение основного ОЦК-пика на два (рис. 1, б). Кроме того, на рентгенограмме присутствуют пики отражения от кристаллической решетки фазы Лавеса, богатой Nb, которую можно идентифицировать как (CoCr)Nb с гексагональной кристаллической структурой, и пик отражения [001] фазы B₂, представляющей AlNi с ОЦК-кристаллической решеткой [29, 32].

Присутствие фазы Лавеса характерно для сплавов AlCoCrFeNiNb, где содержание Nb соответствует мольному отношению 0,25 и выше. В этом случае Nb не только растворяется в основной ОЦК-фазе, но и способствует образованию второй фазы – фазы Лавеса, формирующей с фазой ОЦК эвтектическую смесь [29].

Согласно результатам исследователей [32], при охлаждении сплава системы AlCoCrFeNiNb основная кристаллизовавшаяся фаза ОЦК может некогерентно разделяться на смесь неупорядоченной фазы ОЦК, обогащенной Cr-Fe, и упорядоченной фазы B₂, обогащенной Al-Ni, что подтверждается наличием на рентгенограмме пика фазы B₂.

При последующей термообработке сплава на рентгенограммах происходят следующие из-

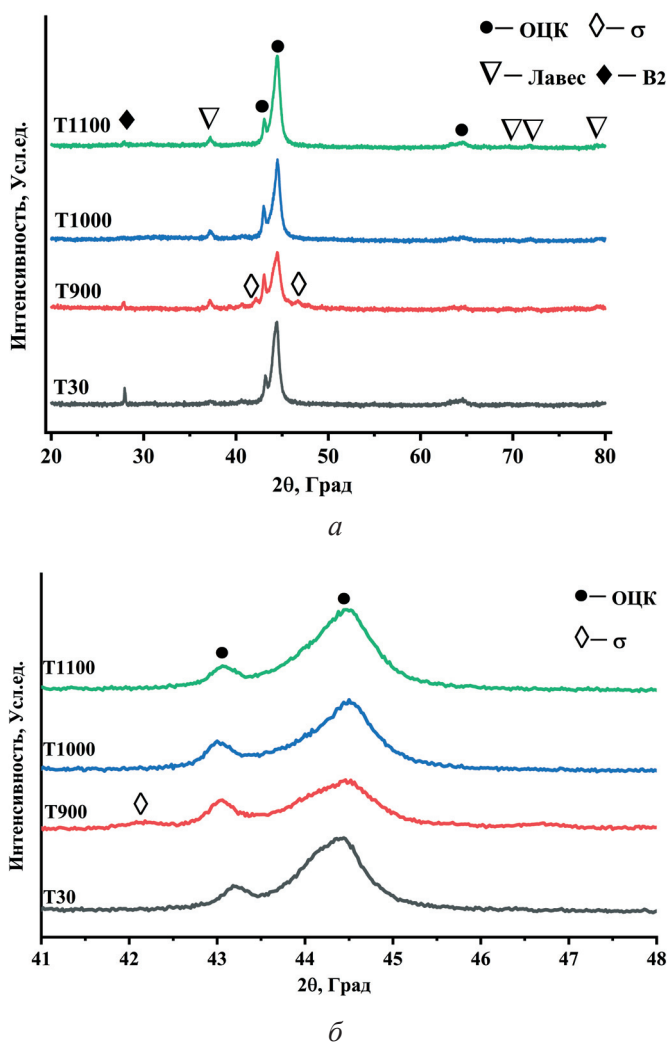


Рис. 1. Рентгенограмма сплава AlCoCrFeNiNb_{0.25} в литом состоянии и после термической обработки (а) с увеличенным изображением в углах 41–48° (б)

Fig. 1. XRD patterns of AlCoCrFeNiNb_{0.25} alloy in the as-cast state and after heat treatment (a) with enlarged image in the 2 θ range of 41–48° (b)

менения. С увеличением температуры нагрева интенсивность пика фазы B₂ снижается. Интенсивность пика, соответствующего фазе Лавеса, несколько возрастает. Кроме того, происходят изменения в решетке основной фазы ОЦК. На рис. 1, б представлен увеличенный вид пика (110) фазы ОЦК. Видно, что с увеличением температуры термообработки пик смещается в сторону меньших углов, что указывает на увеличение параметра решетки ОЦК-твердого раствора, а значит, на изменения состава твердого раствора.

После термообработки при 900 °С появляются пики новой фазы. Она идентифицируется как σ -фаза с тетрагональной решеткой, состоящей

из Cr и Fe. При высоких температурах термообработки σ -фаза отсутствует. Данная особенность выделения и растворения σ -фазы в фазе ОЦК в близком температурном интервале наблюдалась и в работе [29].

Результаты PCA сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ во всем интервале температур термообработки показали, что основной фазой остается неупорядоченный ОЦК-твердый раствор, в то время как в сплаве AlCoCrFeNi нагрев способствует переходу части материала в твердый раствор с ГЦК-решеткой [29]. Следовательно, легирование Nb приводит к стабилизации фазы ОЦК и сохранению преимущественно однофазного строения высокоэнтропийного сплава.

На рис. 2 показана микроструктура сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ в литом состоянии и после термообработки. Во всех случаях сплав имеет дендритную морфологию со структурой доэвтектического сплава. Основой структуры являются дендриты и эвтектика в междендритном пространстве.

Дендриты состоят из фазы ОЦК. Эвтектика представляет собой смесь фазы ОЦК и фазы Лавеса. В литом состоянии вследствие дендритной ликвации химический состав дендритов неоднороден. Центральная часть дендритов, состоящих из фазы ОЦК, обогащена Ni и Al. По краям дендритов и в эвтектике фаза ОЦК богата Cr и Fe. В фазе ОЦК частично растворяется Nb, но большая часть входит в состав фазы Лавеса. Результаты элементного анализа по зонам литого сплава представлены в табл. 2. Приведенная закономерность формирования дендритной структуры сплавов этой системы описана в работах других исследователей [15, 29].

Повсеместно дендритная структура, имеющая после травления темный контраст, окаймлена прослойками фазы Лавеса светлой окраски, которая является вторичной фазой. Вторичная фаза Лавеса образуется по границам твердого раствора в процессе формирования дендритов и обусловлена снижением растворимости ниобия в твердом растворе основных компонентов в процессе охлаждения. Вследствие обогащения периферийных зон дендритов ниобием и хромом создаются условия для образования на основе данных компонентов вторичной фазы Лавеса.

Как видно на рис. 2, б, структура эвтектической составляющей сплава несовершенна. Зерна фазы Лавеса разбиты на отдельные фрагменты с разносторонней ориентировкой. Поскольку в междендритном пространстве формируется эвтектика, в состав которой входит фаза Лавеса, то структурно разделить вторичную фазу Лавеса и фазу Лавеса в эвтектике не представляется возможным.

Термообработка в исследуемом интервале температур принципиально не меняет дендритное строение сплава (рис. 2). Ширина дендритов по осям второго порядка составляет от 11 до 15 мкм. Увеличение температуры нагрева с 900 до 1100 °C приводит к изменению строения эвтектики, что прослеживается на металлографических изображениях с большим увеличением (рис. 2, е, з). При нагреве до 900 °C изменения в строении эвтектики незаметны. При нагреве до 1000 °C разрозненные фрагменты фазы Лавеса начинают выстраиваться в характерные для эвтектики чередующиеся с твердым раствором строчки. При температуре 1100 °C в междендритном пространстве мы наблюдаем совершенные зерна эвтектики (рис. 2, з). Изменение в строении эвтектической составляющей сплава подтверждают результаты рентгеноструктурного анализа. С повышением температуры термообработки на дифрактограммах увеличивается интенсивность пика фазы Лавеса. Это может быть связано как с коагуляцией зерен второй фазы, так и с увеличением доли этой фазы в междендритной зоне за счет ее дальнейшего выделения из твердого раствора (рис. 1, а).

Как показывает рентгеноструктурный анализ, при термообработке с нагревом 900 °C в сплаве образуется упорядоченная σ -фаза. В работе [32] описано, что σ -фаза выделяется из неупорядоченного твердого раствора там, где он обогащен Cr и Fe, в виде дисперсных частиц. Наши исследования с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) показали, что частицы σ -фазы выделяются по всему объему дендритов (рис. 3, б). При термообработке с нагревом 1000 °C частицы σ -фазы еще наблюдаются, но в меньшем количестве (рис. 3, в). При нагреве до 1100 °C они исчезают полностью (рис. 3, г).

По результатам СЭМ можно видеть, что термообработка значительно влияет на строение

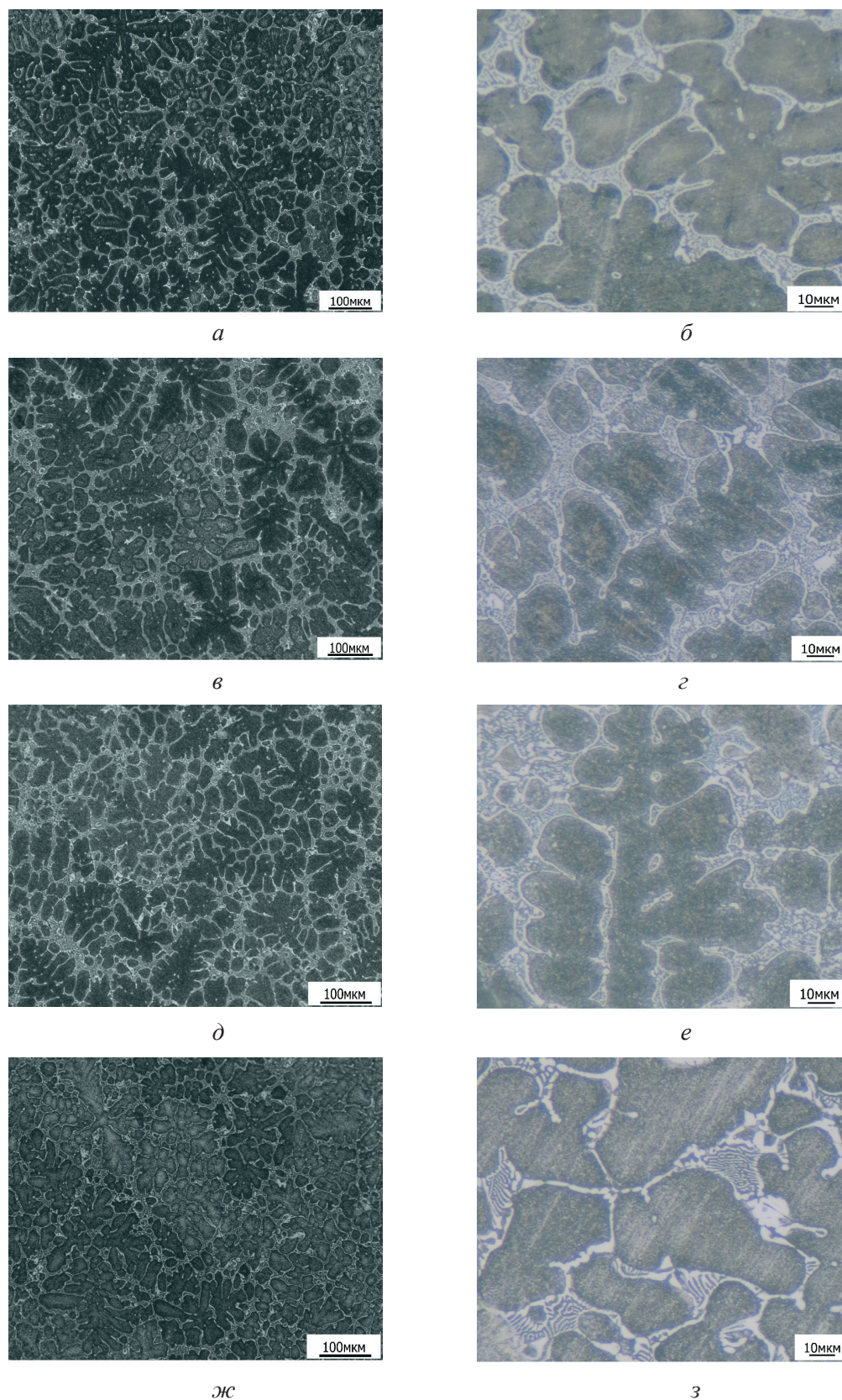


Рис. 2. Микроструктура сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ в литом состоянии и после термообработки:

T30 (а, б); T900 (в, з); T1000 (д, е); T1100 (ж, з)

Fig. 2. Microstructure of $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ alloy in the as-cast state and after heat treatment:

T30 (a, б); T900 (в, з); T1000 (д, е); T1100 (ж, з)

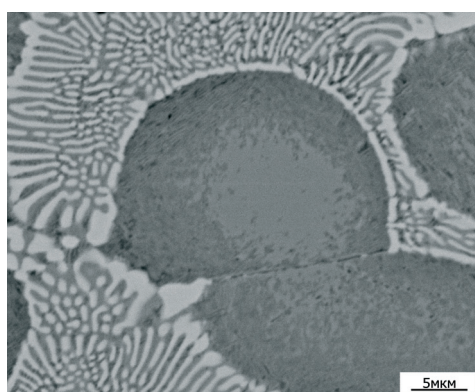
Таблица 2

Table 2

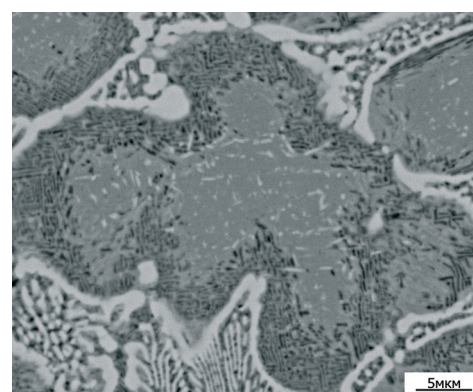
Составы в сплаве AlCoCrFeNi в литом состоянии (ат. %)

Chemical compositions (at. %) in the AlCoCrFeNi alloy in the as-cast state

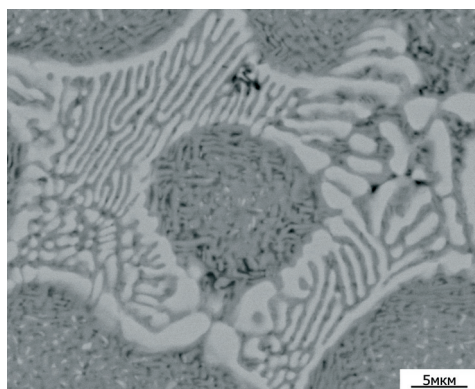
T30	Al	Cr	Fe	Co	Ni	Nb
Центр дендрита / Dendrite core	17,76	16,46	18,61	20,30	24,56	2,40
Периферия дендрита / Dendrite periphery	14,85	21,61	20,75	20,14	21,06	1,59
Твердый раствор в эвтектике / Solid solution in eutectics	12,09	23,86	22,05	19,78	19,28	2,96
Фаза Лавеса / Laves phase	3,80	18,36	21,43	23,66	11,56	21,17



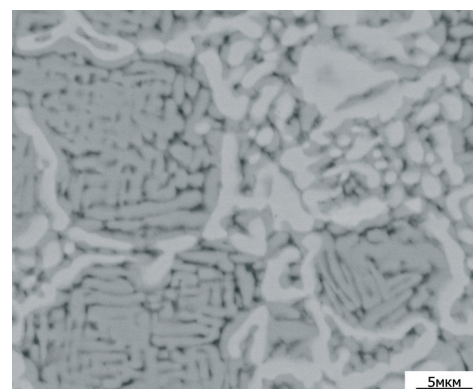
a



б



в



г

Рис. 3. Микроструктура сплава AlCoCrFeNiNb_{0.25} в литом состоянии и после термообработки, полученная с помощью СЭМ:

T30 (a); T900 (б); T1000 (в); T1100 (г)

Fig. 2. Microstructure of AlCoCrFeNiNb_{0.25} alloy in the as-cast state and after heat treatment, obtained using SEM:

T30 (a); T900 (б); T1000 (в); T1100 (г)

твердого раствора в дендритах (рис. 3). Как известно, при кристаллизации сплавов исследуемой системы в процессе охлаждения происходит спинодальный распад неупорядоченного твердого раствора на неупорядоченный твердый

раствор, обогащенный Fe и Cr, и упорядоченную B₂-фазу, обогащенную Ni и Al [32]. Распад твердого раствора приводит к формированию так называемой корзинчатой структуры, подробно описанной в работах [15, 32, 37]. В исследуемом

сплаве, полученном литьем, в периферийных областях дендритов формируется характерная корзинчатая (или полосчатая) структура, обусловленная спинодальным распадом твердого раствора. В центре дендритов полосчатая структура не выявляется (рис. 3, а).

При нагреве сплава до 900 °С и последующем охлаждении структурная неоднородность внутри дендритов становится более наглядной, а корзинчатое строение – более выраженным (рис. 3, б). Кроме того, как описывалось выше, из твердого раствора выделяются частицы σ -фазы. По данным РСА после термообработки доля упорядоченной B_2 -фазы уменьшается, и можно предположить, что наблюдаемый контраст внутри корзинчатой структуры обусловлен не спинодальным распадом твердого раствора на две фазы, а гетерогенной сегрегацией атомов компонентов внутри неупорядоченного твердого раствора, как описывается в работе [15]. При термообработке сплава с нагревом до 1000 °С корзинчатая структура укрупняется и занимает весь объем дендритов (рис. 3, в). При дальнейшем увеличении температуры нагрева до 1100 °С корзинчатая структура продолжает коагулировать (рис. 3, г).

Значения средней микротвердости и микротвердости структурных составляющих сплава представлены в табл. 3. При всех режимах воздействия на материал микротвердость в междендритной зоне выше, чем в дендритах.

Самое высокое значение микротвердости в дендритах наблюдается в сплаве с литой структурой. Это обусловлено особым строением твердого раствора компонентов сплава, формирующегося в процессе кристаллизации и охлаждения. Спинодальный распад неупорядоченного твердого раствора с выделением упорядоченной B_2 -фазы упрочняет сплав. Нагрев сплава при

термообработке ведет к частичной потере упорядоченности, характерной для B_2 -фазы, в результате микротвердость дендритов снижается. Однако выделение частиц σ -фазы при нагреве до 900 °С дает возможность сохранить значение микротвердости на высоком уровне. При повышении температуры нагрева до 1000 °С эффект упрочнения частицами σ -фазы исчезает. При термообработке с 1100 °С происходит коагуляция корзинчатой структуры и формирование более четких границ раздела (возможно, за счет увеличения гетерогенной сегрегации атомов компонентов внутри твердого раствора), что в совокупности несколько увеличивает микротвердость в дендритной области сплава.

В междендритном пространстве в литом состоянии микротвердость эвтектики лишь незначительно выше, чем микротвердость твердого раствора в дендритах. Это показывает, что упрочнение, возникающее при формировании спинодальной структуры, почти соизмеримо с упрочнением, обусловленным присутствием в эвтектике фазы Лавеса – твердого интерметаллида. При термообработке с температурой 900 °С, как описывалось выше, из твердого раствора выделяются частицы σ -фазы. Дисперсные частицы σ -фазы выделяются в твердом растворе всех структурных составляющих. Это значительно повышает микротвердость эвтектики за счет упрочнения твердорастворной составляющей частицами σ -фазы. Нагрев при термообработке до 1000 и 1100 °С приводит к растворению в основной фазе частиц σ -фазы [11], что способствует снижению микротвердости в междендритном пространстве до значений исходной структуры. Это обусловлено снятием эффекта упрочнения частицами σ -фазы.

При оценке интегральной микротвердости всех структурных составляющих сплава общая

Таблица 3

Table 3

Микротвердость сплава $AlCoCrFeNiNb_{0.25}$ в литом состоянии и после термообработки

Microhardness of $AlCoCrFeNiNb_{0.25}$ alloy in the as-cast state and after heat treatment

Район измерения / Measurement area	T30 HV	T900 HV	T1000 HV	T1100 HV
Дендриты / Dendrites	614 ± 44	582 ± 37	489 ± 53	520 ± 35
Эвтектика / Eutectic	640 ± 47	902 ± 66	620 ± 45	636 ± 46
Среднее значение / Average value	625 ± 28	730 ± 47	545 ± 52	572 ± 56

закономерность изменения значений микротвердости от температуры термообработки сохраняется (табл. 3).

На рис. 4 показаны кривые сжатия образцов исследуемого сплава в литом состоянии и после термической обработки. Условный предел текучести, предел прочности на сжатие и остаточная деформация приведены в табл. 4. В литом состоянии сплав показал хорошие характеристики прочности и пластичности. Структурные превращения, произошедшие в сплаве при нагреве до 900 °С, практически не повлияли на прочностные характеристики материала, но значительно снизили пластичность. Это обусловлено

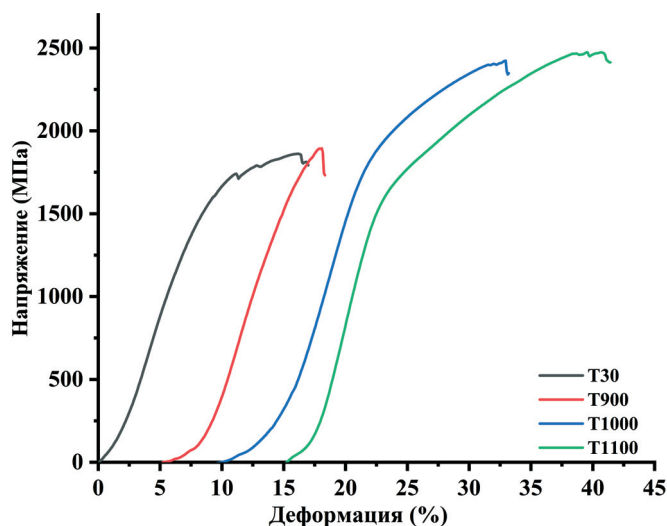


Рис. 4. Деформационные кривые для сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ при комнатной температуре и при разных температурах термообработки

Fig. 4. Compressive stress-strain curves of the $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ alloy in the as-cast state and after heat treatment

выделением в структуре хрупкой σ -фазы. На данный эффект снижения пластичности в близком интервале температур термообработки указывают авторы работы [32].

При термообработке сплава с нагревом до 1000 и 1100 °С наблюдается значительное повышение прочностных характеристик сплава. При нагреве до 1100 °С вырастает и остаточная деформация. На основе полученных результатов рентгеноструктурного анализа и оптической микроскопии можно предположить, что основными причинами подобного эффекта могут быть превращения, происходящие как в твердом растворе ОЦК-фазы (растворение B_2 -фазы, перестройка субструктуры, увеличение параметра решетки), так и в эвтектике (увеличение доли фазы Лавеса, совершенствование эвтектических ячеек). Одновременное увеличение пластичности, вероятнее всего, обусловлено снятием внутренних напряжений, снижением количества дефектов кристаллического строения и коагуляции структурных составляющих в дендритах и эвтектике. Однако более точный анализ подобного уникального эффекта изменения свойств сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ требует дополнительных исследований.

Закключение

Легирование высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi ниобием в молярном отношении 0,25 приводит к стабилизации твердого раствора на основе ОЦК-фазы не только в литом состоянии, но и после термической обработки, заключающейся в нагреве до 900, 1000 и 1100 °С и охлаждении на воздухе. Получаемая в сплаве

Таблица 4

Table 4

Условный предел текучести, предел прочности на сжатие и остаточная деформация сплава $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ в литом состоянии и после термической обработки

Offset yield strength, compressive strength and residual strain of $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ alloy in the as-cast state and after heat treatment

Образец	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	ε , %
T30	1356	1962	7,7
T900	1605	1894	2,8
T1000	1502	2438	9,8
T1100	1369	2494	16,4



структура, независимо от режимов термообработки, состоит из дендритов твердого раствора и эвтектики с фазой Лавеса в междендритном пространстве.

Термическая обработка приводит к изменению фазового состава сплава и совершенствованию структурных составляющих. При нагреве до 900 °С наряду с уже сформированным твердым раствором и фазой Лавеса в структуре выделяется σ -фаза, повышающая микротвердость сплава, но не обеспечивающая улучшения прочностных свойств в связи со своими низкими пластическими характеристиками.

Прочностные характеристики сплава значительно возрастают при термообработке с нагревом до 1000 и 1100 °С. При нагреве до 1100 °С возрастает и остаточная деформация. Основными причинами подобного эффекта могут быть превращения, происходящие как в твердом растворе ОЦК-фазы (растворение B_2 -фазы, перестройка субструктуры, увеличение параметра решетки), так и в эвтектике (увеличение доли фазы Лавеса, совершенствование эвтектических ячеек).

Список литературы

1. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang // *Advanced Engineering Materials*. – 2004. – Vol. 6. – P. 299–303. – DOI: 10.1002/adem.200300567.

2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218. – DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.

3. Применение высокоэнтروпийных сплавов / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, К.А. Осинцев, Ю.А. Рубанникова, О.А. Перегудов, А.П. Семин // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2021. – Т. 64, № 10. – С. 747–754. – DOI: 10.17073/0368-0797-2021-10-747-754.

4. 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.

5. Mechanical behavior of high-entropy alloys / W. Li, D. Xie, D. Li, Y. Zhang, Y. Gao, P.K. Liaw //

Progress in Materials Science. – 2021. – Vol. 118. – P. 100777. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2021.100777.

6. Mechanical behavior of high-entropy alloys: A review / Y. Shang, J. Brechtel, C. Pistidda, P.K. Liaw // *High-Entropy Materials: Theory, Experiments, and Applications*. – Springer, 2021. – P. 435–522. – DOI: 10.1007/978-3-030-77641-1_10.

7. Sheng H.F., Gong M., Peng L.M. Microstructural characterization and mechanical properties of an $Al_{0.5}CoCrFeCuNi$ high-entropy alloy in as-cast and heat-treated/quenched conditions // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 567. – P. 14–20. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.01.006.

8. Additive manufacturing of CoCrFeNiMo eutectic high entropy alloy: Microstructure and mechanical properties / Q. Sui, Z. Wang, J. Wang, S. Xu, B. Liu, Q. Yuan, F. Zhao, L. Gong, J. Liu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 913. – P. 165239. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165239.

9. Structure and oxidation behavior of CoCrFeNi_X (where X is Al, Cu, or Mn) coatings obtained by electron beam cladding in air atmosphere / A.A. Ruktuev, D.V. Lazurenko, T.S. Ogneva, R.I. Kuzmin, M.G. Golkovski, I.A. Bataev // *Surface and Coatings Technology*. – 2022. – Vol. 448. – P. 128921. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128921.

10. Microstructure evolution and critical stress for twinning in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy / G. Laplanche, A. Kostka, O.M. Horst, G. Eggeler, E.P. George // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 118. – P. 152–163. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.038.

11. 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.

12. Arun S., Radhika N., Saleh B. Effect of additional alloying elements on microstructure and properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy system: A comprehensive review // *Metals and Materials International*. – 2024. – P. 1–40. – DOI: 10.1007/s12540-024-01752-3.

13. Laser surface alloying of FeCoCrAlNi high-entropy alloy on 304 stainless steel to enhance corrosion and cavitation erosion resistance / S. Zhang, C.L. Wu, C.H. Zhang, M. Guan, J.Z. Tan // *Optics & Laser Technology*. – 2016. – Vol. 84. – P. 23–31. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.04.011.

14. Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy / A. Manzoni, H. Daoud, R. Völkl, U. Glatzel, N. Wanderka // *Ultramicroscopy*. – 2013. – Vol. 132. – P. 212–215. – DOI: 10.1016/j.ultramicro.2012.12.015.

15. Microstructure and compressive properties of AlCrFeCoNi high entropy alloy / Y.P. Wang, B.S. Li,

- M.X. Ren, C. Yang, H.Z. Fu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 491 (1–2). – P. 154–158. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.01.064.
16. Microstructural characterisation of high-entropy alloy AlCoCrFeNi fabricated by laser engineered net shaping / I. Kuncce, M. Polanski, K. Karczewski, T. Plocinski, K.J. Kurzydowski // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 648. – P. 751–758. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.05.144.
17. Understanding phase stability of Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloys / C. Zhang, F. Zhang, H. Diao, M.C. Gao, Z. Tang, J.D. Poplawsky, P.K. Liaw // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 109. – P. 425–433. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.073.
18. Структурно-фазовое состояние высокоэнтروпийного сплава Al-Co-Cr-Fe-Ni, полученного проволочно-дуговой аддитивной технологией / К.А. Осинцев, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, И.А. Панченко, Е.С. Ващук // *Ползуновский вестник*. – 2021. – № 1. – С. 141–146. – DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.01.020.
19. Corrosion behavior of AlCoCrFeNi_x high entropy alloys / A.M. Zemanate, A.M.J. Júnior, G.F. de Lima Andreani, V. Roche, K.R. Cardoso // *Electrochimica Acta*. – 2023. – Vol. 441. – P. 141844. – DOI: 10.1016/j.electacta.2023.141844.
20. Strengthening of nanoprecipitations in an annealed Al_{0.5}CoCrFeNi high entropy alloy / S. Niu, H. Kou, T. Guo, Y. Zhang, J. Wang, J. Li // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 671. – P. 82–86. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.040.
21. Структурные преобразования при отжиге холоднодеформированного высокоэнтропийного сплава Al_{0.3}CoCrFeNi / И.В. Иванов, К.И. Эмурлаев, К.Э. Купер, Д.Э. Сафарова, И.А. Батаев // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 2022. – Т. 65, № 8. – С. 539–547. – DOI: 10.17073/0368-0797-2022-8-539-547.
22. Strengthening by Ti, Nb, and Zr doping on microstructure, mechanical, tribological, and corrosion properties of CoCrFeNi high-entropy alloys / J.L. Zhou, Y.H. Cheng, Y.X. Wan, H. Chen, Y.F. Wang, J.Y. Yang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2024. – Vol. 984. – P. 173819. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.173819.
23. Influence of alloying elements (Cu, Ti, Nb) on the microstructure and corrosion behaviour of AlCrFeNi-based high entropy alloys exposed to oxygen-containing molten Pb / H. Shi, R. Fetzer, A. Jianu, A. Weisenburger, A. Heinzl, F. Lang, G. Müller // *Corrosion Science*. – 2021. – Vol. 190. – P. 109659. – DOI: 10.1016/j.corsci.2021.109659.
24. Effect of Nb, Ti, and V on wear resistance and electrochemical corrosion resistance of AlCoCrNiM_x (M=Nb, Ti, V) high-entropy alloys / B. Pan, X. Xu, J. Yang, H. Zhan, L. Feng, Q. Long, H. Zhou // *Materials Today Communications*. – 2024. – Vol. 39. – P. 109314. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.109314.
25. Температурная зависимость механических свойств и закономерностей пластического течения литых многокомпонентных сплавов Fe₂₀Cr₂₀Mn₂₀Ni₂₀Co_{20-x}C_x (x = 0, 1, 3, 5) / Е.Г. Астафурова, Е.В. Мельников, К.А. Реунова, В.А. Москвина, С.В. Астафуров, М.Ю. Панченко, А.С. Михно, И. Тумбусова // *Физическая мезомеханика*. – 2021. – Т. 24, № 4. – С. 52–63. – DOI: 10.24412/1683-805X-2021-4-52-63.
26. On the difference in carbon and nitrogen alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy / E.G. Astafurova, K.A. Reunova, E.V. Melnikov, M.Yu. Panchenko, S.V. Astafurov, G.G. Maier, V.A. Moskvina // *Materials Letters*. – 2020. – Vol. 276. – P. 128183. – DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128183.
27. Шуберт А.В., Коновалов С.В., Панченко И.А. Обзор исследований высокоэнтропийных сплавов, их свойств, методов создания и применения // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 4. – С. 153–179. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-153-179.
28. Effect of Nb and Ti additions on microstructure, hardness and wear properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy / F.C. Dalan, A.S.D.S. Sobrinho, R.K. Nishihara, S.F. Santos, G.V. Martins, K.R. Cardoso // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1010. – P. 177117. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177117.
29. Ma S.G., Zhang Y. Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 532. – P. 480–486. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.110.
30. Пути улучшения свойств ВЭС Cantor CoCrFeNiMn и CoCrFeNiAl / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, М.О. Ефимов, И.А. Панченко, В.В. Шляров // *Известия вузов. Черная Металлургия*. – 2024. – Т. 67, № 3. – С. 283–292. – DOI: 10.17073/0368-0797-2024-3-283-292.
31. Effect of Nb content on thermal stability, mechanical and corrosion behaviors of hypoeutectic CoCrFeNiNb_x high-entropy alloys / M. Zhang, L. Zhang, P.K. Liaw, G. Li, R. Liu // *Journal of Materials Research*. – 2018. – Vol. 33 (19). – P. 3276–3286. – DOI: 10.1557/jmr.2018.103.
32. Heat treatment impacts the micro-structure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy / A. Munitz, S. Salhov, S. Hayun, N. Frage // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 683. – P. 221–230. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.05.034.
33. Güler S., Alkan E.D., Alkan M. Vacuum arc melted and heat treated AlCoCrFeNiTiX based high-



entropy alloys: Thermodynamic and microstructural investigations // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 903. – P. 163901. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.163901.

34. Effects of heat treatment on the precipitation behaviors and mechanical properties of Nb-doped CrMnFeCoNi_{0.8} high-entropy alloy / S. Huang, H. Wu, Y. Xu, H. Zhu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2023. – Vol. 885. – P. 145611. – DOI: 10.1016/j.msea.2023.145611.

35. Selective laser melting of AlCoCrFeMnNi high entropy alloy: Effect of heat treatment / Y. Fang, P. Ma, S. Wei, Z. Zhang, D. Yang, H. Yang, G.P. Konda, S. Wan, Y. Jia // *Journal of Materials Research and Technology*. –

2023. – Vol. 26. – P. 7845–7856. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.121.

36. Effect of heat treatment on the phase composition, microstructure and mechanical properties of Al_{0.6}CrFeCoNi and Al_{0.6}CrFeCoNiSi_{0.3} high-entropy alloys / L. Chen, K. Bobzin, Z. Zhou, L. Zhao, M. Öte, T. Königstein, Z. Tan, D. He // *Metals*. – 2018. – Vol. 8. – P. 974. – DOI: 10.3390/met8110974.

37. Effect of heat treatment on the microstructure and nanoindentation behavior of AlCoCrFeNi high entropy alloy / G. Shang, Z.Z. Liu, J. Fan, X.G. Lu // *Intermetallics*. – 2024. – Vol. 169. – P. 108302. – DOI: 10.1016/j.intermet.2024.108302.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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>).

Effect of heat treatment on the structure and properties of high-entropy alloy $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$

Zhanna Kovalevskaya^{a, *}, Yuanxun Liu^b

National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-3040-8851>,  kovalevskaya@tpu.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0002-8501-2643>,  yuansyun1@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 10 April 2025

Revised: 24 April 2025

Accepted: 13 June 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

High-Entropy Alloy

$\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$

Heat Treatment

Microstructure

Microhardness

Compression Tests

ABSTRACT

Introduction. Currently, one of the most studied high-entropy alloys (HEAs) is the CoCrFeNi system with the addition of a fifth component. An example of such an alloy is AlCoCrFeNi alloyed with additional elements. Nb alloying promotes the formation of a solid solution and a secondary *Laves* phase in the alloy, and leads to the formation of eutectics between these phases. The optimal combination of mechanical properties achieved in the hypoeutectic alloy $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ was the basis for the choice of this alloy for further studies under heat treatment conditions. **Purpose of the work.** To investigate the effect of heat treatment, including heating to temperatures of 900°C, 1,000°C and 1,100°C with subsequent cooling in air, on the structure and properties of $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$. **The methods of investigation** were optical metallography, X-ray diffraction analysis, microhardness measurement, and compression tests. **Results and Discussion.** $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$ alloy retains the solid solution structure based on the *BCC* phase not only in the cast state, but also after heat treatment. Irrespective of heat treatment parameters, the alloy retains the hypoeutectic structure consisting of solid solution dendrites and eutectic with the *Laves* phase in the interdendritic space. Heat treatment leads to changes in the phase composition of the alloy and refinement of structural components. When heated to 900°C, along with the existing solid solution and *Laves* phase, σ -phase is released in the structure, which increases the microhardness of the alloy, but does not provide improvement of strength properties due to its low plasticity. The strength properties of the alloy are significantly improved by heat treatment with heating up to 1,000°C and 1,100°C. Heating up to 1,100°C is accompanied by an increase in residual strain. The main reasons for this effect may be transformations occurring both in the solid solution of the *BCC* phase (dissolution of the B_2 phase, rearrangement of the substructure, increase in the lattice parameter) and in the eutectic (increase in the proportion of the *Laves* phase, refinement of eutectic cells).

For citation: Kovalevskaya Z.G., Liu Y. Effect of heat treatment on the structure and properties of high-entropy alloy $\text{AlCoCrFeNiNb}_{0.25}$. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 137–150. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-137-150. (In Russian).

References

1. Yeh J.W., Chen S.K., Lin S.J., Gan J.Y., Chin T.S., Shun T.T., Tsau C.H., Chang S.Y. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 2004, vol. 6, pp. 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.
2. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
3. Gromov V.E., Shlyarova Yu.A., Konovalov S.V., Vorob'ev S.V., Peregodov O.A. Application of high-entropy alloys. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2021, vol. 64 (10), pp. 747–754. DOI: 10.17073/0368-0797-2021-10-747-754. (In Russian).
4. Bataeva Z.B., Ruktuev A.A., Ivanov I.V., Yurgin A.B., Bataev I.A. Review of alloys developed using the entropy approach. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, 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. (In Russian).
5. Li W., Xie D., Li D., Zhang Y., Gao Y., Liaw P.K. Mechanical behavior of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 2021, vol. 118, p. 100777. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2021.100777.

* Corresponding author

Kovalevskaya Zhanna G., D.Sc. (Engineering), Professor
National Research Tomsk Polytechnic University,
30 Lenin ave.,
634050, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 3822 706-351, e-mail: kovalevskaya@tpu.ru



6. Shang Y., Brechtel J., Pistidda C., Liaw P.K. Mechanical behavior of high-entropy alloys: A review. *High-Entropy Materials: Theory, Experiments, and Applications*. Springer, 2021, pp. 435–522. DOI: 10.1007/978-3-030-77641-1_10.
7. Sheng H.F., Gong M., Peng L.M. Microstructural characterization and mechanical properties of an $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeCuNi}$ high-entropy alloy in as-cast and heat-treated/quenched conditions. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 567, pp. 14–20. DOI: 10.1016/j.msea.2013.01.006.
8. Sui Q., Wang Z., Wang J., Xu S., Liu B., Yuan Q., Zhao F., Gong L., Liu J. Additive manufacturing of CoCrFeNiMo eutectic high entropy alloy: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 913, p. 165239. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.165239.
9. Ruktuev A.A., Lazurenko D.V., Ogneva T.S., Kuzmin R.I., Golkovski M.G., Bataev I.A. Structure and oxidation behavior of CoCrFeNiX (where X is Al, Cu, or Mn) coatings obtained by electron beam cladding in air atmosphere. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 448, p. 128921. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128921.
10. Laplanche G., Kostka A., Horst O.M., Eggeler G., George E.P. Microstructure evolution and critical stress for twinning in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 2016, vol. 118, pp. 152–163. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.038.
11. 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 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys. *Intermetallics*, 2012, vol. 26, pp. 44–51. DOI: 10.1016/j.intermet.2012.03.005.
12. Arun S., Radhika N., Saleh B. Effect of additional alloying elements on microstructure and properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy system: A comprehensive review. *Metals and Materials International*, 2025, vol. 31 (2), pp. 285–324. DOI: 10.1007/s12540-024-01752-3.
13. Zhang S., Wu C.L., Zhang C.H., Guan M., Tan J.Z. Laser surface alloying of FeCoCrAlNi high-entropy alloy on 304 stainless steel to enhance corrosion and cavitation erosion resistance. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 84, pp. 23–31. DOI: 10.1016/j.optlastec.2016.04.011.
14. Manzoni A., Daoud H., Völkl R., Glatzel U., Wanderka N. Phase separation in equiatomic AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Ultramicroscopy*, 2013, vol. 132, pp. 212–215. DOI: 10.1016/j.ultramic.2012.12.015.
15. Wang Y.P., Li B.S., Ren M.X., Yang C., Fu H.Z. Microstructure and compressive properties of AlCrFeCoNi high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 491 (1–2), pp. 154–158. DOI: 10.1016/j.msea.2008.01.064.
16. Kuncic I., Polanski M., Karczewski K., Plocinski T., Kurzydowski K.J. Microstructural characterisation of high-entropy alloy AlCoCrFeNi fabricated by laser engineered net shaping. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 648, pp. 751–758. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.05.144.
17. Zhang C., Zhang F., Diao H., Gao M.C., Tang Z., Poplawsky J.D., Liaw P.K. Understanding phase stability of Al-Co-Cr-Fe-Ni high entropy alloys. *Materials & Design*, 2016, vol. 109, pp. 425–433. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.07.073.
18. Osintsev K.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Vashchuk E.S. Structural-phase state of high-entropy Al-Co-Cr-Fe-Ni alloy obtained by wire-arc additive technology. *Polzunovskiy vestnik*, 2016, no. 1, pp. 141–146. DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.01.020. (In Russian).
19. Zemanate A.M., Júnior A.M.J., Andreani G.F. de Lima, Roche V., Cardoso K.R. Corrosion behavior of AlCoCrFeNi high entropy alloys. *Electrochimica Acta*, 2023, vol. 441, p. 141844. DOI: 10.1016/j.electacta.2023.141844.
20. Niu S., Kou H., Guo T., Zhang Y., Wang J., Li J. Strengthening of nanoprecipitations in an annealed $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 671, pp. 82–86. DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.040.
21. Ivanov I.V., Emurlaev K.I., Kuper K.E., Safarova D.E., Bataev I.A. Structural transformations during annealing of cold-worked high-entropy alloy $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2022, vol. 65 (8), pp. 539–547. DOI: 10.17073/0368-0797-2022-8-539-547. (In Russian).
22. Zhou J.L., Cheng Y.H., Wan Y.X., Chen H., Wang Y.F., Yang J.Y. Strengthening by Ti, Nb, and Zr doping on microstructure, mechanical, tribological, and corrosion properties of CoCrFeNi high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 984, p. 173819. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.173819.
23. Shi H., Fetzer R., Jianu A., Weisenburger A., Heinzl A., Lang F., Müller G. Influence of alloying elements (Cu, Ti, Nb) on the microstructure and corrosion behaviour of AlCrFeNi-based high entropy alloys exposed to oxygen-containing molten Pb. *Corrosion Science*, 2021, vol. 190, p. 109659. DOI: 10.1016/j.corsci.2021.109659.

24. Pan B., Xu X., Yang J., Zhan H., Feng L., Long Q., Zhou H. Effect of Nb, Ti, and V on wear resistance and electrochemical corrosion resistance of AlCoCrNiMx (M=Nb, Ti, V) high-entropy alloys. *Materials Today Communications*, 2024, vol. 39, p. 109314. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.109314.
25. Astafurova E.G., Melnikov E.V., Reunova K.A., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Panchenko M.Yu., Mikhno A.S., Tumbusova I. Temperature dependence of mechanical properties and plastic flow behavior of cast multicomponent alloys $\text{Fe}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20-x}\text{C}_x$ ($x = 0, 1, 3, 5$). *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2021, vol. 24, no. 4, pp. 52–63. DOI: 10.24412/1683-805X-2021-4-52-63. (In Russian).
26. Astafurova E.G., Reunova K.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Yu., Astafurov S.V., Maier G.G., Moskvina V.A. On the difference in carbon-and nitrogen-alloying of equiatomic FeMnCrNiCo high-entropy alloy. *Materials Letters*, 2020, vol. 276, p. 128183. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128183.
27. Shubert A.V., Konovalov S.V., Panchenko I.A. A review of research on high-entropy alloys, its properties, methods of creation and application. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 4, pp. 153–179. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-153-179.
28. Dalan F.C., Sobrinho A.S.D.S., Nishihara R.K., Santos S.F., Martins G.V., Cardoso K.R. Effect of Nb and Ti additions on microstructure, hardness and wear properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1010, p. 177117. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177117.
29. Ma S.G., Zhang Y. Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 532, pp. 480–486. DOI: 10.1016/j.msea.2011.10.110.
30. Gromov V.E., Konovalov S.V., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. Ways to improve the properties of high-entropy alloys Cantor CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl. *Izvestiya vuzov. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2024, vol. 67 (3), pp. 283–292. DOI: 10.17073/0368-0797-2024-3-283-292. (In Russian).
31. Zhang M., Zhang L., Liaw P.K., Li G., Liu R. Effect of Nb content on thermal stability, mechanical and corrosion behaviors of hypoeutectic CoCrFeNiNb_x high-entropy alloys. *Journal of Materials Research*, 2018, vol. 33 (19), pp. 3276–3286. DOI: 10.1557/jmr.2018.103.
32. Munitz A., Salhov S., Hayun S., Frage N. Heat treatment impacts the micro-structure and mechanical properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 683, pp. 221–230. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.05.034.
33. Güler S., Alkan E.D., Alkan M. Vacuum arc melted and heat treated AlCoCrFeNiTiX based high-entropy alloys: Thermodynamic and microstructural investigations. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 903, p. 163901. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.163901.
34. Huang S., Wu H., Xu Y., Zhu H. Effects of heat treatment on the precipitation behaviors and mechanical properties of Nb-doped CrMnFeCoNi_{0.8} high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 885, p. 145611. DOI: 10.1016/j.msea.2023.145611.
35. Fang Y., Ma P., Wei S., Zhang Z., Yang D., Yang H., Konda G.P., Wan S., Jia Y. Selective laser melting of AlCoCrFeMnNi high entropy alloy: Effect of heat treatment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 26, pp. 7845–7856. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.09.121.
36. Chen L., Bobzin K., Zhou Z., Zhao L., Öte M., Königstein T., Tan Z., He D. Effect of heat treatment on the phase composition, microstructure and mechanical properties of Al_{0.6}CrFeCoNi and Al_{0.6}CrFeCoNiSi_{0.3} high-entropy alloys. *Metals*, 2018, vol. 8 (11), p. 974. DOI: 10.3390/met8110974.
37. Shang G., Liu Z.Z., Fan J., Lu X.G. Effect of heat treatment on the microstructure and nanoindentation behavior of AlCoCrFeNi high entropy alloy. *Intermetallics*, 2024, vol. 169, p. 108302. DOI: 10.1016/j.intermet.2024.108302.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Коррозионные свойства покрытий из самофлюсующихся порошков, полученных методом детонационного напыления

Вячеслав Сирота^{a, *}, Дмитрий Прохоренков^b, Антон Чуриков^c, Даниил Подгорный^d,
Наталья Алфимова^e, Андрей Коннов^f

Белгородский государственный технологический университет им. В. Г. Шухова, ул. Костюкова, 46, г. Белгород, 308012, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-4634-7109>, zmas36@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-6455-8172>, bstu-cvt-sem@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1829-2676>, churikov.toni@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-7435-5005>, dan_podgor@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0003-3013-0829>, alfimovan@mail.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0009-3245-0747>, andrekonnov555@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.75

История статьи:

Поступила: 07 мая 2025
Рецензирование: 06 июня 2025
Принята к печати: 24 июня 2025
Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Детонационное напыление
Коррозионные свойства покрытий

Финансирование

Исследования выполнены в рамках Комплексного проекта №30/22 от 12.10.22 г. в рамках Соглашения № 075-11-2025-026 от 27 февраля 2025 года «Создание высокотехнологичного производства композиционных режущих элементов машин и теплового оборудования для переработки продукции сельскохозяйственной отрасли».

Благодарности

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

АННОТАЦИЯ

Введение. В работе представлены результаты комплексного исследования коррозионных свойств инновационных покрытий на основе самофлюсующихся никель-хром-бор-кремниевых сплавов (ПР-НХ17СР4), модифицированных 10 % наночастиц карбида бора (B_4C) и полученных методом детонационного напыления. Актуальность исследования обусловлена острой необходимостью разработки новых высокоэффективных материалов для защиты критически важного оборудования, работающего в экстремальных условиях морской среды, химически агрессивных растворов и при повышенных температурах. Особое внимание уделено детальному анализу влияния B_4C на механизмы коррозионного разрушения, формирование защитных пассивирующих слоев и взаимосвязь между микроструктурой и функциональными свойствами покрытий. **Цель работы:** комплексная оценка влияния 10%-й добавки B_4C на коррозионную стойкость, микроструктуру и механические свойства покрытий в сравнении с базовым сплавом ПР-НХ17СР4 и коммерческим аналогом ВСНГН-85, широко применяемым в промышленности. **Методы исследования.** Покрытия наносили на подложки из стали 40Г методом детонационного напыления с использованием многокамерной кумулятивной установки МКДУ. Для всесторонней характеристики покрытий применяли современные аналитические методы: сканирующую электронную микроскопию (СЭМ Mira 3) с энергодисперсионным анализом и рентгенофазовый анализ (XRD, дифрактометр ARL X'TRA) с количественной оценкой фазового состава методом Ритвельда. Коррозионные испытания проводили в 3,5%-м растворе NaCl, имитирующем морскую среду, с использованием потенциостатических измерений и электрохимической импедансной спектроскопии на потенциостате-гальваностате SmartStat PS-10-4. Для оценки глубины коррозионного поражения применяли конфокальную лазерную микроскопию (Lext OLS5000) с разрешением 10 нм. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что введение 10 % B_4C приводит к формированию уникальной многослойной структуры покрытия с содержанием аморфной фазы до 12,3 % и способствует образованию пассивирующих оксидов хрома (Cr_2O_3) и бора (B_2O_3). Электрохимические измерения показали рекордно низкую скорость коррозии – 0,0014 мм/год, что на порядок меньше, чем у базового сплава (0,021 мм/год), и в 30 раз ниже, чем у коммерческого аналога ВСНГН-85 (0,041 мм/год). Модифицированное покрытие демонстрирует исключительно высокое поляризационное сопротивление (215 ± 25 Ом·см²) и минимальную пористость ($0,6 \pm 0,1$ %). Микротвердость составила 680 ± 40 НВ, что существенно превышает характеристики базового сплава (520 ± 30 НВ) и обусловлено образованием дисперсных частиц NiB_2 . Методами XRD и ЭДС подтвержден каталитический эффект B_4C , способствующий более полному переходу кремния в силицид никеля ($NiSi$). Разработанные покрытия обладают уникальным сочетанием высокой коррозионной стойкости, износостойкости и адгезионной прочности. Полученные результаты позволяют рекомендовать данную технологию для создания защитных покрытий ответственных узлов оборудования в нефтегазовой отрасли, судостроении и энергетике. Перспективы дальнейших исследований связаны с оптимизацией состава порошков и параметров напыления для различных эксплуатационных условий, включая повышенные температуры и комбинированные нагрузки.

Для цитирования: Коррозионные свойства покрытий из самофлюсующихся порошков, полученных методом детонационного напыления / В.В. Сирота, Д.С. Прохоренков, А.С. Чуриков, Д.С. Подгорный, Н.И. Алфимова, А.В. Коннов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 151–165. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-151-165.

Введение

Современные износостойкие покрытия из самофлюсующихся сплавов на основе никеля широко применяются в промышленности [1]. Однако при эксплуатации в агрессивных средах, таких как морская вода или химически активные

*Адрес для переписки

Сирота Вячеслав Викторович, канд. физ.-мат. наук
Белгородский государственный технологический университет
им. В.Г. Шухова,
ул. Костюкова, 46,
308012, г. Белгород, Россия
Тел.: +7 904 539-14-08, e-mail: zmas36@mail.ru

растворы, эти покрытия подвергаются не только механическому воздействию, но и коррозионному разрушению. При этом скорость коррозии может существенно влиять на их износостойкость и долговечность, приводя к преждевременному выходу деталей из строя и существенным экономическим потерям [2–4].

Актуальность настоящей работы заключается в необходимости комплексного изучения коррозионного поведения износостойких покрытий, поскольку их традиционная оценка ограничивается в основном механическими характеристиками, такими как твердость и сопротивление истиранию [5–8]. Однако даже высокопрочные покрытия (например, на основе карбидов вольфрама или бора) могут терять свои эксплуатационные свойства из-за коррозионных процессов, развивающихся в границах между частицами или в порах [9–12]. Особенно важно исследовать кинетику коррозии, так как она определяет не только срок службы покрытия, но и его взаимодействие с подложкой, что в итоге влияет на общую работоспособность системы [13–15].

В настоящем исследовании для нанесения покрытий использовался детонационный метод напыления, который обладает рядом существенных преимуществ по сравнению с альтернативными технологиями. Ключевыми преимуществами детонационного метода являются высокая скорость частиц (до 2500 м/с), что обеспечивает лучшее сцепление покрытия с подложкой и уменьшает пористость [16]; меньший нагрев напыляемого материала, снижающий риск нежелательных фазовых превращений и окисления [17]; возможность точного контроля параметров процесса, включая состав газовой смеси и энергию взрыва, что позволяет оптимизировать структуру и свойства покрытия [18].

Практическая значимость работы обусловлена возможностью использования полученных результатов при разработке новых износ- и коррозионностойких покрытий для оборудования нефтегазовой отрасли, судостроения и энергетики, работающего в экстремальных условиях. Научная новизна исследования заключается в установлении количественных зависимостей между содержанием карбида бора, параметрами детонационного напыления и коррозионной стойкостью никель-хром-бор-кремниевых покрытий, что ранее не освещалось в литературе в таком объеме.

Целью настоящей работы являлась оценка скорости коррозии износостойких покрытий на основе самофлюсующегося сплава ПР-НХ17СР4 и его модифицированного аналога с добавкой карбида бора.

Были поставлены следующие **задачи**:

- провести механическое смешение самофлюсующегося порошка ПР-НХ17СР4 с 10 % карбида бора (B_4C) и оценить однородность распределения частиц;
- сравнить гранулометрический состав и насыпную плотность исходных порошков и полученной смеси;
- исследовать микроструктуру покрытий методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и рентгенофазового анализа (XRD);
- провести электрохимические испытания (потенциостатические измерения, импедансную спектроскопию) в 3,5%-м растворе NaCl;
- сопоставить коррозионное поведение покрытий ПР-НХ17СР4, ПР-НХ17СР4+10% B_4C и коммерческого аналога ВСНГН-85.

Методика исследований

Для проведения исследований в качестве подложки использовали пластины размером 40×40×5 мм из конструкционной стали марки 40Г, химический состав которой соответствует требованиям ГОСТ 1050–2013. Спектральный анализ, выполненный на оптико-эмиссионном спектрометре «ИСКРОЛАЙН 100» (Россия), подтвердил соответствие стали заявленной марке. Содержание основных легирующих элементов: 0,40 % углерода, 0,25 % кремния, 0,78 % марганца с суммарным содержанием серы и фосфора не более 0,03 % каждого.

Подготовка поверхности образцов подложки включала в себя тщательную пескоструйную обработку кварцевым песком фракции $1,0 \pm 0,2$ мм при давлении сжатого воздуха 0,6 МПа.

Для нанесения покрытий использовали многокамерную кумулятивную детонационную установку МКДУ (БГТУ им. В. Г. Шухова, Россия). Особенностью данной установки является наличие двухкамерной системы с фокусирующей линзой, что позволяет достигать скорости частиц до 2500 м/с. Установка оснащена прецизионной системой подачи газовой смеси и автоматизированной системой контроля параметров

процесса. Состав газовой смеси: пропан-бутан/кислород/воздух в соотношении 13/57/30 об. %. Параметры процесса были оптимизированы на основе предыдущих исследований авторов [19, 20].

В качестве напыляемых материалов использовали три вида порошков. Основным материалом – самофлюсующийся порошок ПР-НХ17СР4 производства ОАО «ПОЛЕМА» (Россия). Для приготовления смеси на основе вышеуказанного самофлюсующегося порошка выбрали карбид бора марки F1200 производства ООО «Промхим» (Россия). Введение 10 вес. % карбида бора осуществляли методом механического смешения в планетарной монмельнице Pulverisette 6 (Fritsch, Германия) при скорости вращения 200 об/мин в течение 120 минут. Равномерность распределения частиц карбида бора в порошке ПР НХ17СР4 подтверждали визуально по изображениям в обратно отраженных электронах (рис. 1, з). В качестве эталонного материала использовался коммерческий порошок ВСНГН 85 производства компании ООО «ТЦ Техникорд» (Россия). Этот материал был выбран как типичный представитель износостойких покрытий, широко применяемых в промышленности. Элементный состав исходных порошков был исследован методом энергодисперсионной микроскопии, форма частиц установлена по результатам съёмки электронной микроскопии, насыпную плотность определяли при помощи градуированного цилиндра. Результаты исследования исходных порошков представлены в табл. 1.

На рис. 1 показан внешний вид исходных порошков и приготовленной смеси.

Для подготовки образцов к исследованию микроструктуры и коррозионных свойств использовали прецизионный отрезной станок

IsoMet 5000 (Buehler, Германия) и шлифовально-полировальный станок MetaServ 250 (Buehler, Германия). Заключительную обработку шлифов осуществляли алмазным шлифовальным диском Carat 3 мкм («Лабортэк», Россия).

Оценку пористости проводили по шлифам покрытий в программно-аппаратном комплексе «Анализатор SIAMS 800». Контроль толщины нанесенных покрытий осуществляли ультразвуковым толщиномером 45MG (Olympus, Япония).

Гранулометрический состав исходных порошков и смеси определяли с помощью анализатора гранулометрического состава порошков Analysette 22 NanoTec Plus (Fritsch, Германия), результат отображен на рис. 2.

Исследование полученных покрытий проводили с использованием комплекса современных аналитических методов, позволяющих всесторонне оценить их структурные и функциональные свойства. Микроструктурные исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе Mira 3 (Tescan, Чехия), оснащенной системой энергодисперсионной спектроскопии X-Max 50 с программным обеспечением AZtec (Oxford Instruments, Великобритания). SE- и BSE-изображения и анализ элементного состава получали при ускоряющем напряжении 15 кВ и рабочем расстоянии 15 мм. Данные ЭДС обрабатывали с использованием специализированного программного обеспечения AZtec.

Оценку пористости проводили по анализу СЭМ-изображений шлифов покрытий с видимым полем 1000 мкм в программном обеспечении ImageJ.

Фазовый состав покрытий исследовали методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ARL X'TRA с Cu-K α излучением

Таблица 1

Table 1

Характеристики исходных порошков
Characteristics of the initial powders

Марки порошков	Элементный состав, вес. %							Форма частиц	Насыпная плотность, г/см ³
	C	Cr	Si	B	Fe	W	Ni		
ПР-НХ17СР4	1,0	17,1	4,1	3,6	4,8	–	Ост.	Сферическая	4,1 ± 0,2
ПР-НХ17СР4+10%B ₄ C	3,1	15,0	3,5	11,1	4,3	–	Ост.	Смесь сферических и угловатых	3,9 ± 0,2
ВСНГН-85	5,3	2,5	0,6	0,55	0,4	79,8	Ост.	Агломерированная	7,0 ± 0,2

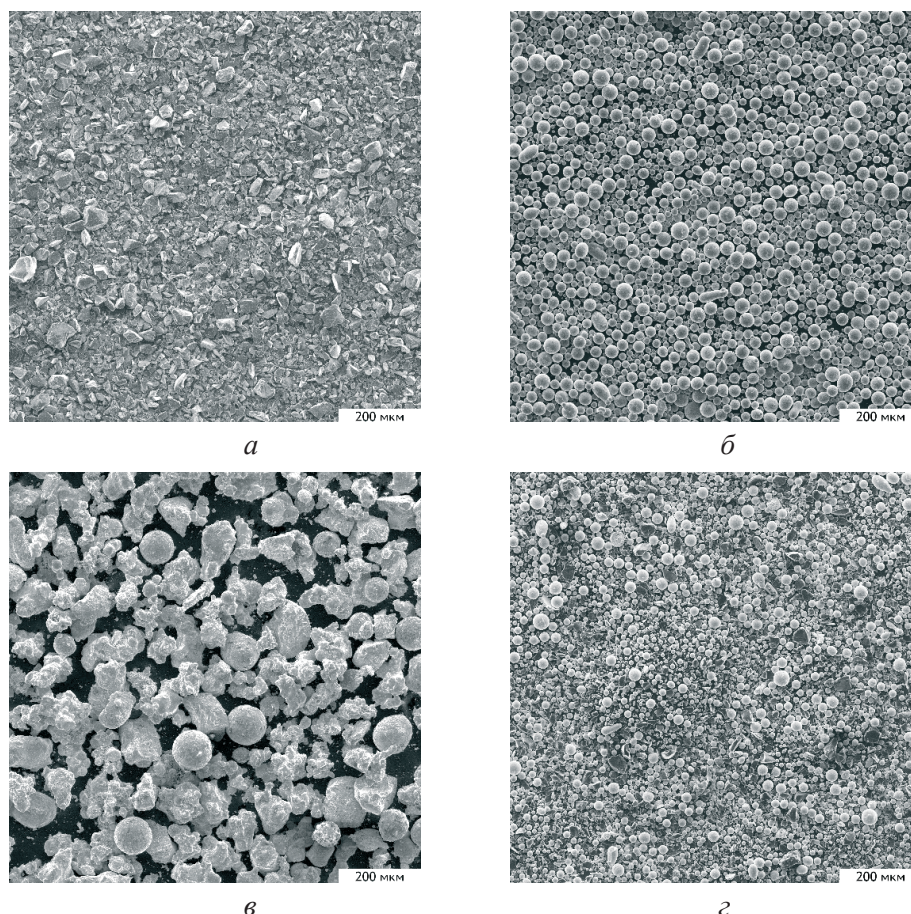


Рис. 1. Микрофотографии исходных порошков и смеси:

a, б, в – SE-изображения порошков B_4C , ПР-НХ17СР4 и ВСНГН-85 соответственно; *г* – BSE-изображение смеси ПР-НХ17СР4+10% B_4C

Fig. 1. Micrographs of the initial powders and mixture:

a, б, в – SE images of B_4C , NiCrBSi (PR-NKh17SR4), and NiCr/WC (VSNGN-85) powders, respectively; *г* – BSE image of the NiCrBSi (PR-NKh17SR4)+10 wt.% B_4C mixture

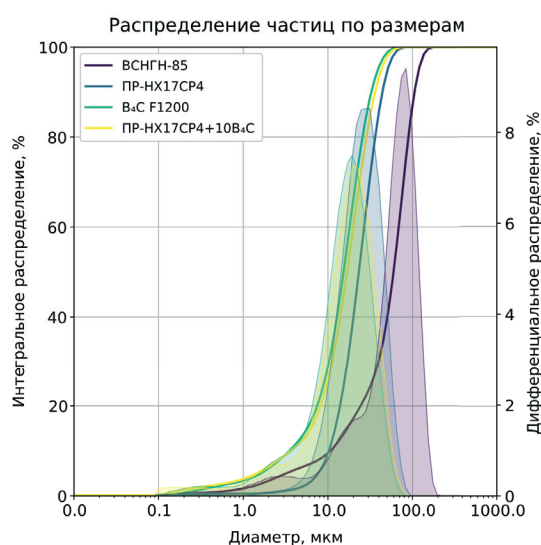


Рис. 2. Гранулометрический состав исходных порошков и смеси

Fig. 2. Particle size distribution of the initial powders and mixture

($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Измерения выполнялись в режиме θ -2 θ -сканирования в диапазоне углов $10^\circ \dots 90^\circ$ с шагом $0,02^\circ$ и временем экспозиции 1 с в точке. Идентификация фаз осуществлялась по базе данных PDF-2 Международного центра дифракционных данных (ICDD).

Коррозионные испытания проводили в трех-электродной электрохимической ячейке с использованием потенциостата-гальваностата SmartStat PS-10-4. В качестве рабочего электролита применяли 3,5%-й раствор хлорида натрия ($\text{pH} = 6,8 \pm 0,2$), приготовленный из реактива квалификации «ч.д.а.» и дистиллированной воды. Электрод сравнения – хлорсеребряный, вспомогательный электрод – графитовый.

Программа электрохимических исследований включала в себя несколько последовательных этапов. Первоначально измеряли по-

тенциал разомкнутой цепи (ПРЦ) в течение 60 минут до достижения стационарного состояния (± 10 мВ/10 мин). Затем выполняли импедансную спектроскопию в частотном диапазоне от 50 кГц до 10 МГц с амплитудой переменного сигнала 10 мВ. Полученные спектры Найквиста аппроксимировали эквивалентными электрическими схемами с использованием скрипта *impedance.py* [21]. Далее записывали поляризационные кривые в потенциодинамическом режиме со скоростью сканирования 1 мВ/с в диапазоне от -300 мВ относительно стационарного потенциала до 1,2 В относительно хлорсеребряного электрода либо до достижения плотности тока 10 мА/см^2 . Особое внимание уделяли анализу тафелевских участков анодной и катодной ветвей для определения кинетических параметров коррозионного процесса. Для каждого образца проводили не менее трех параллельных измерений с последующей статистической обработкой результатов.

После коррозионных испытаний поверхность образцов исследовали методом электронной микроскопии. Для оценки глубины коррозионного проникновения применялся конфокальный лазерный микроскоп с вертикальным разрешением 10 нм.

Механические испытания включали в себя измерение микротвердости по Виккерсу на твердомере NEXUS 4504-IMP (INNOVATEST, Нидерланды) при нагрузке 1 кг и времени выдержки 15 с. Для каждого образца выполняли не менее 10 измерений с последующим исключением грубых погрешностей по критерию Стьюдента.

Результаты и их обсуждение

Комплексное исследование микроструктуры покрытий выявило существенные различия

между изученными составами (табл. 2). Покрытие на основе самофлюсующегося порошка ПР-НХ17СР4 демонстрировало характерную слоистую структуру с четко выраженными границами между отдельными напыленными частицами (рис. 3, а). Средний размер структурных элементов составлял $10 \dots 30$ мкм, что соответствует гранулометрии исходного порошка. Пористость, определенная методом количественного анализа изображений, не превышала $0,7 \pm 0,1$ %, причем основная часть пор располагалась на межчастичных границах.

Введение 10 % карбида бора привело к существенному изменению микроструктуры (рис. 3, б). При сохранении среднего размера структурных элементов и пористости на том же уровне (см. табл. 2) наблюдается качественное изменение границ между отдельными напыленными частицами.

ЭДС-анализ показал насыщение межзеренных границ бором и общее содержание бора близкими к заложенному (рис. 4). При этом содержание частиц карбида бора существенно ниже, чем в исходной смеси. Это косвенно свидетельствует о частичном разложении карбида бора и активном взаимодействии бора с другими компонентами покрытия в процессе. Рентгенофазовый анализ также показал наличие аморфного пика и уширение основания пика никеля, что подтверждает образование твердых растворов в большем количестве по сравнению с покрытием ПР-НХ17СР4 (рис. 5). Для обработки данных и количественного фазового анализа применяли метод Ритвельда, реализованный в программном обеспечении Match3, который позволяет учитывать перекрытие пиков и влияние микроструктурных факторов.

Покрытие ВСНГН-85 отличается характерной «островковой» структурой с четко выражен-

Таблица 2

Table 2

Структурные характеристики исследованных покрытий
Structural characteristics of the studied coatings

Параметр	ПР-НХ17СР4	ПР-НХ17СР4 + 10%B ₄ C	ВСНГН-85
Средняя толщина, мкм	410 ± 15	390 ± 40	430 ± 30
Пористость, %	$0,7 \pm 0,1$	$0,6 \pm 0,1$	$0,9 \pm 0,3$
Твердость HV ₁	520 ± 30	680 ± 40	1250 ± 120

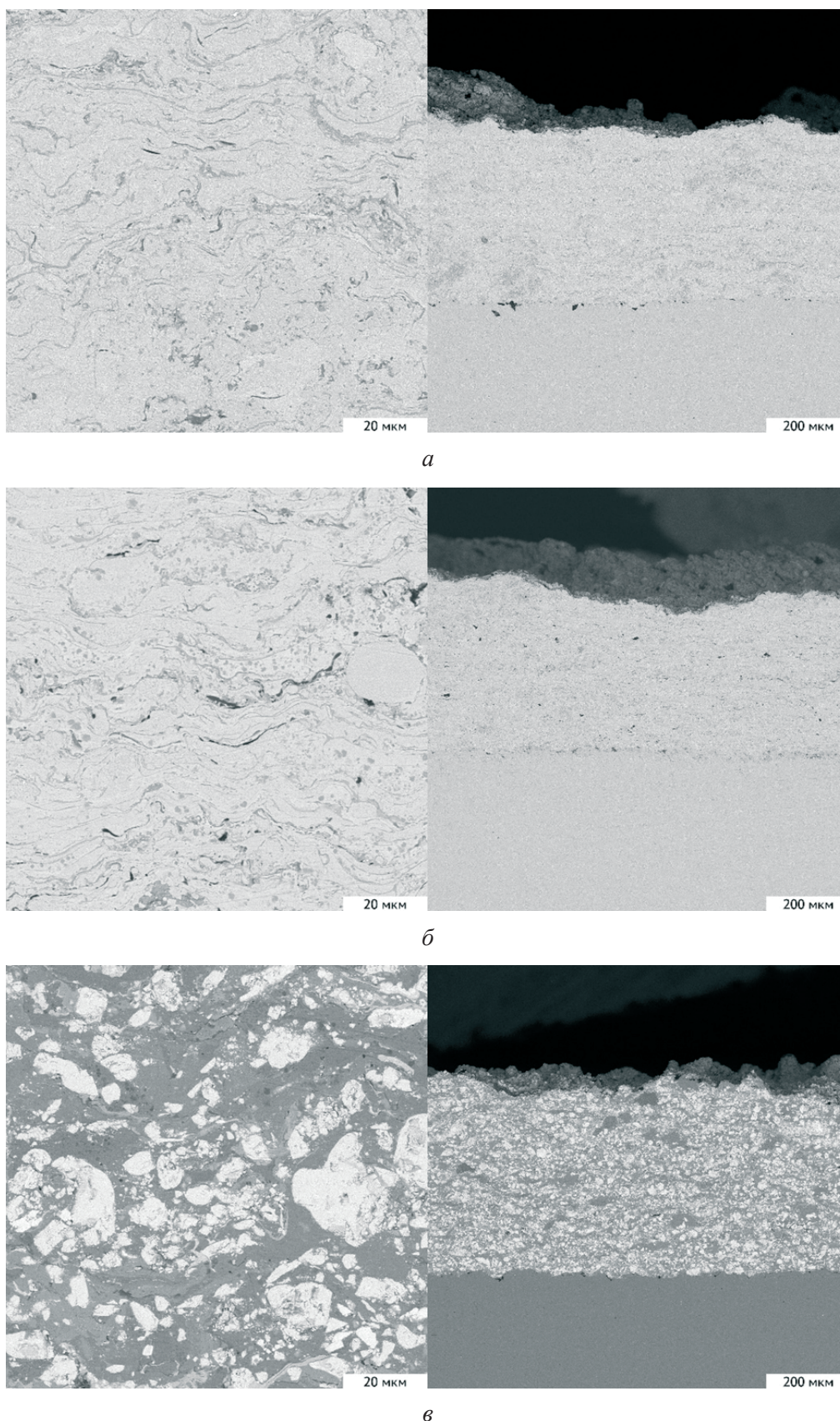


Рис. 3. СЭМ-изображения микроструктуры поперечных срезов покрытий:
 а – ПР-НХ17СР4; б – ПР-НХ17СР4+10%B₄C; в – ВСНГН-85

Fig. 3. SEM images of the cross-sectional microstructure of the coatings:
 а – NiCrBSi (PR-NKh17SR4); б – NiCrBSi (PR-NKh17SR4)+10 wt.% B₄C; в – NiCr/WC
 (VSNGN-85)

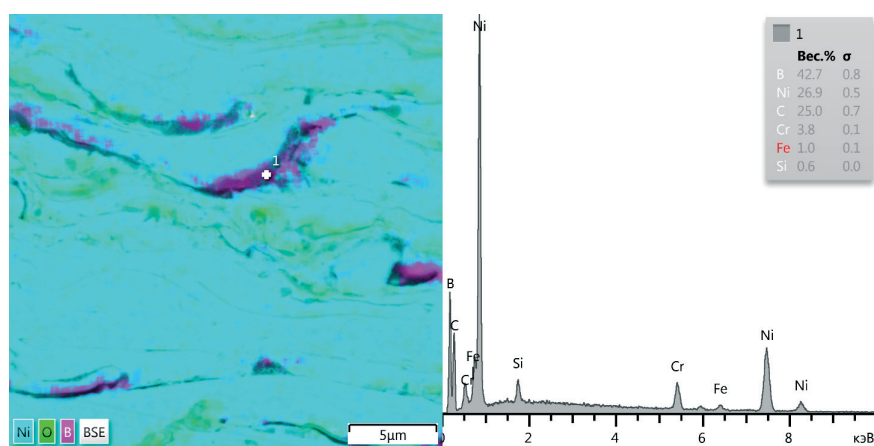


Рис. 4. ЭДС поперечного шлифа ПР-НХ17СР4+10%B₄C

Fig. 4. EDS mapping of the cross-section of NiCrBSi (PR-NKh-17SR4)+10 wt.% B₄C

Рентгеновские дифрактограммы образцов

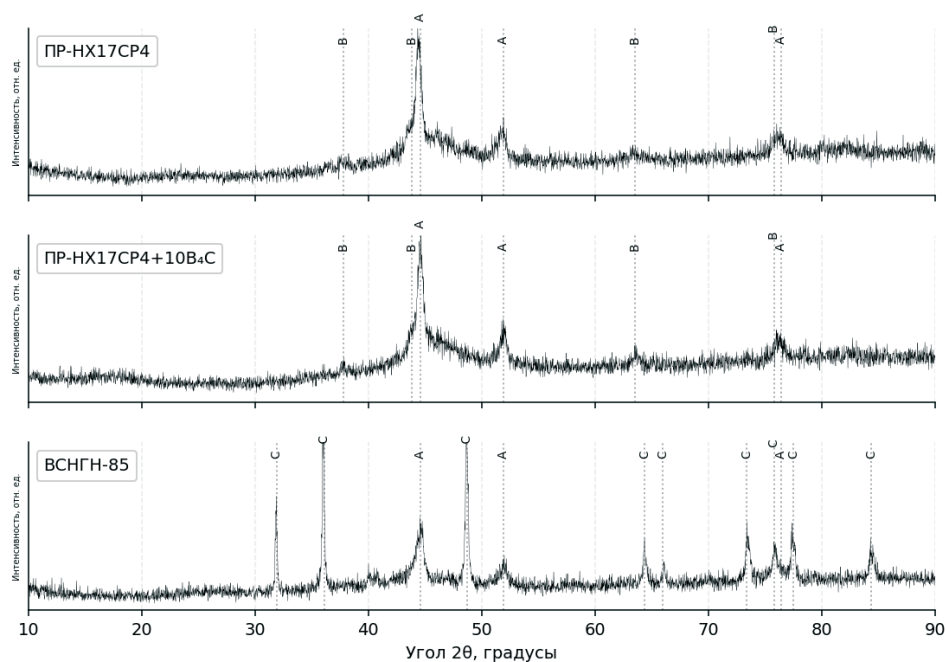


Рис. 5. Дифрактограммы исследованных покрытий:

A – Fm-3m ($a = 0,350 \pm 3$ нм) (твердые растворы внедрения и замещения на основе никеля; B – Fm-3m ($a = 0,414 \pm 3$ нм) интерметаллиды; C – P-6m2 ($a = 0,291$ нм, $c = 0,284$ нм) – карбид вольфрама

Fig. 5. XRD patterns of the studied coatings:

A – Fm-3m ($a = 0.350 \pm 0.003$ nm) Solid solutions of interstitial and substitutional types based on nickel; B – Fm-3m ($a = 0.414 \pm 0.003$ nm) Intermetallic compounds; C – P-6m2 ($a = 0.291$ nm, $c = 0.284$ nm) – Tungsten carbide (WC)

ными частицами карбида вольфрама в никелевой матрице (см. рис. 3, в). Рентгенофазовый анализ также показал острые пики карбида вольфрама на фоне размытых пиков, соответствующих твердым растворам на основе никеля.

Результаты электрохимических исследований продемонстрировали существенное влияние состава покрытий на их коррозионное поведение в 3,5%-м растворе NaCl. Потенциометрические измерения выявили существенные

различия в значениях потенциалов коррозии (рис. 7, а). Наиболее благородный потенциал (-250 ± 30 мВ) зафиксирован для покрытия ПР-НХ17СР4+10%В₄С, что свидетельствует о его повышенной термодинамической устойчивости.

Анализ поляризационных кривых (рис. 6) показал, что покрытие с карбидом бора характеризуется минимальным током коррозии ($0,8 \pm 0,02$ мкА/см²), что на порядок ниже, чем у базового состава ($6,5 \pm 0,2$ мкА/см²). Импедансная спектроскопия подтвердила формирование плотной защитной пленки на поверхности модифицированного покрытия, о чем свидетельствуют высокие значения поляризационного сопротивления (215 ± 25 кОм·см²) и низкие значения постоянной фазового элемента (45 ± 5 мкФ·см⁻²·сⁿ⁻¹).

По поляризационным кривым в полулогарифмических координатах определены тафелевские наклоны для анодной и катодной реакций

(рис. 6), по которым произведен расчет плотностей тока и потенциалов коррозии (см. табл. 3). Полученные параметры показали, что покрытие с добавлением карбида бора характеризуется минимальным током коррозии (0,8 мкА/см²), это на порядок ниже, чем у базового состава ПР-НХ17СР4 (6,5 мкА/см²) и покрытия ВСНГН-85 (13,9 мкА/см²).

Исследования импеданса покрытий в водном растворе, содержащем 3,5 % NaCl, продемонстрировали, что для всех изученных покрытий данные хорошо соответствуют эквивалентной электрической схеме Рэндлса – Эршлера (рис. 7). В этой схеме *CPE* (элемент постоянной фазы) описывает емкость двойного электрического слоя, *Rct* – сопротивление переносу заряда, а *ZW* – импеданс Варбурга, связанный с диффузионными процессами. Типичный годограф включает участок полуокружности, который быстро переходит в наклонную прямую (диффузионный импеданс) уже в высокочастотной области. При этом для ВСНГН-85 наблюдается несколько перегибов, связанных с наличием крупных неоднородных фаз (карбид вольфрама и связка).

Данные электрохимической импедансной спектроскопии покрытий и подложки с наложенными линиями аппроксимации с использованием эквивалентной схемы Рэндлса – Эршлера представлены на рис. 8 в виде годографов Найквиста. Параметры аппроксимации (табл. 3) подтвердили формирование плотной защитной пленки на поверхности покрытия ПР-НХ17СР4+10%В₄С, о чем свидетельствуют высокие значения поляризационного сопротивления и низкие значения постоянной фазового эле-

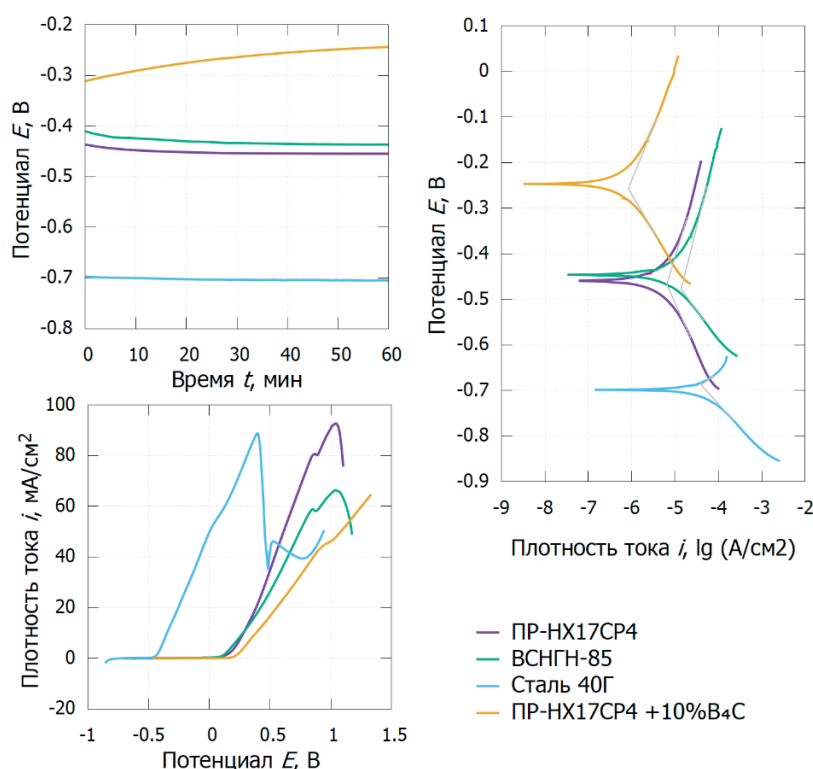


Рис. 6. Кинетика установления потенциала разомкнутой цепи (слева сверху); поляризационные кривые линейной вольтамперометрии (слева снизу); поляризационные кривые в полулогарифмических координатах (справа) в водном растворе, содержащем 3,5 % NaCl. Данные потенциалов указаны относительно хлорсеребряного электрода

Fig. 6. Kinetics of the open circuit potential (OCP) establishment (left top); linear polarization curves (bottom left); and Tafel plots (right) in an aqueous solution containing 3.5 % NaCl. Potential data are given relative to a silver/silver chloride (Ag/AgCl) electrode

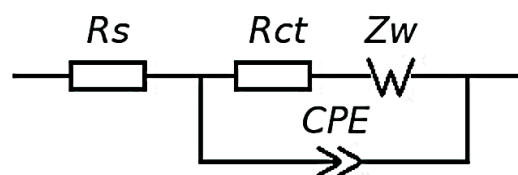


Рис. 7. Эквивалентная электрическая схема Рэндлса – Эршлера

Fig. 7. Randles-Ershler equivalent circuit

Параметры коррозионного поведения в 3,5%-м NaCl

Corrosion behavior parameters in 3.5% NaCl

Параметр	Сталь 40	ПР-НХ17СР4	ПР-НХ17СР4+10%B ₄ C	ВСНГН-85
$E_{\text{кор}}$ (отн. ХСЭ), мВ	-690 ± 15	-470 ± 10	-260 ± 10	-480 ± 12
$i_{\text{кор}}$, мкА/см ²	$40,2 \pm 1,5$	$6,5 \pm 0,2$	$0,8 \pm 0,02$	$13,9 \pm 0,4$
R_{ct} , кОм·см ²	$0,4 \pm 0,1$	$6,6 \pm 0,8$	$66,4 \pm 5,2$	$3,1 \pm 1,0$
Q_{CPE} , мкФ·см ⁻² ·с ⁿ⁻¹	0,3	600	240	1100
n	1	0,63	0,66	0,6

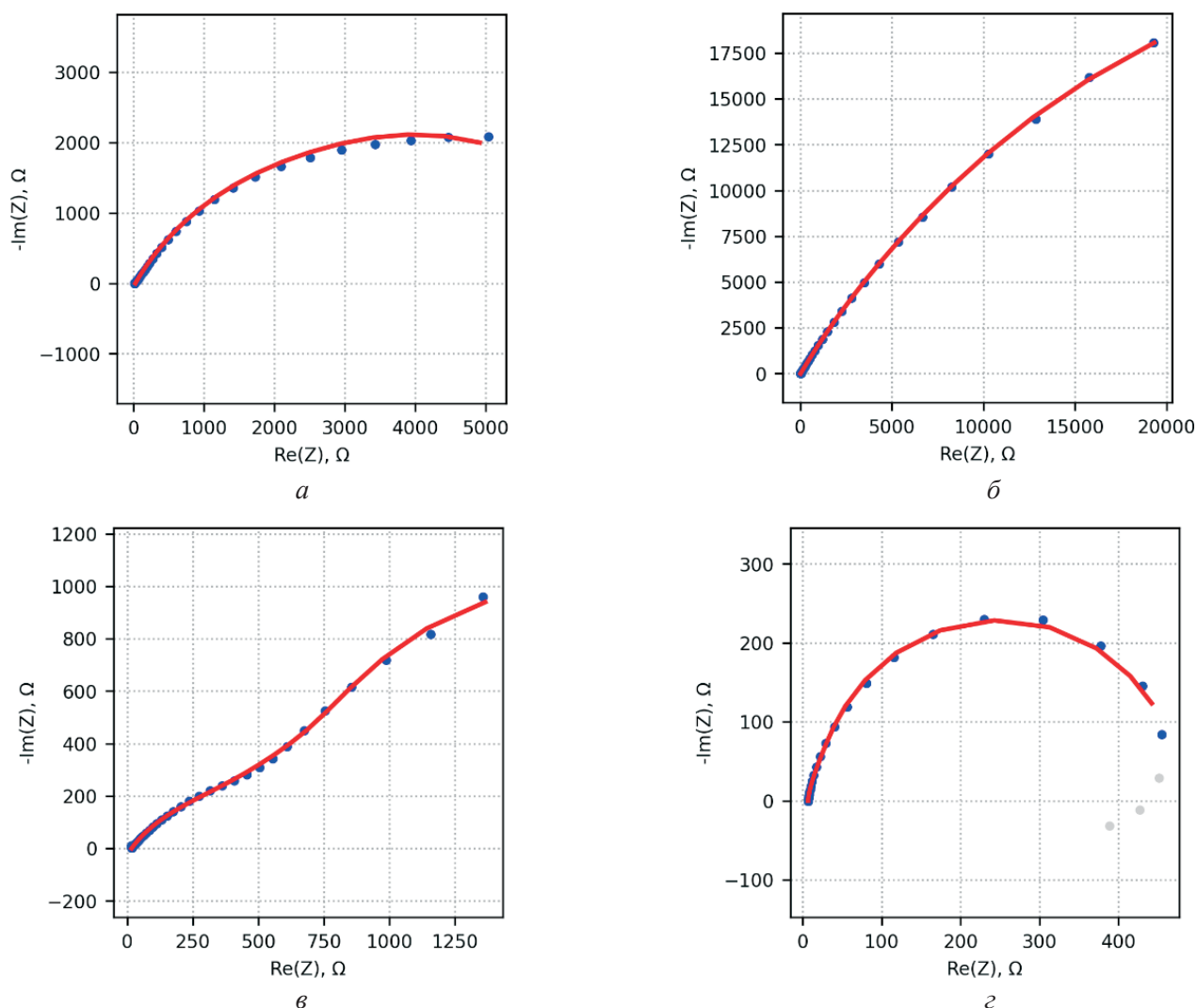


Рис. 8. Годографы Найквиста покрытий в водном растворе, содержащем 3,5 % NaCl, вблизи стационарного потенциала в диапазоне частот от 50 кГц до 10 МГц:

a – ПР-НХ17СР4; b – ПР-НХ17СР4+10%B₄C; c – ВСНГН-85; d – сталь 40Г

Fig. 8. Nyquist plots of coatings in an aqueous solution containing 3.5% NaCl near the stationary potential in the frequency range from 50 kHz to 10 MHz:

a – NiCrBSi PR-NKh17SR4); b – NiCrBSi (PR-NKh17SR4)+10 wt.% B₄C; c – NiCr/WC (VSNGN-85); d – 0.4% C-Mn

мента. Низкий показатель степени исследуемых покрытий (0,6...0,7) указывает на неоднородность и пористость покрытий, что согласуется с микроструктурой (см. рис. 3). При этом для покрытия ПР-НХ17СР4+10%B₄C этот параметр выше остальных, т. е. указывает на более высокую однородность и меньшую пористость.

После коррозионных испытаний поверхность покрытий исследовалась методами электронной микроскопии (рис. 9).

На покрытии ПР-НХ17СР4+10%B₄C наблюдалась неглубокая, преимущественно поверхностная коррозия, в то время как на эталонном покрытии ВСНГН-85 отмечались многочисленные глубокие коррозионные поражения металлической связки по границам частиц карбида вольфрама.

Выводы

1. Проведенное исследование позволило всесторонне оценить коррозионные свойства покрытий из самофлюсующихся порошков, полученных методом детонационного напыления. Результаты показали, что введение 10 % карбида бора в состав самофлюсующегося сплава ПР-НХ17СР4 существенно улучшает коррозионную стойкость покрытия.

2. Модифицированное покрытие демонстрирует наиболее благородный потенциал коррозии (-260 ± 10 мВ) и минимальный ток коррозии ($0,8 \pm 0,02$ мкА/см²), что свидетельствует о его высокой термодинамической устойчивости и кинетической стабильности в агрессивной среде. Эти показатели значительно превосходят характеристики как базового сплава ПР-НХ17СР4, так и коммерческого покрытия ВСНГН-85.

3. Микроструктурный анализ выявил, что карбид бора способствует формированию плотной многослойной защитной системы, включающей в себя внешний пассивирующий слой на основе оксидов хрома и бора, основную матрицу с диспергированными частицами NiB₂, а также увеличение объема фазы NiSi. Такая структура не только снижает пористость покрытия, но и обеспечивает эффективную защиту от развития общей и щелевой коррозии.

4. Импедансная спектроскопия подтвердила образование плотной защитной пленки, о чем свидетельствуют высокие значения поляриза-

ционного сопротивления (215 ± 25 кОм·см²) и низкие значения постоянной фазового элемента.

Список литературы

1. Simunovic K., Saric T., Simunovic G. Different approaches to the investigation and testing of the Ni-based self-fluxing alloy coatings – A review. Part 1: General facts, wear and corrosion investigations // Tribology Transactions. – 2014. – Vol. 57 (6). – P. 955–979.
2. Cost of corrosion in the United States // Handbook of environmental degradation of materials / G.H. Koch, M.P.H. Brongers, N.G. Thompson, Y.P. Virmani, J.H. Payer. – William Andrew Publishing, 2005. – P. 3–24. – DOI: 10.1016/B978-081551500-5.50003-3.
3. Thompson N.G., Yunovich M., Dunmire D. Cost of corrosion and corrosion maintenance strategies // Corrosion Reviews. – 2007. – Vol. 25 (3–4). – P. 247–262. – DOI: 0.1515/CORRREV.2007.25.3-4.247.
4. Baorong H.O.U., Dongzhu L.U. Corrosion cost and preventive strategies in China // Bulletin of Chinese Academy of Sciences (Chinese Version). – 2018. – Vol. 33 (6). – P. 601–609. – DOI: 10.16418/j.issn.1000-3045.2018.06.008.
5. Wear behavior of a borided nickel-based self-fluxing thermal spray coating / F.E. Mariani, G.C. Rêgo, A.L. Neto, G.E. Totten, L.C. Casteletti // Materials Performance and Characterization. – 2016. – Vol. 5 (4). – DOI: 10.1520/MPC20150064.
6. Microstructural analysis of flame-sprayed and PTA-deposited nickel-based self-fluxing alloy coatings / I. Vidaković, K. Šimunović, G. Heffer, V. Špada // Welding in the World. – 2024. – Vol. 68 (11). – P. 2819–2836. – DOI: 10.1007/s40194-024-01814-5.
7. Justification of strengthening of working bodies of forestry machines with self-fluxing alloys during gas-flame spraying / V.I. Kretinin, A.V. Teppoev, V.A. Sokolova, O.A. Polyanskaya, S.V. Alekseeva // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2021. – Vol. 876 (1). – P. 012045. – DOI: 10.1088/1755-1315/876/1/012045.
8. A novel strategy for depositing dense self-fluxing alloy coatings with sufficiently bonded splats by one-step atmospheric plasma spraying / X.Y. Dong, X.T. Luo, S.L. Zhang, C.J. Li // Journal of Thermal Spray Technology. – 2020. – Vol. 29. – P. 173–184. – DOI: 10.1007/s11666-019-00943-4.
9. Effect of flame remelting on the microstructure, wear and corrosion resistance of HVOF sprayed NiCrBSi coatings / C.W. Liu, E.W. Qin, G.X. Chen, S.C. Wei, Y. Zou, L. Ye, S.H. Wu // Advanced Materials Research. – 2024. – Vol. 1179. – P. 157–168. – DOI: 10.4028/p-v2xcOL.

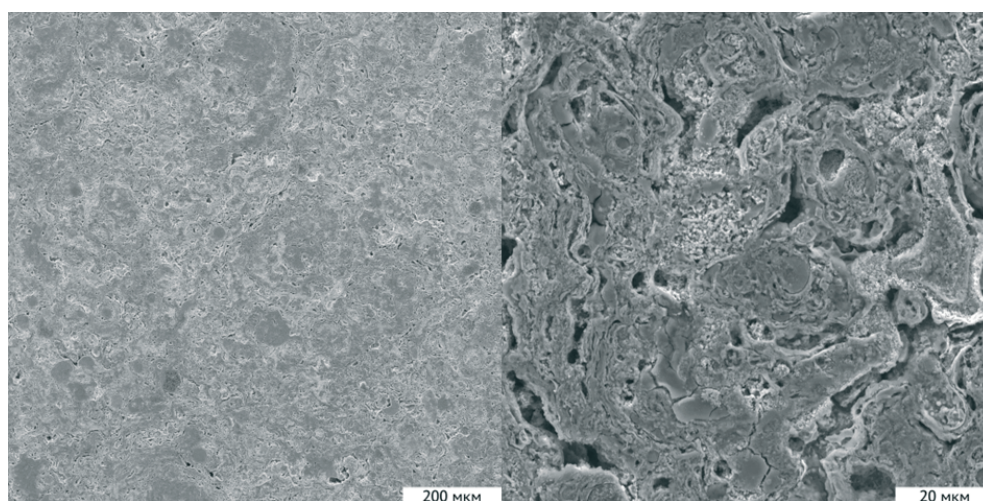
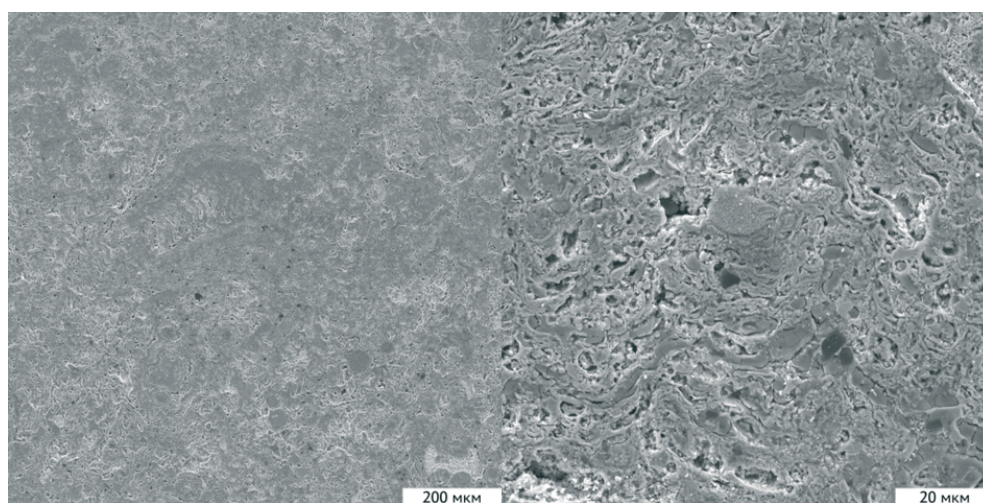
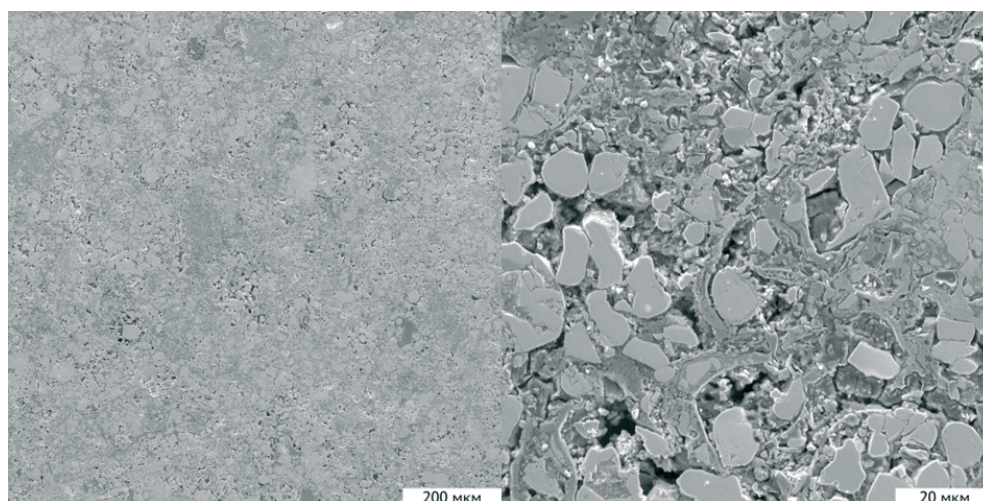
*a**б**в*

Рис. 9. СЭМ-изображения микроструктуры поверхности после коррозионных испытаний:

a – ПР-НХ17СР4; *б* – ПР-НХ17СР4+10%B₄C; *в* – ВСНГН-85

Fig. 9. SEM images of the surface microstructure after corrosion tests:

a – NiCrBSi PR-NKh17SR4); *б* – NiCrBSi (PR-NKh17SR4)+10 wt.% B₄C; *в* – NiCr/WC (VSNGN-85)

10. Influences of flame remelting and WC-Co addition on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of NiCrBSi coatings manufactured via HVOF process / S. Shuecamlue, A. Taman, P. Khamnantha, C. Banjongprasert // *Surfaces and Interfaces*. – 2024. – Vol. 48. – P. 104135. – DOI: 10.1016/j.surf.2024.104135.
11. *Shabanlo M., Amini Najafabadi R., Meysami A.* Evaluation and comparison the effect of heat treatment on mechanical properties of NiCrBSi thermally sprayed coatings // *Anti-Corrosion Methods and Materials*. – 2018. – Vol. 65 (1). – P. 34–37. – DOI: 10.1108/ACMM-02-2017-1756.
12. Temperature profile, microstructural evolution, and wear resistance of plasma-sprayed NiCrBSi coatings under different powers in a vertical remelting way / H.N. Xuan, L. Chen, N. Li, H. Wang, C. Zhao, M. Bobrov, S. Lu, L. Zhang // *Materials Chemistry and Physics*. – 2022. – Vol. 292. – P. 126773. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126773.
13. *Fayomi O.S.I., Akande I.G., Odigie S.* Economic impact of corrosion in oil sectors and prevention: an overview // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2019. – Vol. 1378 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1742-6596/1378/2/022037.
14. *Kania H.* Corrosion and anticorrosion of alloys/metals: the important global issue // *Coatings*. – 2023. – Vol. 13 (2). – P. 216. – DOI: 10.3390/coatings13020216.
15. *Shekari E., Khan F., Ahmed S.* Economic risk analysis of pitting corrosion in process facilities // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2017. – Vol. 157. – P. 51–62. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2017.08.005.
16. High-velocity collision of hot particles with solid substrate, under detonation spraying: detonation splats / S.B. Zlobin, V.Yu. Ulianitsky, A.A. Shtertser, I. Smurov // *Thermal Spray: Expanding Thermal Spray Performance to New Markets and Applications*. – ASM, 2009. – P. 714–717. – DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2009p0714.
17. *Tucker R.C. Jr.* Structure property relationships in deposits produced by plasma spray and detonation gun techniques // *Journal of Vacuum Science and Technology*. – 1974. – Vol. 11 (4). – P. 725–734. – DOI: 10.1116/1.1312743.
18. *Sundararajan G., Sen D., Sivakumar G.* The tribological behaviour of detonation sprayed coatings: the importance of coating process parameters // *Wear*. – 2005. – Vol. 258 (1–4). – P. 377–391. – DOI: 10.1016/j.wear.2004.03.022.
19. Detonation application of a hard composite coating to cutters for centrifugal beet shredders / V.V. Sirota, S.V. Zaitsev, D.S. Prokhorenkov, M.V. Limarenko, A.A. Skiba, A.S. Churikov, A.L. Dan'shin // *Russian Engineering Research*. – 2023. – Vol. 43 (9). – P. 1142–1145. – DOI: 10.3103/s1068798x23090216.
20. The effect of the introduction of B4C on the adhesive and cohesive properties of self-fluxing coatings / V.V. Sirota, S.V. Zaitsev, M.V. Limarenko, A.S. Churikov, D. S. Podgornyi // *Construction Materials and Products*. – 2024. – Vol. 7 (6). – DOI: 10.58224/2618-7183-2024-7-6-5.
21. Mimpedance.py: A Python package for electrochemical impedance analysis / M.D. Murbach, B. Gerwe, N. Dawson-Elli, L. Tsui // *Journal of Open Source Software*. – 2020. – Vol. 5 (52). – P. 2349. – DOI: 10.21105/joss.02349.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Corrosion properties of coatings produced from self-fluxing powders by the detonation spraying method

Vyacheslav Sirota ^{a, *}, Dmitrii Prokhorenkov ^b, Anton Churikov ^c, Daniil Podgorny ^d,
 Natalia Alfimova ^e, Andrey Konnov ^f

Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov, 46 Kostyukova st., Belgorod, 308012, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-4634-7109>,  zmas36@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-6455-8172>,  bstu-cvt-sem@yandex.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-1829-2676>,  churikov.toni@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-7435-5005>,  dan_podgor@mail.ru;
^e  <https://orcid.org/0000-0003-3013-0829>,  alfimovan@mail.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0009-3245-0747>,  andrekkonov555@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 07 May 2025

Revised: 06 June 2025

Accepted: 24 June 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Detonation spraying

Corrosion properties of coatings

Funding

The research was conducted as part of Comprehensive Project No. 30/22 dated October 12, 2022, under Agreement No. 075-11-2025-026 of February 27, 2025: "Development of High-Tech Production of Composite Cutting Elements for Machinery and Thermal Equipment in Agricultural Product Processing".

Acknowledgements

The study was performed using equipment from the High Technologies Center of BSTU named after V.G. Shukhov.

ABSTRACT

Introduction. This paper presents the results of a comprehensive study of the corrosion properties of innovative coatings based on self-fluxing NiCrBSi alloys (PR-NKh17SR4) modified with 10 wt.% boron carbide (B_4C) nanoparticles, produced by detonation spraying. The relevance of the study stems from the critical need to develop new high-performance materials for protecting essential equipment operating under extreme conditions, including marine environments, chemically aggressive solutions, and elevated temperatures. Particular attention is paid to a detailed analysis of the influence of B_4C on corrosion mechanisms, the formation of protective passivating layers, and the relationship between microstructure and functional properties of the coatings. **Objective.** A comprehensive evaluation of the effect of 10 wt.% B_4C addition on the corrosion resistance, microstructure, and mechanical properties of coatings in comparison with the base alloy NiCrBSi alloy (PR-NKh17SR4) and the commercially available counterpart NiCr/WC alloy (VSNGN-85), widely used in industry. **Methods.** The coatings were applied to 0.40% C-Mn steel substrates using a multi-chamber cumulative detonation spraying unit (MKDU). Modern analytical methods were employed for thorough characterization: scanning electron microscopy (SEM , Mira 3) with energy-dispersive spectroscopy, X-ray diffraction (XRD , ARL X'TRA diffractometer) with quantitative phase composition assessment using the Rietveld method. Corrosion tests were conducted in a 3.5% NaCl solution simulating marine environments, using potentiostatic measurements and electrochemical impedance spectroscopy on a SmartStat PS-10-4 potentiostat-galvanostat. The depth of corrosion penetration was evaluated using confocal laser microscopy (Lext OLS5000) with a resolution of 10 nm. **Results and discussion.** It was established that the addition of 10 wt.% B_4C leads to the formation of a unique multilayered coating structure with an amorphous phase content of up to 12.3% and promotes the formation of passivating chromium (Cr_2O_3) and boron (B_2O_3) oxides. Electrochemical measurements revealed an exceptionally low corrosion rate of 0.0014 mm/year, which is an order of magnitude lower than that of the base alloy (0.021 mm/year) and 30 times lower than that of the commercial counterpart NiCr/WC alloy (VSNGN-85) (0.041 mm/year). The modified coating exhibits remarkably high polarization resistance ($215 \pm 25 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}^2$) and minimal porosity ($0.6 \pm 0.1\%$). The microhardness reached $680 \pm 40 \text{ HV}$, significantly exceeding that of the base alloy ($520 \pm 30 \text{ HV}$), which is attributed to the formation of dispersed NiB_2 particles. XRD and EDS analyses confirmed the catalytic effect of B_4C , facilitating a more complete transition of silicon into nickel silicide (NiSi). The developed coatings possess a unique combination of high corrosion resistance, wear resistance, and adhesive strength. The obtained results recommend this technology for creating protective coatings for critical components in the oil and gas industry, shipbuilding, and energy sectors. Future research prospects include optimizing powder compositions and spraying parameters for various operational conditions, including elevated temperatures and combined loads.

For citation: Sirota V.V., Prokhorenkov D.S., Churikov A.S., Podgorny D.S., Alfimova N.I., Konnov A.V. Corrosion properties of coatings produced from self-fluxing powders by the detonation spraying method. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 151–165. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-151-165. (In Russian).

References

1. Simunovic K., Saric T., Simunovic G. Different approaches to the investigation and testing of the Ni-based self-fluxing alloy coatings – A review. Part 1: General facts, wear and corrosion investigations. *Tribology Transactions*, 2014, vol. 57 (6), pp. 955–979.

* Corresponding author

Sirota Vyacheslav V., Ph.D. (Physics and Mathematics)
 Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov,
 46 Kostyukova st.,
 308012, Belgorod, Russian Federation
 Tel.: +7 904 539-14-08, e-mail: zmas36@mail.ru

2. Koch G.H., Brongers M.P.H., Thompson N.G., Virmani Y.P., Payer J.H. Cost of corrosion in the United States. *Handbook of environmental degradation of materials*. William Andrew Publishing, 2005, pp. 3–24. DOI: 10.1016/B978-081551500-5.50003-3.
3. Thompson N.G., Yunovich M., Dunmire D. Cost of corrosion and corrosion maintenance strategies. *Corrosion Reviews*, 2007, vol. 25 (3–4), pp. 247–262. DOI: 10.1515/CORRREV.2007.25.3-4.247.
4. Baorong H.O.U., Dongzhu L.U. Corrosion cost and preventive strategies in China. *Bulletin of Chinese Academy of Sciences*, 2018, vol. 33 (6), pp. 601–609. DOI: 10.16418/j.issn.1000-3045.2018.06.008. (In Chinese).
5. Mariani F.E., Rêgo G.C., Neto A.L., Totten G.E., Casteletti L.C. Wear behavior of a borided nickel-based self-fluxing thermal spray coating. *Materials Performance and Characterization*, 2016, vol. 5 (4). DOI: 10.1520/MPC20150064.
6. Vidaković I., Šimunović K., Heffer G., Špada V. Microstructural analysis of flame-sprayed and PTA-deposited nickel-based self-fluxing alloy coatings. *Welding in the World*, 2024, vol. 68 (11), pp. 2819–2836. DOI: 10.1007/s40194-024-01814-5.
7. Kretinin V.I., Teppoev A.V., Sokolova V.A., Polyanskaya O.A., Alekseeva S.V. Justification of strengthening of working bodies of forestry machines with self-fluxing alloys during gas-flame spraying. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2021, vol. 876 (1), p. 012045. DOI: 10.1088/1755-1315/876/1/012045.
8. Dong X.Y., Luo X.T., Zhang S.L., Li C.J. A novel strategy for depositing dense self-fluxing alloy coatings with sufficiently bonded splats by one-step atmospheric plasma spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, vol. 29, pp. 173–184. DOI: 10.1007/s11666-019-00943-4.
9. Liu C.W., Qin E.W., Chen G.X., Wei S.C., Zou Y., Ye L., Wu S.H. Effect of flame remelting on the microstructure, wear and corrosion resistance of HVOF sprayed NiCrBSi coatings. *Advanced Materials Research*, 2024, vol. 1179, pp. 157–168. DOI: 10.4028/p-v2xcOL.
10. Shuecamlue S., Taman A., Khamnantha P., Banjongprasert C. Influences of flame remelting and WC-Co addition on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of NiCrBSi coatings manufactured via HVOF process. *Surfaces and Interfaces*, 2024, vol. 48, p. 104135. DOI: 10.1016/j.surf.2024.104135.
11. Shabanlo M., Amini Najafabadi R., Meysami A. Evaluation and comparison the effect of heat treatment on mechanical properties of NiCrBSi thermally sprayed coatings. *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 2018, vol. 65 (1), pp. 34–37. DOI: 10.1108/ACMM-02-2017-1756.
12. Xuan H.N., Chen L., Li N., Wang H., Zhao C., Bobrov M., Lu S., Zhang L. Temperature profile, microstructural evolution, and wear resistance of plasma-sprayed NiCrBSi coatings under different powers in a vertical remelting way. *Materials Chemistry and Physics*, 2022, vol. 292, p. 126773. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2022.126773.
13. Fayomi O.S.I., Akande I.G., Odigie S. Economic impact of corrosion in oil sectors and prevention: an overview. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, vol. 1378 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1742-6596/1378/2/022037.
14. Kania H. Corrosion and anticorrosion of alloys/metals: the important global issue. *Coatings*, 2023, vol. 13 (2), p. 216. DOI: 10.3390/coatings13020216.
15. Shekari E., Khan F., Ahmed S. Economic risk analysis of pitting corrosion in process facilities. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2017, vol. 157, pp. 51–62. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2017.08.005.
16. Zlobin S.B., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A., Smurov I. High-velocity collision of hot particles with solid substrate, under detonation spraying: detonation splats. *Thermal Spray: Expanding Thermal Spray Performance to New Markets and Applications*. ASM, 2009, pp. 714–717. DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2009p0714.
17. Tucker R.C. Jr. Structure property relationships in deposits produced by plasma spray and detonation gun techniques. *Journal of Vacuum Science and Technology*, 1974, vol. 11 (4), pp. 725–734. DOI: 10.1116/1.1312743.
18. Sundararajan G., Sen D., Sivakumar G. The tribological behaviour of detonation sprayed coatings: the importance of coating process parameters. *Wear*, 2005, vol. 258 (1–4), pp. 377–391. DOI: 10.1016/j.wear.2004.03.022.
19. Sirota V.V., Zaitsev S.V., Prokhorenkov D.S., Limarenko M.V., Skiba A.A., Churikov A.S., Dan'shin A.L. Detonation application of a hard composite coating to cutters for centrifugal beet shredders. *Russian Engineering Research*, 2023, vol. 43 (9), pp. 1142–1145. DOI: 10.3103/s1068798x23090216.

20. Sirota V.V., Zaitsev S.V., Limarenko M.V., Churikov A.S., Podgornyi D.S. The effect of the introduction of B4C on the adhesive and cohesive properties of self-fluxing coatings. *Construction Materials and Products*, 2024, vol. 7 (6). DOI: 10.58224/2618-7183-2024-7-6-5.

21. Murbach M.D., Gerwe B., Dawson-Elli N., Tsui L. impedance.py: A Python package for electrochemical impedance analysis. *Journal of Open Source Software*, 2020, vol. 5 (52), p. 2349. DOI: 10.21105/joss.02349.

Conflicts of Interest

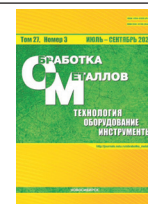
The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Влияние структурного состояния на механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-Al-Si-Mn

Андрей Филиппов^{a, *}, Николай Шамарин^b, Сергей Тарасов^c, Наталья Семенчук^d

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-6547-7676>, natali.t.v@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.22, 539.62

История статьи:

Поступила: 23 июня 2025

Рецензирование: 03 июля 2025

Принята к печати: 10 июля 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Бронза

Микроструктура

Фазовый состав

Механические свойства

Интенсивная пластическая деформация

Трение скольжения

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00259), <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Электронно-лучевое аддитивное производство является перспективным методом получения новых сплавов с уникальными свойствами. В то же время существующие проблемы с получением качественной структуры требуют поиска технического решения, обеспечивающего измельчение зерна и формирование более однородной микроструктуры. Для деформационно-упрочняемых медных сплавов методы интенсивной пластической деформации являются эффективными способами управления их структурным состоянием и механическими свойствами. В настоящее время влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру, механические и трибологические свойства перспективной для промышленного применения бронзы системы Cu-Al-Si-Mn не исследовано. **Целью работы** является исследование связи структурного состояния, сформированного в результате интенсивной пластической деформации, с механическими и трибологическими свойствами образцов бронзы системы Cu-Al-Si-Mn. **В работе исследованы** образцы бронзы системы Cu-Al-Si-Mn, изготовленные из проволок бронзы БрКМц 3-1 и технически чистого алюминия методом мультипроволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. Для целенаправленного изменения структуры и свойств полученные аддитивные заготовки были подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве методов ИПД использовались многосторонняя ковка и прокатка, направленные на существенное измельчение зерна и повышение прочностных характеристик. **Методы:** исследование структуры на просвечивающем электронном микроскопе для детального анализа субмикронной структуры после ИПД; рентгенофазовый анализ для идентификации фазового состава сплава; испытания на растяжение для определения ключевых механических свойств – предела прочности, предела текучести и относительного удлинения; измерение микротвердости для оценки упрочнения образцов с использованием нагрузок по Виккерсу; конфокальная лазерная сканирующая микроскопия для трехмерного анализа топографии поверхности и исследования морфологии изношенных поверхностей; испытания на сухое трение скольжения для оценки износостойкости материала и коэффициента трения в условиях отсутствия смазки при заданных нагрузках и скоростях скольжения. **Результаты и обсуждение.** На основе данных просвечивающей электронной микроскопии установлено, что применение многосторонней ковки и прокатки привело к существенным изменениям в структуре материала, а также его фазового состава. На основе рентгенофазового анализа выявлено, что интенсивная пластическая деформация способствовала деформационному растворению γ - и β -фаз. Результаты испытаний на растяжение показали, что наибольшая прочность достигается после интенсивной пластической деформации методом прокатки, после многосторонней ковки. ИПД путем многосторонней ковки и последующей прокатки привела к повышению микротвердости бронзы. В результате трибологических испытаний установлено, что ИПД способствует снижению коэффициента трения (КТ) по сравнению с материалом в напечатанном состоянии. Термическая обработка образцов после ИПД привела к повышению КТ и увеличению флуктуаций его величины. ИПД путем многосторонней ковки и последующей прокатки способствует многократному увеличению износостойкости образцов в условиях сухого трения скольжения. Низкотемпературный отжиг после ИПД приводит к снижению износостойкости деформированных образцов. Таким образом, применение ИПД позволяет повысить прочность и износостойкость образцов бронзы системы Cu-Al-Si-Mn.

Для цитирования: Влияние структурного состояния на механические и трибологические свойства бронзы системы Cu-Al-Si-Mn / А.В. Филиппов, Н.Н. Шамарин, С.Ю. Тарасов, Н.А. Семенчук // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 166–182. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-166-182.

Введение

Бронзы представляют собой сплавы, комплекс свойств которых делает их незаменимыми для большого количества применений, связанных прежде всего с коррозионными средами и

условиями трения скольжения. Механические, трибологические и коррозионные свойства бронз определяются их структурными и фазовыми состояниями, выбираемыми в зависимости от назначения сплава, они могут быть изменены путем соответствующего легирования. Наиболее важными легирующими элементами для бронз являются алюминий, железо, никель, олово, цинк, свинец, марганец и кремний, входящие в состав широко известных марок бронз си-

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, к.т.н., зав. лабораторией
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

стем Cu-Al, Cu-Mn, Cu-Zn, Cu-Pb, Cu-Si, Cu-Al-Fe, Cu-Ni-Al и Cu-Al-Fe-Ni. Требуемый уровень свойств достигается не только путем варьирования легирующих элементов, но также последующей термической и механической обработкой, что оказывает влияние на физико-механические характеристики материала [1].

Несмотря на большой объем уже выполненных в данной области работ, постоянно продолжают поисковые исследования в направлении разработки новых конструкционных и функциональных материалов для нужд современной промышленности.

Нынешний этап развития технологий материалов связан с разработкой аддитивных методов изготовления изделий из прочных материалов с хорошей обрабатываемостью, достаточно высокой коррозионной стойкостью и износостойкостью [2]. Для получения аддитивного материала с приемлемым уровнем прочностных и функциональных свойств требуется найти рациональное сочетание условий печати и состава филамента. Наиболее важен выбор состава легирующих элементов, который будет обеспечивать требуемые структуру и фазовый состав. Затем определяются режимы термического и механического воздействия на напечатанный материал с целью достижения требуемых функциональных свойств.

Алюминиевые бронзы характеризуются высокой прочностью и обрабатываемостью давлением [3]. Добавка кремния позволяет, сохраняя высокую прочность, повысить пластичность, стойкость к коррозии и циклическим ударным нагрузкам. Комплекс этих свойств может быть дополнительно расширен за счет введения в систему Cu-Al-Si марганца, который способствует повышению прочности, твердости и коррозионной стойкости. Кремний и марганец стабилизируют пластичную ГЦК α -фазу на основе твердого раствора легирующих элементов в меди и предотвращают образование хрупкой фазы β -Cu₃Al. Однако чрезмерное увеличение концентраций этих элементов также может привести к образованию частиц силицидов и упрочняющих фаз системы Mn-Al. Это важно для повышения механических свойств бронзы путем механического воздействия (ковка, прокатка и др.).

В промышленных сплавах системы Cu-Al, содержащих 8–12 вес. % Al, равновесными при

комнатной температуре фазами являются фаза твердого раствора α -Cu(Al), а также интерметаллиды β -Cu₃Al и γ_2 -Cu₉Al₄ [4]. Последний представляет собой продукт распада высокотемпературной β -Cu₃Al на γ_2 -Cu₉Al₄ и α -Cu. Формирование γ_2 -Cu₉Al₄ приводит к снижению пластичности и коррозионной стойкости бронзы, и поэтому от нее пытаются избавиться. Одним из путей при этом может быть стимулирование бездиффузионного превращения $\beta \rightarrow \beta'$. Присутствие β' -Cu₃Al существенно влияет на механические свойства за счет эффекта повышения микротвердости и прочности [5–7].

В системе Cu-Si преимущественной является твердорастворная фаза α -Cu(Si). Многофазная структура, включающая силициды меди, образуется при содержании кремния свыше 5 вес. % [8]. Формирование силицидов меди при повышенном содержании кремния позволяет повысить прочность и твердость медных сплавов [9].

Более сложная ситуация наблюдается с бронзой на основе системы Cu-Al-Si. Большая часть работ по указанной системе сосредоточена на изучении фазового состава в области с повышенным содержанием алюминия [10–12], а также при больших содержаниях кремния [13]. Ранее сообщалось, что в такой бронзе могут формироваться структуры с ГЦК-, ОЦК- и ГПУ-кристаллическими решетками, а также частицы силицидов [14]. Фазовый состав напрямую зависит от содержания алюминия и кремния, а также от температуры и скорости затвердевания. По данным этой работы, увеличение доли алюминия способствует формированию более многофазной структуры. По результатам моделирования [15] при температурах 500 и 700 °C в тройной системе Cu-Al-Si при содержании Al ~10 ат. % и Si ~3 ат. % сплав является многофазным. Однако в указанной статье не приводятся результатов структурных исследований, подтверждающих эти данные.

После литья алюминиевые бронзы, как правило, имеют структуру, состоящую из крупных столбчатых зерен или дендритов. В процессе трехмерной печати методом электронно-лучевого аддитивного производства бронз на основе медно-алюминиевых (Cu-Al), медно-кремний-марганцевых (Cu-Si-Mn) и медно-алюминий-марганцевых (Cu-Al-Mn) систем в образцах также формируется столбчатая зеренная струк-

тура [16–18]. Такие зерна нежелательны, поскольку они негативно влияют на прочность и пластичность материала. Поэтому ключевой задачей для современных исследователей является разработка методов управления структурой бронзовых сплавов, таких как термомеханическая обработка или легирование, которые обеспечат повышение их прочности, износостойкости и усталостной долговечности.

Легированные алюминием, кремнием и марганцем бронзы относятся к классу деформационно-упрочняемых сплавов. Для того чтобы целенаправленно воздействовать на их структурно-фазовое состояние и, как следствие, на механические свойства, целесообразно использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД), среди которых можно выделить ковку, прокатку, равноканальное угловое прессование, кручение под высоким давлением и поверхностную пластическую деформацию [19, 20].

В настоящее время влияние ИПД на структуру, механические и трибологические свойства перспективной для промышленного применения бронзы системы Cu-Al-Si-Mn не исследовано. В особенности это касается материалов, получаемых аддитивными методами.

На основании выполненного обзора, перспективности рассматриваемого материала и выявленных пробелов в ранее выполненных работах поставлена **цель работы**, которая заключается в исследовании взаимосвязи между различными структурными состояниями и свойствами медного сплава системы Cu-Al-Si-Mn.

Для достижения поставленной цели путем проведения экспериментальных исследований требовалось решить следующие **задачи**:

- исследовать структуру и фазовый состав образцов в состоянии после печати и после применения методов интенсивной пластической деформации;
- определить механические свойства образцов с разным структурным состоянием методом испытаний на растяжение и микротвердость;
- исследовать трибологические свойства образцов;
- исследовать состояние поверхности дорожек трения.

Методика исследований

Для изучения влияния структурных состояний на свойства бронзы Cu-Al-Si-Mn методом электронно-лучевого выращивания изготовлены образцы в виде призматических блоков (20×20×40 мм). Печать осуществлялась путем одновременной подачи двух проволок – из БрКМц 3-1 и из технически чистого алюминия в соотношении 90 % бронзы и 10 % алюминия [21]. Химический состав образцов: 93,8 вес. % Cu, 2,5 вес. % Al, 2,8 вес. % Si, 0,9 вес. % Mn. Напечатанные блоки были подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД) путем многосторонней ковки и прокатки. Кроме того, образцы после ИПД были подвергнуты также низкотемпературной термической обработке. Обозначения исследуемых образцов и параметры обработки приведены в таблице.

Из полученных образцов на электроэрозионном станке вырезались двусторонние лопатки для проведения механических испытаний методом растяжения на испытательной машине Testsystem UTC-110M. Скорость растяжения составляла 1 мм/мин. Образцы в виде пластин дополнительно вырезались для проведения исследований методом рентгенофазового анализа на дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Измерения микротвердости выполнялись с помощью микротвердомера Tochline-TBM при нагрузке 100 Н. Тонкая структура образцов изучалась методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100.

Трибологические испытания проводились при фиксированной скорости скольжения 0,1 м/с и нормальной нагрузке 20 Н при сухом трении скольжения по схеме «палец – диск». Диски вырезались из бронз с разным структурным состоянием. Контртела изготовлены из шариков стали ШХ15. Микроскопы Tescan MIRA 3 LMU и Olympus OLS-4100 использовались для исследования состояния поверхности образцов после трения методами растровой и лазерной сканирующей микроскопии соответственно. Энергодисперсионный анализ проводился для выявления особенностей состояния образцов после трения.

Результаты и их обсуждение

На основе ранее полученных результатов [21] металлографических исследований уста-

Обозначение образцов и методик формирования их структуры
Designation of samples and methods for forming their structure

Обозначение образца / Sample designation	Метод формирования структурного состояния / Method of forming a structural state
1	Электронно-лучевая печать / Electron beam additive manufacturing
2	Многосторонняя ковка по трем геометрическим осям до достижения 40 % пластической деформации в каждом направлении / Multi-axial forging along three geometric axes until 40 % plastic deformation is achieved in each direction
3	Прокатка после многосторонней ковки до достижения 50 % пластической деформации / Rolling after multi-axial forging until 50 % plastic deformation is achieved
4	Низкотемпературный отжиг (30 мин. при 400 °C) после многосторонней ковки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (30 min. at 400 °C) after multi-axial forging with rapid cooling in water
5	Низкотемпературный отжиг (30 мин. при 400 °C) после прокатки с быстрым охлаждением в воде / Low-temperature annealing (30 min. at 400 °C) after rolling with rapid cooling in water

новлено, что структура напечатанной бронзы представлена зернами α -Cu(Al) твердого раствора размером ~ 75 мкм с прослойками вторичной фазы. При изучении тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено, что в напечатанной бронзе (образец 1) наблюдаются полосы, представляющие собой пластины α/β -эвтектоида, в которых произошел распад $\beta \rightarrow \gamma_2 + \alpha$ (рис. 1, а). Высокая плотность дислокаций и две пересекающиеся системы двойников деформации (рис. 1, б) являются результатом многосторонней ковки (образец 2). Прокатка (образец 3) формирует в материале высокую плотность дислокаций и двойники деформации (рис. 1, в). Первичные системы двойников деформации могут разрушаться из-за высокой степени деформации и заменяться вторичными, которые существенно меньше, чем сформированные на этапе многосторонней ковки. В образце 4 (рис. 1, г) превалирует одна система двойников деформации, сохранившаяся даже после отжига, что указывает на их достаточно высокую стабильность в отношении нагрева. В образце 5 (рис. 1, д) в материале сформировались дефекты упаковки, рекристаллизованные субмикронные зерна и микродвойники отжига. Эти структурные изменения указывают на то, что высокая степень деформации способство-

вала рекристаллизации зерен даже при отжиге ниже температуры рекристаллизации.

На основе рентгенофазового анализа выявлено влияние метода ИПД и последующей термической обработки на фазовый состав напечатанной бронзы. На рентгенограммах отчетливо видны интенсивные рефлексы фазы α -Cu(Al), при этом высота пика (111) максимальна, что косвенно свидетельствует об отсутствии текстуры роста (рис. 2, а). При детальном рассмотрении также были выявлены рефлексы γ_2 -Cu₉Al₄, которые встречаются только в образцах напечатанной бронзы (образец 1, рис. 2, в, г) и образцах после многосторонней ковки (образец 2, рис. 2, в, г), при этом интенсивность рефлексов этой фазы стала выше после всесторонней ковки, предположительно за счет формирования γ_2 -Cu₉Al₄ при пластической деформации в системе Cu-Al. По крайней мере известно, что фаза γ_2 -Cu₉Al₄ формировалась при механическом легировании и фрикционной перемешивающей обработке, а также распадалась на компоненты при нагреве выше 180 °C [22]. Поэтому либо промежуточный отжиг перед прокаткой, либо полный отжиг при 400 °C могут полностью уничтожить эту фазу.

Помимо этого, наблюдаются рефлексы фазы β -Cu₃Al, которые встречаются в образцах на-

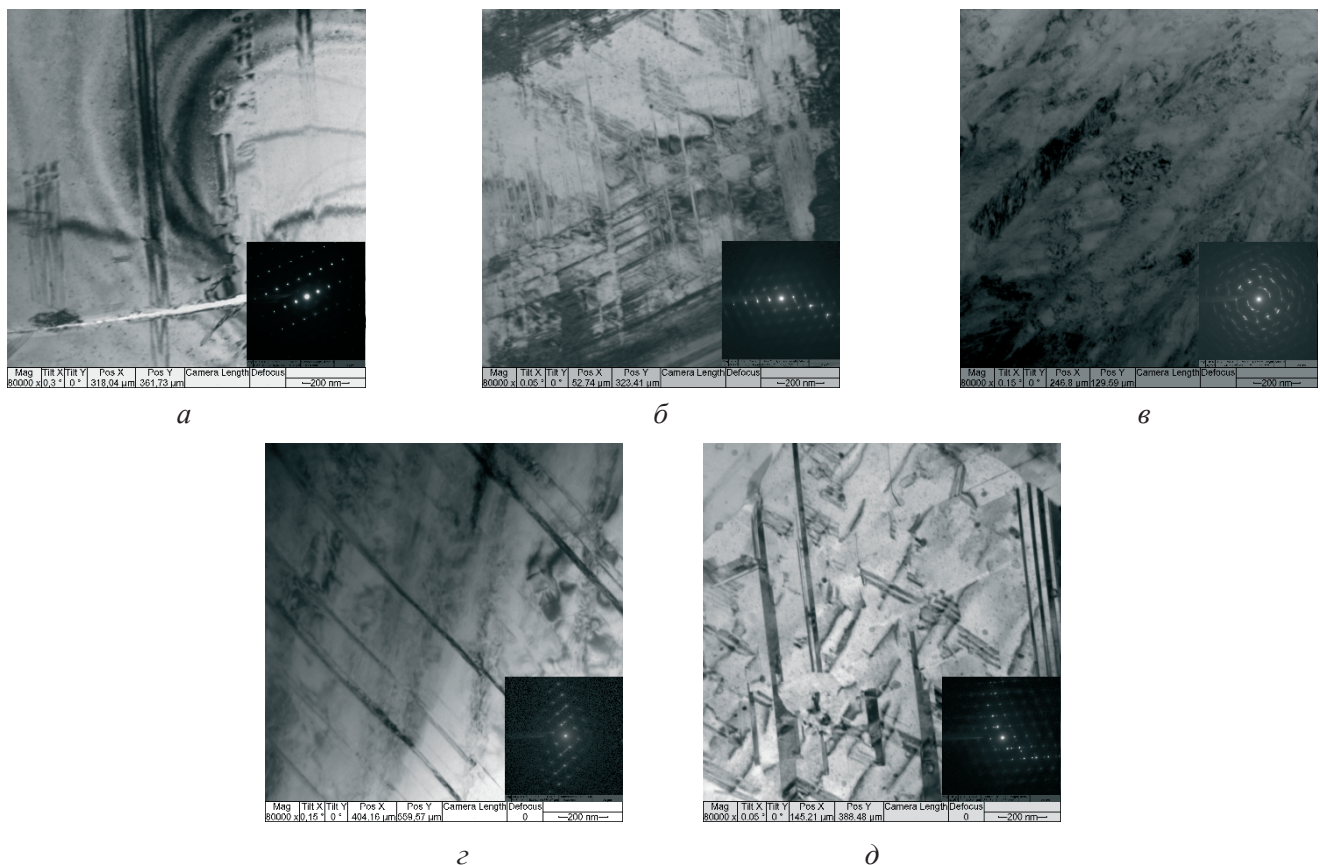


Рис. 1. ПЭМ-изображения типичной структуры образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 1. TEM images of the typical microstructure of Cu-Al-Si-Mn bronze samples. Sample 1 (a), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

печатанной бронзы (образец 1, рис. 2, в, г), образцах после многостороннейковки (образец 2, рис. 2, в, г) и термически обработанных образцах после многостороннейковки (образец 4, рис. 2, в, г).

Одним из важных факторов изменения фазового состава образцов после ИПД служит механизм деформационного растворения интерметаллидных фаз [23]. В результате ИПД частицы вторичных фаз растворяются, разрушаются и измельчаются под действием высоких напряжений и плотности дислокаций, близкой к предельной [24]. Не исключена и возможность выпадения мелкодисперсных интерметаллидных частиц, что также является следствием ИПД и приводит к дополнительному упрочнению сплава.

Модификация структуры материала путем интенсивной пластической деформации, а также последующей термической обработки привела к изменению механических свойств бронзы по сравнению с напечатанным состоянием. Проведенные исследования наглядно демонстрируют,

что последовательное применение методов интенсивной пластической деформации, а именно многостороннейковки и прокатки, вызывает существенное увеличение предела прочности бронзы в сравнении с исходным состоянием, полученным методом аддитивного электронно-лучевого производства (рис. 3, а). Конкретно, использование многостороннейковки обеспечило значительный прирост прочности – на 179 МПа, в то время как процесс прокатки привел к еще более выраженному усилению механических свойств, увеличив предел прочности на 515 МПа.

Последующая термическая обработка методом отжига, проведенная при температуре 400 °С, продемонстрировала дополнительный упрочняющий эффект для обоих типов деформированных образцов. Примечательно, что для образцов, подвергнутых предварительно многостороннейковки, отжиг способствовал дальнейшему повышению предела прочности на 30 МПа. Что касается образцов после прокатки,

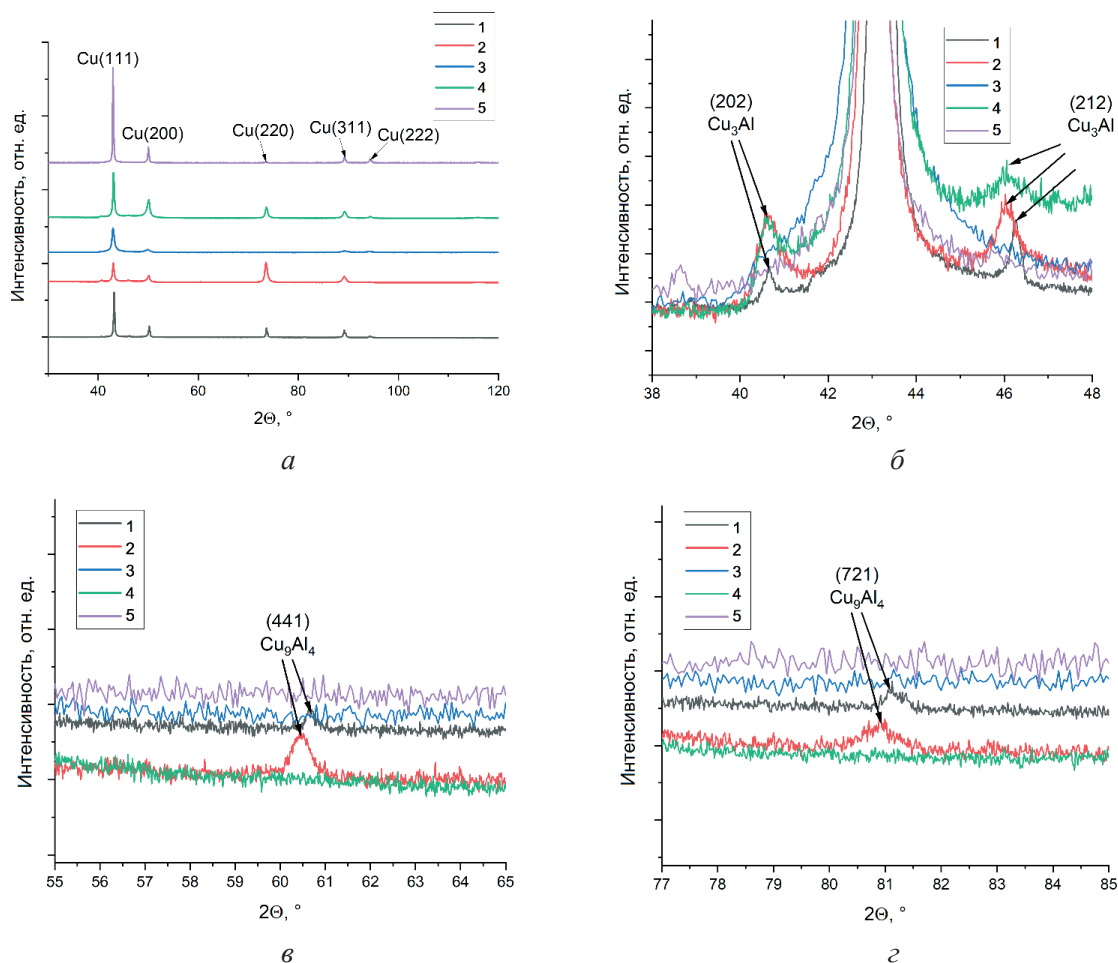


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn

Fig. 2. X-ray diffraction (XRD) patterns of Cu-Al-Si-Mn bronze samples

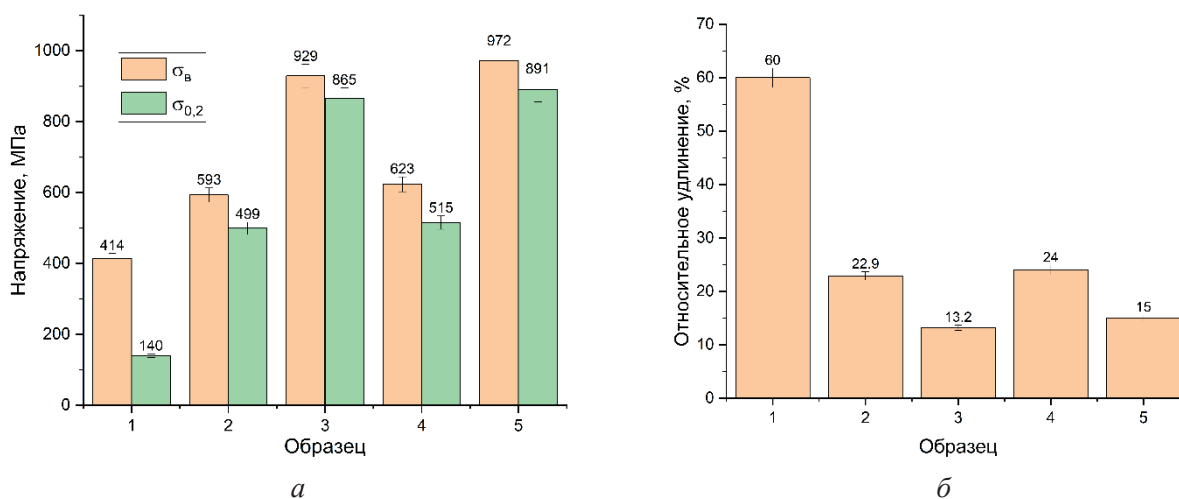


Рис. 3. Механические свойства образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn

Fig. 3. Mechanical properties of Cu-Al-Si-Mn bronze samples

то отжиг при той же температуре привел к более существенному дополнительному росту прочности, составившему 43 МПа.

Проведенный анализ также позволил выявить, что интенсивная пластическая деформация

вызывает значительный рост условного предела текучести бронзы по отношению к характеристикам образцов, сформированным после аддитивного производства. Многосторонняяковка привела к существенному (на 359 МПа) при-

росту предела текучести, тогда как применение прокатки вызвало еще более значительное повышение – на 725 МПа.

Последующая термическая обработка в виде отжига продемонстрировала положительное влияние и на этот параметр для всех типов рассматриваемых образцов после ИПД. В образцах, предварительно обработанных многосторонней ковкой, отжиг способствовал дополнительному увеличению условного предела текучести на 16 МПа. В случае же образцов, подвергнутых прокатке, аналогичный отжиг привел к большему дополнительному приросту предела текучести, составившему 26 МПа.

Применение многостороннейковки и прокатки привело к снижению относительного удлинения образцов бронзы в 2,6 и 4,5 раза соответственно по сравнению с напечатанным образцом (рис. 3, б). Отжиг при 400 °С привел к небольшому повышению относительного удлинения – на 1,1 % для образца после многостороннейковки и на 1,8 % для образца после прокатки.

На основе данных, полученных в результате экспериментов, установлено, что ИПД оказывает значительное влияние на прочность и пластичность образцов напечатанной бронзы системы Cu-Al-Si-Mn. Увеличение прочности и снижение пластичности является закономерным для сплава с ГЦК-решеткой за счет механизма деформационного упрочнения и измельчения структуры. Отжиг мало влияет на прочность образцов после ИПД, в то время как их пластичность повышается на ~5–13,6 % по сравнению с деформированным состоянием. Это обусловлено влиянием на структуру и фазовый состав образцов. С одной стороны, отжиг привел к некоторой рекристаллизации структуры и уменьшению количества дефектов кристаллической решетки. С другой стороны, размеры структурных элементов сохранились на субмикронном уровне. В результате достигнуто повышение пластичности и сохранение прочности материала. Небольшое увеличение прочности после отжига связано с кооперативным вкладом от зернограницного и дислокационного механизмов упрочнения ГЦК-сплава и ранее отмечалось для сплавов с ультрамелкозернистой структурой [25–29]. Кроме того, вклад в твердорастворное упрочнение дает деформационное растворение ча-

стиц вторичных фаз [30], а также возможное выделение дисперсных фаз из раствора в результате старения.

ИПД путем многостороннейковки и последующей прокатки привела к повышению микротвердости бронзы на 46 и 80 % соответственно по сравнению с напечатанными образцами (рис. 4). Отжиг при 400 °С образца после многостороннейковки привел к увеличению микротвердости с 2,05 до 2,37 ГПа. Исходя из данных о структуре материала и фазовом составе, можно предположить, что увеличение твердости вызвано растворением первичной β -фазы и выпадением вторичных когерентных фаз в объеме зерен. Отжиг при 400 °С образца после прокатки привел к снижению микротвердости с 2,52 до 2,25 ГПа. Отжиг не привел к изменению фазового состава образца после прокатки, следовательно, изменение микротвердости обусловлено только изменениями в материале на уровне структуры.

В процессе трибологических испытаний регистрировалось изменение коэффициента трения (КТ) во времени (рис. 5, а), на основе которого рассчитано среднее значение (рис. 5, б). При трении напечатанного образца бронзы (образец 1) коэффициент трения на протяжении всего испытания имеет достаточно стабильную величину – 0,245, амплитуда флуктуаций не превышает 0,02. Многосторонняя ковка наряду с измене-

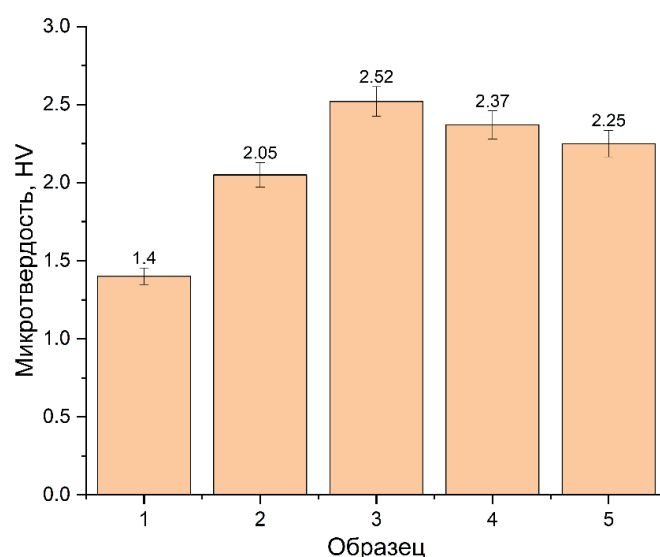


Рис. 4. Микротвердость образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn

Fig. 4. Microhardness of Cu-Al-Si-Mn bronze samples

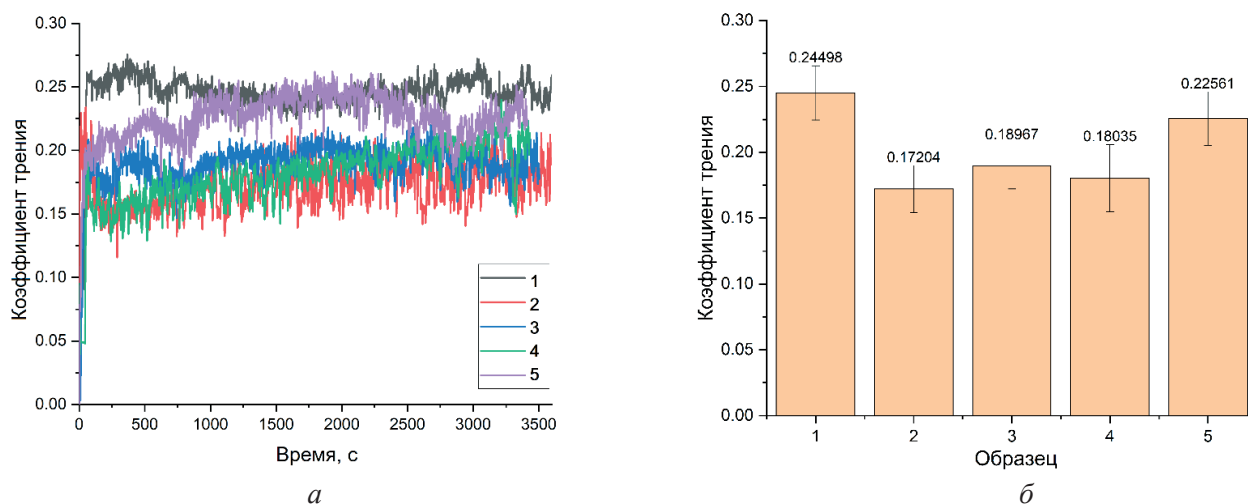


Рис. 5. Изменение величины коэффициента трения во время проведения трибологических испытаний (а) и его средняя величина (б)

Fig. 5. Coefficients of friction as a function of time during sliding tests (a) and their average values (b)

нием механических свойств повлияла и на трибологические свойства исследуемой бронзы. В момент начала испытаний коэффициент трения для образца 2 составлял 0,2, а после снизился до 0,14 в течении первых 300 секунд. Затем КТ плавно возрастал до 0,172, а его кратковременные колебания не превышали 0,05. После прокатки (образец 3) КТ изменяется мало, средняя его величина составляет 0,189, краткосрочные флуктуации – 0,03. Термическая обработка образца после многостороннейковки привела к тому, что средняя величина КТ увеличилась до 0,18, а краткосрочные флуктуации – до 0,05 (рис. 5, а, образец 4). В процессе трения КТ монотонно возрастает от начала до завершения испытания. Термическая обработка образца после прокатки привела к тому, что средняя величина КТ увеличилась до 0,226, а краткосрочные флуктуации – до 0,05 (рис. 5, а, образец 5). Изменение КТ в процессе трения имеет немонотонный характер. На начальном этапе КТ возрастает, но затем снижается примерно во второй половине испытания.

Флуктуации коэффициента трения отражают динамические изменения в процессе трения скольжения. Чем больше их амплитуда, тем более нестабильным является процесс трения, что может отражать изменение условий в механизме контактного взаимодействия между стальным шариком и бронзой. На основе установленных результатов можно отметить, что ИПД способствует снижению КТ по сравнению с материа-

лом в напечатанном состоянии. Термическая обработка образцов после ИПД привела к повышению КТ и увеличению амплитуды флуктуаций его величины.

На основе анализа данных оптических изображений выявлены характерные участки, отражающие состояние поверхности дорожек износа на образцах бронз (рис. 6). После трения бронзы в напечатанном состоянии на дорожке сформировались светлые микробороздки в направлении действия силы трения, а также темные участки с окислившимся материалом (рис. 6, а). На периферии дорожки видны следы пластически отесненного материала, что указывает на существенную пластическую деформацию материала. После трения образца бронзы со структурой, сформированной в результате многостороннейковки (рис. 6, б), на поверхности образца помимо микробороздок и протяженных участков окислившегося материала наблюдаются фрагменты отделившихся частиц износа. Прокатка существенно повлияла на состояние материала после трения (рис. 6, в). Так, на полученном изображении видно, что дорожка износа представлена микробороздками без заметного окисления и частиц износа. После отжига образца, подвергнутого многостороннейковке (рис. 6, г), микробороздки сохраняются и становятся более отчетливыми, следы окисления примерно совпадают с наблюдаемыми на деформированном образце 2. В то же время отдельные частицы износа отсутствуют. Отжиг образца после

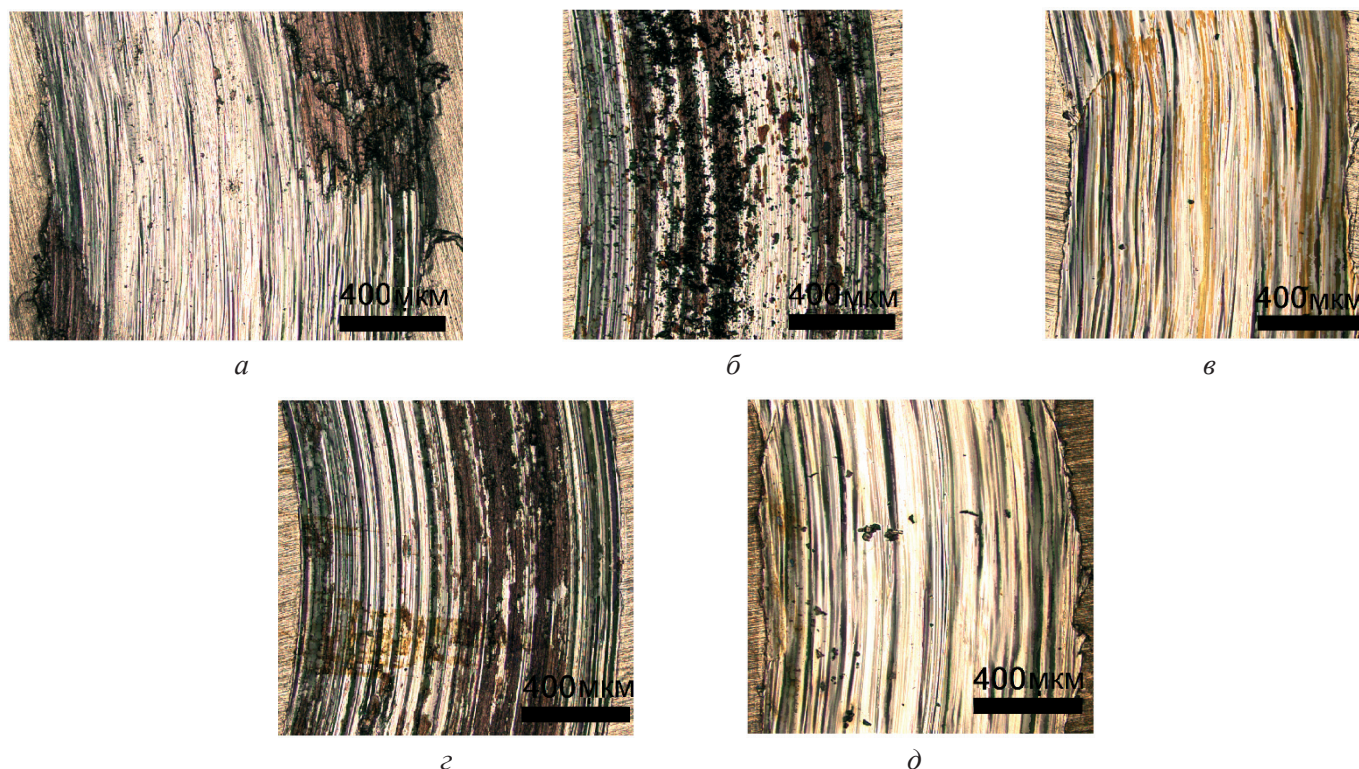


Рис. 6. Оптические изображения поверхностей дорожек износа образцов бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 6. Optical images of the wear track surfaces of *Cu-Al-Si-Mn* bronze samples. Sample 1 (а), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

прокатки (рис. 6, д) мало повлиял на морфологию поверхности дорожки износа, лишь немного увеличилась ее ширина, что указывает на увеличение величины износа.

Отжиг способствует повышению пластичности материала, поэтому частиц износа на термически обработанных образцах после ИПД методом многостороннейковки стало меньше. Это вызвано уменьшением вероятности разрушения пластичного материала бронзы в результате деформации со стороны стального контртела.

После проведения трибологических испытаний также исследовали состояние поверхности стальных шариков (рис. 7). На поверхности всех шариков наблюдаются следы адгезионного переноса материала, что является характерным для пары трения «бронза – сталь» [31]. Отделяющиеся в процессе трения скольжения частицы бронзы за счет адгезионных связей налипают на поверхность стального контртела. В результате образуется своего рода защитный слой, выступающий в роли третьего тела между образцом и контртелом. Состояние этого слоя зависит от особенностей износа более мягкого материала – бронзы. Как ранее было показано, износ на-

печатанной бронзы происходит с образованием микробороздок на её поверхности и небольшим окислением поверхности. В свою очередь, на поверхности шарика (рис. 7, а) также наблюдаются бороздки из налипшей бронзы и небольшие участки с окислившимся материалом. Усиление окисления при трении образцов бронзы 2 и 4 после многостороннейковки и последующего отжига также отражается на формировании налипшего слоя на поверхности контртела. Вместо микробороздок наблюдается образование механической смеси неравномерной толщины из бронзы и окислившегося материала (рис. 7, б, г).

После трения образцов 3 и 5 (рис. 7 в, д) на поверхности шариков образуется заметный слой бронзы, перенесенный с дорожки трения. Его формирование обусловлено снижением окисления поверхности медного сплава в процессе трения скольжения в рассматриваемых структурных состояниях, что также приводит к менее выраженному его механическому удалению с поверхности шариков.

Для более детальной оценки состояния поверхности дорожек износа выполнены их исследования с применением энергодисперсионного

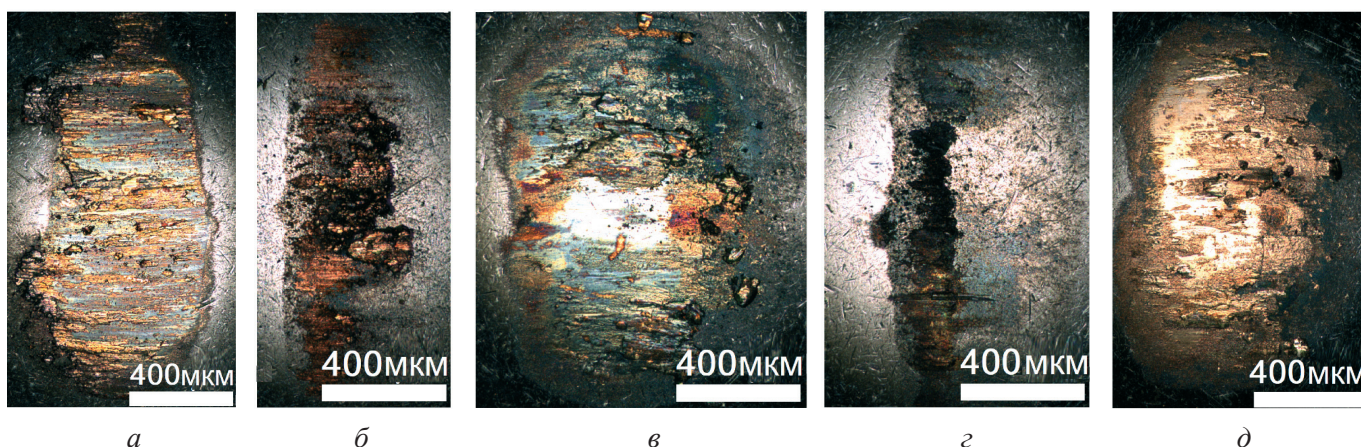


Рис. 7. Оптические изображения поверхности стальных шариков после трения в паре с образцами бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 7. Optical images of the steel ball surfaces after sliding against Cu-Al-Si-Mn bronze samples. Sample 1 (a), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

анализа состава (рис. 8, 9). В результате трения формируются темные наслоения материала, неравномерно покрывающие изношенную поверхность образцов сплава Cu-Al-Si-Mn. Согласно энергодисперсионному анализу, наслоения содержат повышенную концентрацию кислорода (рис. 9). Следовательно, эти наслоения являются механической смесью из бронзы и частиц износа, которые окислились в результате термо-

механического воздействия в процессе трения скольжения. При трении наслоения разрушаются из-за повторяющегося механического воздействия со стороны контртела. Таким образом, износ прогрессирует.

Проведенный анализ с использованием трехмерного сканирования поверхности позволил получить детальные данные о морфологии поперечного сечения дорожек износа, что нагляд-

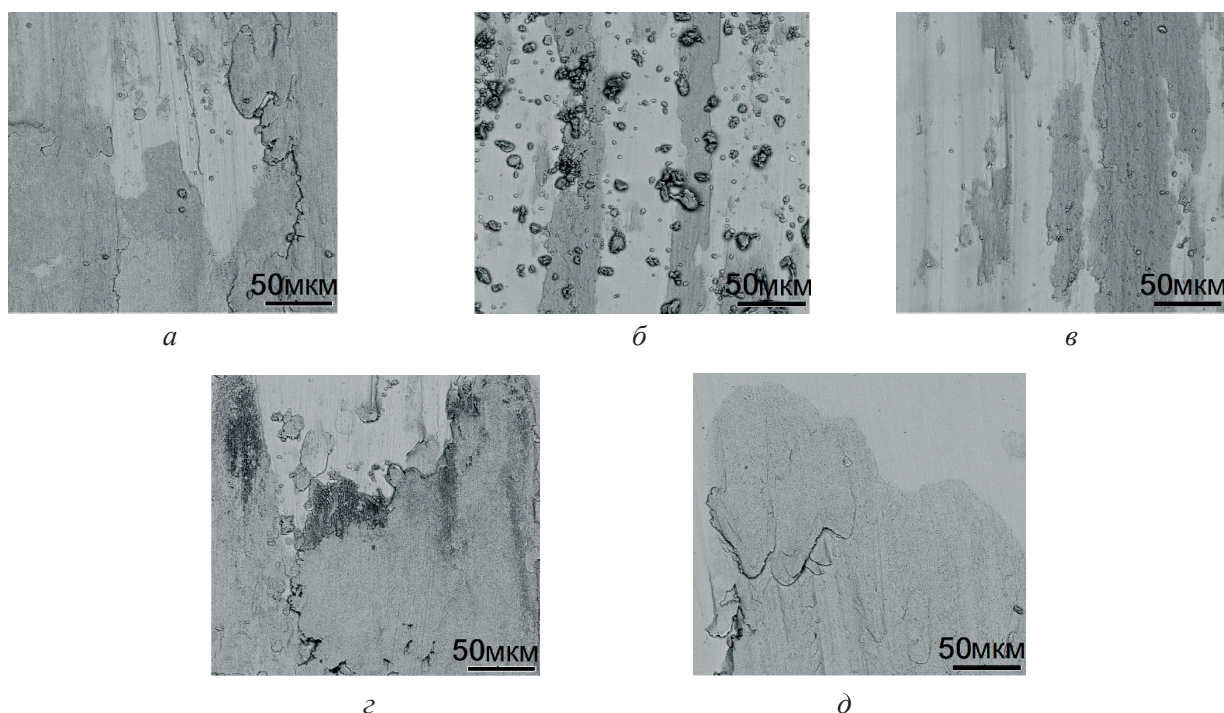


Рис. 8. РЭМ-изображения фрагментов поверхности дорожек трения бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 8. SEM images of the wear track surfaces of Cu-Al-Si-Mn bronze. Sample 1 (a), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

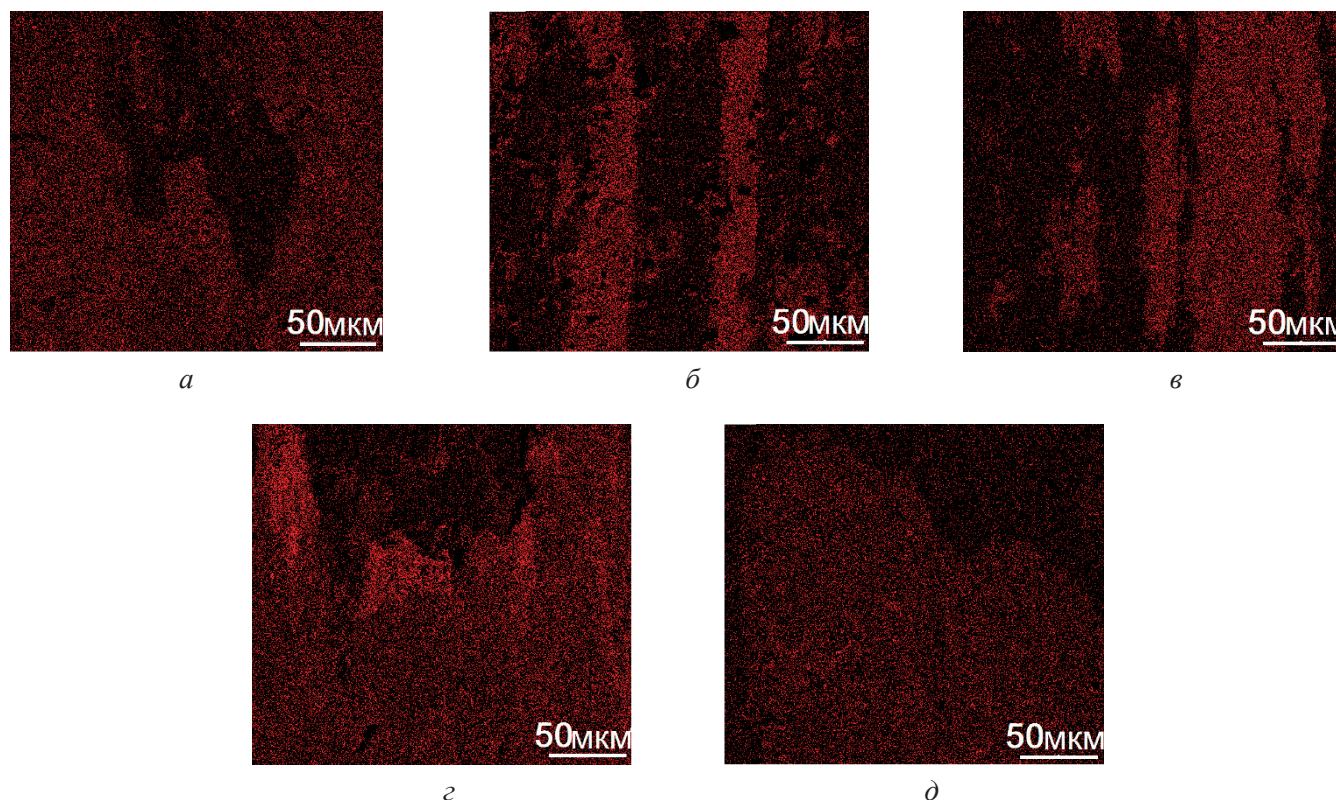


Рис. 9. Распределение кислорода на фрагментах поверхности дорожек трения бронзы Cu-Al-Si-Mn. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 9. Elemental mapping of oxygen on the wear track surfaces of *Cu-Al-Si-Mn* bronze. Sample 1 (а), sample 2 (б), sample 3 (в), sample 4 (г) and sample 5 (д)

но представлено на рис. 10. Характерно, что геометрическая форма профиля каждой дорожки в точности повторяет сферическую конфигурацию стальных шариков, не демонстрируя каких-либо заметных отклонений от этой формы. Примечательно также, что на профилях дорожек

отчетливо визуализируются характерные микронеровности поверхности, сформированные в процессе фрикционного взаимодействия и последующего изнашивания материала.

Количественная оценка степени износа, выполненная путем точного определения площа-

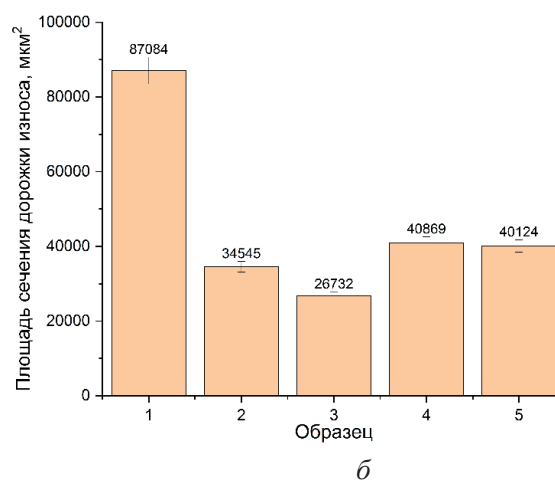
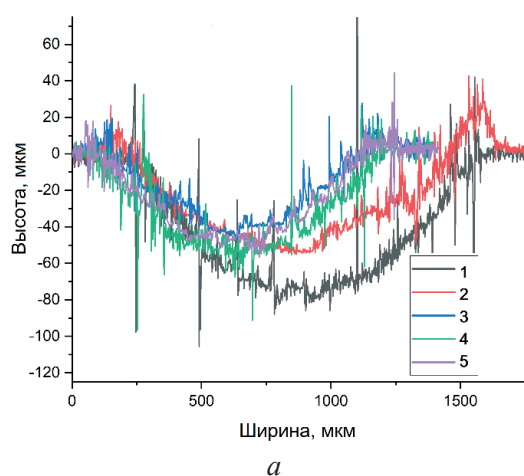


Рис. 10. Профили поперечного сечения дорожек износа (а) бронзы Cu-Al-Si-Mn и их площадь (б)

Fig. 10. Cross-sectional profiles (а) and areas (б) of the wear tracks of *Cu-Al-Si-Mn* bronze

ди поперечного сечения полученных профилей, установила существенную разницу в износостойкости образцов. В частности, анализ наглядно показал, что напечатанный образец 1 (рис. 10) обладает наименьшей износостойкостью, что подтверждается максимальной величиной площади износа, составляющей $87\,084\text{ мкм}^2$ и значительно превышающей соответствующие показатели других исследуемых образцов.

Износ образца после многостороннейковки (рис. 10, образец 2) существенно снижается и составляет $34\,545\text{ мкм}^2$. Износ образца после прокатки (рис. 10, образец 3) является наименьшим и составляет $26\,732\text{ мкм}^2$. После многостороннейковки и термической обработки износ образца (рис. 10, образец 4) увеличивается и составляет $40\,869\text{ мкм}^2$. После прокатки и термической обработки износ образца (рис. 10, образец 5) увеличивается и составляет $40\,124\text{ мкм}^2$.

Экспериментально установленные данные подтверждают тот факт, что ИПД приводит к снижению износа бронзы по сравнению с напечатанным состоянием. В свою очередь, термическая обработка увеличивает износ образцов по сравнению с их деформированным состоянием.

Заключение

На основе комплекса экспериментальных исследований определено влияние интенсивной пластической деформации на структурное состояние, механические и трибологические свойства медного сплава системы Cu-Al-Si-Mn, напечатанного методом электронно-лучевого аддитивного производства. Полученные в ходе выполнения работы экспериментальные результаты позволили установить связь структуры с механическими свойствами при растяжении, а также трибологическими характеристиками бронзы в условиях сухого трения скольжения.

1. ИПД методами многостороннейковки и прокатки приводит к формированию в материале высокой плотности дислокаций и двойников деформации.

2. Низкотемпературный отжиг при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ после многостороннейковки способствовал частичной рекристаллизации материала, тем не менее одна система двойников деформации сохранилась, что указывает на достаточно высокую стабильность структуры. В результате

низкотемпературного отжига при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ после прокатки в материале сформировались дефекты упаковки, рекристаллизованные субмикронные зерна и микродвойники отжига.

3. По данным рентгенофазового анализа, в результате прокатки и отжига происходит деформационное растворение вторичных фаз (β - и γ -фаз) и сплав Cu-Al-Si-Mn становится однофазным с α -фазой ГЦК-меди.

4. Многосторонняяковка и прокатка увеличили предел прочности бронзы в 1,43 и 2,24 раза соответственно, но уменьшили ее относительное удлинение в 2,6 и 4,5 раза относительно напечатанного состояния.

5. Отжиг мало влияет на прочность образцов после ИПД, в то время как их пластичность повышается на $\sim 5\text{--}13,6\%$ по сравнению с деформированным состоянием.

6. ИПД путем многостороннейковки и последующей прокатки привело к повышению микротвердости бронзы на 46 и 80 % соответственно по сравнению с напечатанными образцами. Отжиг при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ образца после многостороннейковки привел к увеличению микротвердости на 15,6 %. Отжиг при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ образца после прокатки привел к снижению микротвердости на 12 %.

7. Многосторонняяковка привела к снижению износа в 2,5 раза, а последующая прокатка – в 3,3 раза по сравнению со сплавом в напечатанном состоянии. Отжиг в полтора раза увеличивает износ исследуемого сплава.

8. На основе установленных данных можно рекомендовать комбинирование многостороннейковки с последующей прокаткой и низкотемпературным отжигом как метод повышения механических и трибологических свойств медного сплава системы Cu-Al-Si-Mn.

Полученные экспериментальные данные позволяют сформулировать практические рекомендации для осуществления технологических приемов, направленных на существенное повышение прочностных характеристик и износостойкости бронзовых сплавов системы Cu-Al-Si-Mn, изготовленных методом электронно-лучевой аддитивной печати.

Список литературы

1. Медь и медные сплавы: отечественные и зарубежные марки: справочник / О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Ин-

новационное машиностроение, 2016. – 360 с. – ISBN 978-5-9907638-3-8.

2. Micro-, Meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, E.G. Astafurova // Physical Mesomechanics. – 2022. – Vol. 25 (6). – P. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.

3. Microstructural evolution and mechanical properties of Cu-Al alloys subjected to equal channel angular pressing / S. Qu, X.H. An, H.J. Yang, C.X. Huang, G. Yang, Q.S. Zang, Z.G. Wang, S.D. Wu, Z.F. Zhang // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57 (5). – P. 1586–1601. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.12.002.

4. Massalski T.B. The Al-Cu (Aluminum-Copper) system // Bulletin of Alloy Phase Diagrams. – 1980. – Vol. 1. – P. 27–33. – DOI: 10.1007/BF02883281.

5. Kroupa A., Zobač O., Richter K.W. The thermodynamic reassessment of the binary Al-Cu system // Journal of Materials Science. – 2021. – Vol. 56. – P. 3430–3443. – DOI: 10.1007/s10853-020-05423-7.

6. Experimental description of the Al-Cu binary phase diagram / O. Zobač, A. Kroupa, A. Zemanova, K.W. Richter // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2019. – Vol. 50. – P. 3805–3815. – DOI: 10.1007/s11661-019-05286-x.

7. Alés A. Study of different structures derives of β -Cu₃Al by means of ab-initio calculations and quasi-harmonic approximation // Computational Condensed Matter. – 2022. – Vol. 31. – P. e00652. – DOI: 10.1016/j.cocom.2022.e00652.

8. Calorimetric measurements and assessment of the binary Cu-Si and ternary Al-Cu-Si phase diagrams / B. Hallstedt B., J. Gröbner, M. Hampl, R. Schmid-Fetzer // Calphad. – 2016. – Vol. 53. – P. 25–38. – DOI: 10.1016/j.calphad.2016.03.002.

9. Experimental investigation of the Cu-Si phase diagram at $x(\text{Cu}) > 0.72$ / K. Sufryd, N. Ponweiser, P. Riani, K.W. Richter, G. Cacciamani // Intermetallics. – 2011. – Vol. 19 (10). – P. 1479–1488. – DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.017.

10. Phillips H.W.L. The constitution of aluminum-copper-silicon alloys // Journal of the Institute of Metals. – 1953. – Vol. 82. – P. 9–15.

11. Raghavan V. Al-Cu-Si (Aluminum-Copper-Silicon) // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2007. – Vol. 28. – P. 180–182. – DOI: 10.1007/s11669-007-9024-y.

12. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Al-Cu-Si system / C.-Y. He, Y. Du, H.-L. Chen, H. Xu // Calphad. – 2009. – Vol. 33. – P. 200–210. – DOI: 10.1016/j.calphad.2008.07.015.

13. Riani P., Sufryd K., Cacciamani G. About the Al-Cu-Si isothermal section at 500 °C and the stability of the

ϵ -Cu₁₅Si₄ phase // Intermetallics. – 2009. – Vol. 17. – P. 154–164. – DOI: 10.1016/j.intermet.2008.10.011.

14. Miettinen J. Thermodynamic description of the Cu-Al-Si system in the copper-rich corner // Calphad. – 2007. – Vol. 31. – P. 449–456. – DOI: 10.1016/j.calphad.2007.05.001.

15. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si // Journal of Alloys and Compounds. – 2012. – Vol. 512. – P. 252–263. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.09.076.

16. Heat input effect on microstructure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) Cu-7.5wt.%Al Bronze / A. Filippov, N. Shamarin, E. Moskvichev, N. Savchenko, E. Kolubaev, E. Khoroshko, S. Tarasov // Materials. – 2021. – Vol. 14 (22). – P. 6948. – DOI: 10.3390/ma14226948.

17. The effect of heat input, annealing, and deformation treatment on structure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) silicon bronze / A. Filippov, N. Shamarin, E. Moskvichev, N. Savchenko, E. Kolubaev, E. Khoroshko, S. Tarasov // Materials. – 2022. – Vol. 15. – P. 3209. – DOI: 10.3390/ma15093209.

18. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze / A. Zykova, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev, S. Tarasov // Materials Letters. – 2023. – Vol. 338. – P. 134064. – DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134064.

19. Improvement of strength and conductivity in Cu-alloys with the application of high pressure torsion and subsequent heat-treatments / D.V. Shangina, J. Gubicza, E. Dodony, N.R. Bochvar, P.B. Straumal, N.Yu. Tabachkova, S.V. Dobatkin // Journal of Materials Science. – 2014. – Vol. 49. – P. 6674–6681. – DOI: 10.1007/s10853-014-8339-4.

20. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Progress in Materials Science. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.

21. Исследование свойств сплавов на основе кремниевой бронзы, напечатанных с применением технологии электронно-лучевого аддитивного производства / А.В. Филиппов, Е.С. Хорошко, Н.Н. Шамарин, Е.А. Колубаев, С.Ю. Тарасов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 1. – С. 110–130. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1-110-130.

22. Mechanisms of formation of Al₄Cu₉ during mechanical alloying: An experimental study / R. Besson, M.-N. Avettand-Fenoel, L. Thuinet, J. Kwon, A. Addad, P. Roussel, A. Legris // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 87. – P. 216–224. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.12.050.



23. Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu-Cr-Zr alloy / S.N. Faizova, D.A. Aksenov, I.A. Faizov, K.S. Nazarov // *Letters on Materials*. – 2021. – Vol. 11 (2). – P. 218–222. – DOI: 10.22226/2410-3535-2021-2-218-222.

24. Особенности деформационного растворения и строения поверхностей разрушения сплавов системы Cu-Co / Т.П. Толмачев, В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов, Т.М. Гапонцева, А.В. Плотников, Р.В. Чурбаев, А.В. Иноземцев // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2019. – № 6. – С. 48–57. – DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.048-057.

25. Effect of annealing temperature on microstructure and properties of a heavy warm rolled nickel aluminum bronze alloy / S. Ma, X. Li, X. Yang, L. Fu, L. Liu, M. Xia, A. Shan // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2023. – Vol. 54. – P. 293–311. – DOI: 10.1007/s11661-022-06873-1.

26. *Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P.* Deformation behavior and plastic strain localization of nanostructured materials produced by severe plastic deformation // *Materials Science Forum*. – 2009. – Vol. 633–634. – P. 107–119. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.107.

27. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В.* Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела

как многоуровневой системы. 1. Физические основы многоуровневого подхода // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9, № 3. – С. 9–22.

28. *Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Колобов Ю.Р.* Влияние дисперсного упрочнения на закономерности и механизмы ползучести меди с субмикрометровым размером зерен // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2009. – № 2. – С. 38–43.

29. *Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А.* Барьерное торможение дислокаций. Проблема Холла-Петча // *Физическая мезомеханика*. – 2006. – Т. 9, № 3. – С. 81–92.

30. Растворение частиц вторых фаз в низколегированном медном сплаве системы Cu-Cr-Zr при обработке методом равноканального углового пресования / И.А. Фаизов, Р.Р. Мулюков, Д.А. Аксенов, С.Н. Фаизова, Н.В. Землякова, К. Cardoso, Y. Zeng // *Письма о материалах*. – 2018. – Т. 8, № 1. – С. 110–114. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-110-114.

31. *Ilie F.* Tribological behaviour of the steel/bronze friction pair (journal bearing type) functioning with selective mass transfer // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2018. – Vol. 124. – P. 655–662. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.03.107.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



The influence of structural state on the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze

Andrey Filippov^{a, *}, Nikolay Shamarin^b, Sergei Tarasov^c, Natalya Semenchuk^d

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-6547-7676>, natali.t.v@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 23 June 2025

Revised: 03 July 2025

Accepted: 10 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Additive manufacturing

Bronze

Microstructure

Phase composition

Mechanical properties

Severe plastic deformation (SPD)

Sliding friction

Funding

This research was funded by Russian Science Foundation project № 24-29-00259, <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>.

ABSTRACT

Introduction. Electron beam additive manufacturing (EBAM) is a promising method for producing new alloys with unique properties. At the same time, existing problems with obtaining a high-quality structure require a search for a technical solution that ensures grain refinement and the formation of a more homogeneous microstructure. For strain-hardened copper alloys, severe plastic deformation (SPD) methods are effective ways to control their structural state and mechanical properties. Currently, the effect of severe plastic deformation on the structure, mechanical, and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze, which is promising for industrial application, has not been studied. **The aim of this work** is to study the relationship between the structural state formed as a result of severe plastic deformation and the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze samples. The paper studies samples of Cu-Al-Si-Mn bronze, made from bronze (3% Si-1% Mn) wires and commercially pure aluminum using multiwire electron beam additive manufacturing. For targeted changes in structure and properties, the resulting additively manufactured blanks were subjected to severe plastic deformation. Multi-axial forging and rolling were used as SPD methods, aimed at significant grain refinement and increased strength characteristics. The work uses such **research methods** as transmission electron microscopy (TEM) for a detailed analysis of the submicron structure after SPD, X-ray diffraction (XRD) to identify the phase composition of the alloy, tensile tests to determine key mechanical properties such as tensile strength, yield strength, and percentage of elongation, microhardness measurements to assess the hardening of samples using Vickers loads, confocal laser scanning microscopy (CLSM) for three-dimensional analysis of the surface topography and studying the morphology of worn surfaces, and dry sliding friction tests to assess the wear resistance of the material and the friction coefficient in the absence of lubrication under specified loads and sliding speeds. **Results and discussion.** Based on the data of transmission electron microscopy, it was found that the use of multi-axial forging and rolling led to significant changes in the structure of the material, as well as its phase composition. Based on the X-ray diffraction analysis, it was revealed that severe plastic deformation contributed to the deformation-induced dissolution of the γ - and β -phases. The results of tensile tests showed that the highest strength is achieved after intense plastic deformation by rolling, after multi-axial forging. SPD by multi-axial forging and subsequent rolling led to an increase in the microhardness of bronze. The results of tribological tests showed that SPD contributes to a decrease in the friction coefficient (FC) compared to the material in the printed state. Heat treatment of samples after SPD led to an increase in FC and an increase in fluctuations in its value. SPD by multi-axial forging and subsequent rolling contributes to a significant increase in the wear resistance of samples under dry sliding friction conditions. Low-temperature annealing after SPD leads to a decrease in the wear resistance of deformed samples. Thus, the use of SPD makes it possible to increase the strength and wear resistance of bronze samples of the Cu-Al-Si-Mn system.

For citation: Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu., Semenchuk N.A. The influence of structural state on the mechanical and tribological properties of Cu-Al-Si-Mn bronze. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 166–182. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-166-182. (In Russian).

References

1. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med'i i mednye splavy: otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. domestic and foreign brands]. 2nd ed., rev. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2016. 360 p. ISBN 978-5-9907638-3-8.
2. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (6), pp. 479–491. DOI: 10.1134/S1029959922060017.

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Head of Laboratory
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4 per. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

3. Qu S., An X.H., Yang H.J., Huang C.X., Yang G., Zang Q.S., Wang Z.G., Wu S.D., Zhang Z.F. Microstructural evolution and mechanical properties of Cu-Al alloys subjected to equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57 (5), pp. 1586–1601. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.12.002.
4. Massalski T.B. The Al-Cu (Aluminum-Copper) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1980, vol. 1, pp. 27–33. DOI: 10.1007/BF02883281.
5. Kroupa A., Zobač O., Richter K.W. The thermodynamic reassessment of the binary Al-Cu system. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, pp. 3430–3443. DOI: 10.1007/s10853-020-05423-7.
6. Zobač O., Kroupa A., Zemanova A., Richter K.W. Experimental description of the Al-Cu binary phase diagram. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, vol. 50, pp. 3805–3815. DOI: 10.1007/s11661-019-05286-x.
7. Alés A. Study of different structures derives of β -Cu₃Al by means of ab-initio calculations and quasi-harmonic approximation. *Computational Condensed Matter*, 2022, vol. 31, p. e00652. DOI: 10.1016/j.cocom.2022.e00652.
8. Hallstedt B., Gröbner J., Hampl M., Schmid-Fetzer R. Calorimetric measurements and assessment of the binary Cu-Si and ternary Al-Cu-Si phase diagrams. *Calphad*, 2016, vol. 53, pp. 25–38. DOI: 10.1016/j.calphad.2016.03.002.
9. Sufryd K., Ponweiser N., Riani P., Richter K.W., Cacciamani G. Experimental investigation of the Cu-Si phase diagram at $x(\text{Cu}) > 0.72$. *Intermetallics*, 2011, vol. 19 (10), pp. 1479–1488. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.05.017.
10. Phillips H.W.L. The constitution of aluminum-copper-silicon alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 1953, vol. 82, pp. 9–15.
11. Raghavan V. Al-Cu-Si (Aluminum-Copper-Silicon). *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2007, vol. 28, pp. 180–182. DOI: 10.1007/s11669-007-9024-y.
12. He C.-Y., Du Y., Chen H.-L., Xu H. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Al-Cu-Si system. *Calphad*, 2009, vol. 33, pp. 200–210. DOI: 10.1016/j.calphad.2008.07.015.
13. Riani P., Sufryd K., Cacciamani G. About the Al-Cu-Si isothermal section at 500 °C and the stability of the ϵ -Cu₁₅Si₄ phase. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, pp. 154–164. DOI: 10.1016/j.intermet.2008.10.011.
14. Miettinen J. Thermodynamic description of the Cu-Al-Si system in the copper-rich corner. *Calphad*, 2007, vol. 31, pp. 449–456. DOI: 10.1016/j.calphad.2007.05.001.
15. Ponweiser N., Richter K.W. New investigation of phase equilibria in the system Al-Cu-Si. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, vol. 512, pp. 252–263. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.09.076.
16. Filippov A., Shamarin N., Moskvichev E., Savchenko N., Kolubaev E., Khoroshko E., Tarasov S. Heat input effect on microstructure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) Cu-7.5wt.%Al Bronze. *Materials*, 2021, vol. 14 (22), p. 6948. DOI: 10.3390/ma14226948.
17. Filippov A., Shamarin N., Moskvichev E., Savchenko N., Kolubaev E., Khoroshko E., Tarasov S. The effect of heat input, annealing, and deformation treatment on structure and mechanical properties of Electron Beam Additive Manufactured (EBAM) silicon bronze. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 3209. DOI: 10.3390/ma15093209.
18. Zytkova A., Panfilov A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze. *Materials Letters*, 2023, vol. 338, p. 134064. DOI: 10.1016/j.matlet.2023.134064.
19. Shangina D.V., Gubicza J., Dodony E., Bocharov N.R., Straumal P.B., Tabachkova N.Yu., Dobatkin S.V. Improvement of strength and conductivity in Cu-alloys with the application of high pressure torsion and subsequent heat-treatments. *Journal of Materials Science*, 2014, vol. 49, pp. 6674–6681. DOI: 10.1007/s10853-014-8339-4.
20. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, pp. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
21. Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N., Kolubaev E.A., Tarasov S.Yu. Study of the properties of silicon bronze-based alloys printed using electron beam additive manufacturing technology. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 1, pp. 110–130. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1-110-130. (In Russian).
22. Besson R., Avettand-Fenoel M.-N., Thuinet L., Kwon J., Addad A., Roussel P., Legris A. Mechanisms of formation of Al₄Cu₉ during mechanical alloying: An experimental study. *Acta Materialia*, 2015, vol. 87, pp. 216–224. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.12.050.
23. Faizova S.N., Aksenov D.A., Faizov I.A., Nazarov K.S. Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu-Cr-Zr alloy. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11 (2), pp. 218–222. DOI: 10.22226/2410-3535-2021-2-218-222.
24. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Patselov A.M., Gapontseva T.M., Plotnikov A.V., Churbaev R.V., Inozemtsev A.V. Features of the strain-induced dissolution and structure of fracture surfaces in Cu-Co alloys. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2019, iss. 6, pp. 48–57. DOI: 10.17804/2410-9908.2019.6.048-057. (In Russian).

25. Ma S., Li X., Yang X., Fu L., Liu L., Xia M., Shan A. Effect of annealing temperature on microstructure and properties of a heavy warm rolled nickel aluminum bronze alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, vol. 54, pp. 293–311. DOI: 10.1007/s11661-022-06873-1.

26. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. Deformation behavior and plastic strain localization of nanostructured materials produced by severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 633–634, pp. 107–119. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.633-634.107.

27. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Fizicheskaya mezomekhanika deformiruемого tverdogo tela kak mnogourovnevoi sistemy. 1. Fizicheskie osnovy mnogourovnevnogo podkhoda [Physical Mesomechanics of Deformable Solids as a Multilevel System. I. Physical Fundamentals of the Multilevel Approach]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 9–22. (In Russian).

28. Grabovetskaya G.P., Mishin I.P., Kolobov Yu.R. Vliyanie dispersnogo uprochneniya na zakonomernosti i mekhanizmy polzuchesti medi s submikrometrovym razmerom zeren [The effect of precipitating hardening on regularities and mechanisms of submicron-grain copper creep]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2009, no. 2, pp. 38–43. (In Russian).

29. Kozlov E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A. Bar'ernoie tormozhenie dislokatsii. Problema Kholla-Petcha [Barrier hindrance of dislocations. The Hall-Petch problem]. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 81–92. (In Russian).

30. Faizov I.A., Mulyukov R.R., Aksenov D.A., Faizova S.N., Zemlyakova N.V., Cardoso K., Zeng Y. Rastvorenie chastits vtorykh faz v nizkolegirovannom mednom splave sistemy Cu-Cr-Zr pri obrabotke metodom ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniya [Dissolution of second-phase particles in a low-alloyed copper alloy of the Cu-Cr-Zr system processed by equal-channel angular pressing]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2018, vol. 8, no. 1, pp. 110–114. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-110-114. (In Russian).

31. Ilie F. Tribological behaviour of the steel/bronze friction pair (journal bearing type) functioning with selective mass transfer. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 124, pp. 655–662. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.03.107.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Изготовление, описание и оценка эффективности материала на основе нанографита, легированного оксидом цинка, в качестве датчика влажности

Фаррух Вахеед^{1, а}, Амтул Каюм^{2, б}, Мухаммад Файзан Ширази^{3, с, *}

¹ Кафедра информатики, Университет UIT, улица Абуль Хасан Исфакани, Блок 7, Гульшан-и-Икбал, Карачи, 75300, Пакистан

² Кафедра химии, Инженерно-технологический университет имени Н.Э. Диншоу, Университетская дорога, Карачи, 75270, Пакистан

³ Кафедра электротехники, Инженерно-технологический университет имени Н.Э. Диншоу, Университетская дорога, Карачи, 75270, Пакистан

^а  <https://orcid.org/0009-0004-6527-0965>,  fwbaig@uitu.edu.pk; ^б  <https://orcid.org/0000-0003-0149-2177>,  amtulq@neduet.edu.pk;

^с  <https://orcid.org/0000-0002-4488-8860>,  faizanshirazi@neduet.edu.pk

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.382.32:538.975

История статьи:

Поступила: 04 июня 2025

Рецензирование: 23 июня 2025

Принята к печати: 10 июля 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Датчик влажности

Наночастицы ZnO

Устройства интеллектуального сенсорного восприятия

Анализ ёмкости и комплексного сопротивления (импеданса)

Быстрый отклик и восстановление
Экологический и промышленный мониторинг

Финансирование

Данная работа выполнена в рамках PhD-программы NEDUET.

АННОТАЦИЯ

Введение. Современный рост требований к технологиям мониторинга окружающей среды в режиме реального времени обуславливает необходимость создания высокоэффективных датчиков влажности с коротким временем отклика, высокой чувствительностью и длительной стабильностью работы. Оксид цинка (ZnO) является одним из наиболее перспективных полупроводниковых оксидов благодаря своей химической стабильности, доступности и чувствительности к изменению влажности. Однако для повышения рабочих характеристик ZnO требуется целенаправленная модификация его структурных и электронных свойств. В данном исследовании рассматривается легирование наночастиц ZnO нанографитовым материалом (NGM) с целью улучшения чувствительности и кинетики адсорбционно-десорбционных процессов. **Предмет и цель работы.** Основной целью работы является разработка ёмкостных датчиков влажности на основе нанокompозита ZnO-NGM с улучшенными параметрами времени отклика и восстановления, а также с повышенной чувствительностью. Для этого предполагается модифицировать электронные и поверхностные свойства ZnO путём его легирования нанографитовым материалом, что должно способствовать улучшению сенсорных характеристик. **Методы исследования.** Нанокompозиты ZnO-NGM с различным массовым содержанием NGM (1, 2, 4, 5 и 10 %) были синтезированы методом химического осаждения. Оптические свойства образцов чистого ZnO изучались с помощью оптической спектроскопии (UV-visible spectroscopy), которая выявила резкий край поглощения при 367 нм, соответствующий ширине запрещённой зоны около 3,3 эВ. Структурные и морфологические характеристики композитов анализировались методами рентгеновской дифракции (XRD) и сканирующей электронной микроскопии (SEM), подтвердившими успешную интеграцию NGM в матрицу ZnO и увеличение пористости поверхности. Для изготовления сенсорных элементов на стеклянные подложки с покрытием из фтор-легированного оксида олова (FTO) ножевым устройством наносились композитные плёнки. Сенсорные характеристики измерялись в камере с контролируемой атмосферой азота при относительной влажности (RH) от 10 до 95 % в диапазоне частот от 10 кГц до 1 МГц. **Результаты и обсуждение.** Датчик на основе ZnO, легированного 4 % NGM, продемонстрировал оптимальные параметры: время отклика составило 4,0 с, время восстановления – 6,2 с, а чувствительность превосходила показатели остальных исследованных составов. Улучшение функциональных характеристик связано с увеличением удельной поверхностной электропроводности и ускорением кинетики адсорбционно-десорбционных процессов, обусловленных присутствием нанографита, который способствует формированию более пористой и активной поверхности. Разработанные ёмкостные датчики влажности обладают высоким потенциалом для интеграции в современные системы мониторинга окружающей среды в реальном времени, а также в промышленные процессы автоматизации и интеллектуальные системы управления влажностью в бытовых условиях. Введение нанографита в структуру ZnO существенно улучшает сенсорные характеристики датчиков влажности. Нанокompозит ZnO-NGM с содержанием 4 % нанографита проявляет наилучшие эксплуатационные свойства и является перспективным материалом для создания высокоэффективных датчиков влажности нового поколения.

Для цитирования: Вахеед Ф., Каюм А., Ширази М.Ф. Изготовление, описание и оценка эффективности материала на основе нанографита, легированного оксидом цинка, в качестве датчика влажности // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 183–204. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-183-204.

Введение

Датчики влажности широко применяются в таких областях, как сельское хозяйство, пищевая промышленность, медицинская диагностика

*Адрес для переписки

Ширази Мухаммад Файзан, к.т.н.

Кафедра электротехники,

Инженерно-технологический университет имени Н.Э. Диншоу,

Университетская дорога,

75270, Карачи, Пакистан

Тел.: +92-21-99261261-8 (доб. 2215), e-mail: faizanshirazi@neduet.edu.pk

и экологический мониторинг. Это обусловлено возрастающей необходимостью получения точных данных в реальном времени для современных интеллектуальных систем управления. Основными требованиями к современным датчикам влажности являются низкое энергопотребление, быстрый отклик, высокая стабильность и экономическая доступность [1, 2].

В ряде исследований представлены различные инновационные подходы к созданию датчи-

ков влажности. Так, разработан гибкий датчик, способный фиксировать малейшие изменения дыхания, что имеет большое значение для медицины [3, 4]. Аналогично высокочувствительные датчики на основе композиционных материалов с углеродными нанотрубками демонстрируют короткое время отклика, это обеспечивает их пригодность для разнообразных условий эксплуатации [5]. Другие работы подтверждают эффективность использования инкапсулированных ионных жидкостей в наноструктурированных матрицах, что способствует улучшению сенсорных характеристик [6]. В настоящее время особое внимание уделяется разработке самопитаемых и биосовместимых датчиков, при этом датчики на основе оксида графена обещают энергоэффективное и высокочувствительное обнаружение [7]. Например, датчик влажности со встроенным датчиком измерения температуры, созданный на основе восстановленного оксида графена (rGO) и дисульфида молибдена (MoS_2), демонстрирует широкие возможности для практического применения в реальных условиях [8]. Исследования гетероструктур $\text{TiO}_2\text{-SnS}_2$ также подчеркивают преимущества использования наноструктурных материалов для повышения эффективности сенсорных устройств [9–12].

Датчики влажности на основе оксидов металлов, таких как ZnO , TiO_2 и SnO_2 , широко исследуются благодаря их высокой стабильности и чувствительности к изменениям влажности. Принцип их работы основан на изменении электрической ёмкости или сопротивления вследствие адсорбции молекул воды на поверхности сенсорного материала [1–3]. Среди этих материалов ZnO выделяется своей универсальностью и эффективностью для создания высокочувствительных датчиков влажности. Кроме того, регулируемые электронные свойства ZnO , достигаемые путём легирования различными элементами и контролируемого наноструктурирования, позволяют гибко адаптировать сенсорные характеристики под конкретные требования [13, 14]. Особый интерес представляет нанографитовый материал (NGM), синтезируемый экологически безопасным методом из кожуры апельсина и лимона, который способствует улучшению параметров ZnO -датчиков за счёт повышения эффективности передачи заряда, увеличения адсорбционной способности и стабильности, что

соответствует принципам устойчивого развития в нанотехнологиях [10].

Современные исследования всё более акцентируют внимание на необходимости повышения скорости отклика и устойчивости к многократным циклам восстановления датчиков влажности, поскольку эти параметры являются критически важными для их эффективного функционирования в условиях реального времени [15, 16]. Как продемонстрировано в работе Уллаха и соавторов (Ullah et al.), интеграция нанографита с оксидами металлов существенно сокращает время отклика и восстановления сенсорных устройств, устраняя ограничения, характерные для традиционных материалов [17]. Аналогично исследование Чаудхари и коллег (Chaudhary et al.) выделяет значимость применения инновационных структур и новых материалов для улучшения общих рабочих характеристик датчиков влажности [18]. Кроме того, результаты, полученные Ли и соавторами (Li et al.), показывают высокую эффективность легирования ZnO нанографитом для повышения чувствительности сенсоров при различных уровнях влажности, что подтверждает перспективность данного подхода для практического применения [13]. Управление электронными свойствами за счёт введения нанографита открывает новые возможности для повышения надёжности и эффективности сенсорных систем, делая их более пригодными для интеграции в платформы систем контроля промышленного оборудования через Интернет (IoT – Internet of Things) и интеллектуальные технологические решения [14].

Несмотря на достигнутый прогресс, сохраняется острая необходимость в разработке датчиков влажности на основе ZnO с ещё более коротким временем отклика, улучшенной стабильностью и использованием экологически безопасных, масштабируемых и экономичных методов синтеза. В частности, интеграция нанографитового материала в матрицу ZnO посредством доступных и простых химических технологий остается недостаточно изученной областью, что определяет перспективы дальнейших исследований.

Целью настоящей работы является преодоление существующих ограничений посредством синтеза нанокompозитов ZnO -NGM методом химического осаждения, отличающимся низкой себестоимостью и технологической простотой.

Полученные нанокompозиты наносились на подложки из фтор-легированного оксида олова (FTO) с помощью ножевого устройства для изготовления ёмкостных датчиков влажности. Предполагается, что введение nanoграфитового материала (NGM) способствует улучшению характеристик сенсора за счет повышения электрической проводимости и усиления взаимодействия с молекулами воды на поверхности материала.

Для комплексного анализа структурных, оптических и химических свойств синтезированных нанокompозитов применялись методы оптической спектроскопии (UV-visible spectroscopy), сканирующей электронной микроскопии (SEM), рентгеновской дифракции (XRD) и инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (FTIR). Сенсорные характеристики датчиков оценивались посредством измерения ёмкости и комплексного сопротивления (импеданса) в атмосфере с контролируемым содержанием азота при относительной влажности (RH) в диапазоне от 10 до 95 % [19]. Анализ зависимости ёмкости и комплексного сопротивления (импеданса) от влажности позволил определить чувствительность и динамические параметры сенсорных устройств.

Полученные результаты способствуют развитию усовершенствованных нанодатчиков влажности с перспективами применения в областях экологического мониторинга, медицинской диагностики и промышленной автоматизации.

Методы исследования

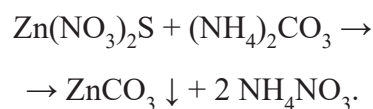
Материалы и методы

Для синтеза использовались высокочистые реактивы аналитического класса: ацетат цинка ($\text{Zn}(\text{CH}_3\text{COO})_2$), гидрокарбонат аммония (NH_4HCO_3), nanoграфитовый материал (NGM), этанол (аналитический класс) и этилцеллюлоза, приобретённые у ведущих поставщиков BDH, Merck и Sigma-Aldrich. В процессе синтеза и промывки применялась деионизированная вода для исключения ионного и органического загрязнения. В качестве подложек для изготовления сенсорных устройств использовалось стекло с покрытием из фтор-легированного оксида олова (FTO). Для формирования устройств применялись медные и серебряные электроды.

Перед использованием все подложки и компоненты подвергались тщательной очистке – сначала в растворе моющего средства Liquinox (Alconox Inc.), а затем ополаскивались ацетоном аналитического класса (Sigma-Aldrich) для удаления органических загрязнений и обеспечения чистой поверхности без загрязняющих частиц.

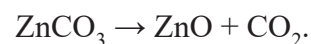
Синтез наночастиц оксида цинка (ZnO) методом химического осаждения

Для получения прекурсора наночастиц ZnO 10 мл раствора нитрата цинка ($\text{Zn}(\text{NO}_3)_2$) концентрации 1,5 моль/л медленно добавляли к 10 мл раствора карбоната аммония ($(\text{NH}_4)_2\text{CO}_3$) концентрации 2,25 моль/л при постоянном магнитном перемешивании. Образование белого осадка карбоната цинка (ZnCO_3) свидетельствовало об успешном протекании реакции [1]:



Осадок отделяли вакуумной фильтрацией через фильтровальную бумагу с оптимальным размером пор для удаления жидких побочных продуктов и непрореагировавших веществ. Затем осадок промывали трижды деионизированной водой для удаления остатков реагентов. Для ускорения сушки и предотвращения агломерации использовали этанол, обладающий высокой летучестью.

Высушенный при 80 °C порошок ZnCO_3 подвергали кальцинации в муфельной печи при 550 °C в течение 2 часов, что обеспечивало термическое разложение карбоната цинка с образованием наночастиц оксида цинка согласно уравнению



Легирование наночастиц ZnO nanoграфитовым материалом (NGM)

Исходные порошки ZnO и NGM диспергировали отдельно в этаноле для обеспечения равномерного распределения. Затем суспензию NGM капельно вводили в раствор ZnO при непрерывном перемешивании в течение 25 минут для достижения гомогенного смешивания. Массовые соотношения ZnO и NGM варьировали для получения композитов с содержанием NGM 1, 2, 3, 4, 5 и 10 % (соответственно 99:1, 98:2, 97:3, 96:4,

95:5 и 90:10). Для улучшения диспергирования и снижения поверхностного натяжения дополнительно добавляли 10 мл этанола в качестве дисперсанта. Полученную пасту сушили при температуре 50–70 °С в течение 1–2 часов, что позволяло предотвратить агломерацию наночастиц и обеспечить равномерное распределение нанографита в матрице.

Изготовление датчика влажности

Подложки из стекла, покрытого фтор-легированным оксидом олова (FTO), последовательно подвергались ультразвуковой очистке в нескольких средах – моющем растворе, деионизированной воде, ацетоне и этаноле. Такая многоступенчатая очистка обеспечивала оптимальное сцепление сенсорного слоя с подложкой и стабильность работы датчика.

Наночастицы ZnO, легированные нанографитовым материалом (NGM), диспергировали в этаноле до получения вязкой пасты, пригодной для нанесения посредством ножевого устройства. Паста равномерно наносилась на подготовленные подложки FTO с помощью данного устройства. После нанесения образцы подвергались термической обработке при температуре 150 °С в течение 1 часа с целью улучшения адгезии пленки, испарения остатков растворителей и повышения долговечности покрытия. На рис. 1, а и б представлены пасты из ZnO, легированного NGM, которые были нанесены на стеклянные подложки, покрытые фтор-легированным оксидом олова (FTO).

В этаноле при постоянном перемешивании растворяли этилцеллюлозу в концентрации

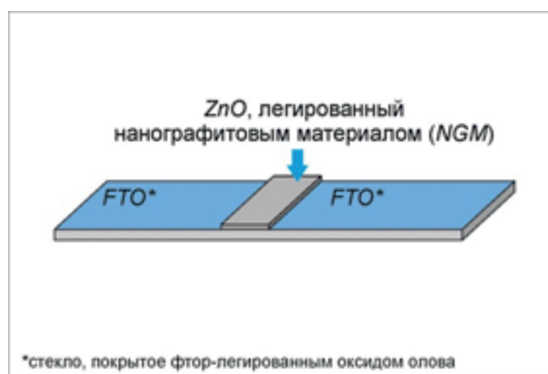
2–10 вес. % для дополнительной стабилизации сенсорного слоя и повышения его механической прочности. Полученный однородный раствор постепенно вводили в пасту ZnO-NGM, что способствовало улучшению адгезии, сглаживанию поверхности и повышению механической прочности покрытия. Введение этилцеллюлозы обеспечивало формирование стабильных и равномерных нанокompозитных слоёв, оптимальных для сенсорного контроля влажности [1, 30].

Для дальнейшей стабилизации пленки и повышения ее устойчивости этилцеллюлозу (2–10 масс. %) растворяли в этаноле при постоянном перемешивании для получения однородного раствора. Этот раствор постепенно добавляли в пасту ZnO, модифицированную NGM, для достижения оптимального покрытия. Введение этилцеллюлозы улучшало адгезию, гладкость поверхности и механическую прочность, что позволяло получать стабильные однородные нанокompозитные слои для применения в датчиках влажности [1, 30].

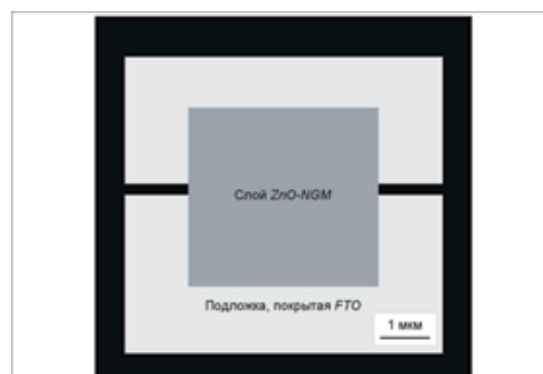
Результаты и их обсуждение

Структурный и морфологический анализ

Оптические свойства синтезированных наночастиц ZnO были исследованы методом оптической спектроскопии (UV-visible spectroscopy) с использованием спектрофотометра UV-1800 SHIMADZU. Спектр поглощения (рис. 2) демонстрирует выраженный и интенсивный край фундаментального поглощения вблизи 367 нм, соответствующий энергии межзонного перехода ZnO. Рассчитанная по краю поглощения шири-



а



б

Рис. 1. Вид сбоку пасты ZnO-NGM (оксид цинка – нанографитовый материал), нанесенной на подложку FTO (а); вид сверху, демонстрирующий морфологию поверхности (б)

Fig. 1. Side-view of ZnO-NGM paste on FTO substrate (a); top view showing surface morphology (b)

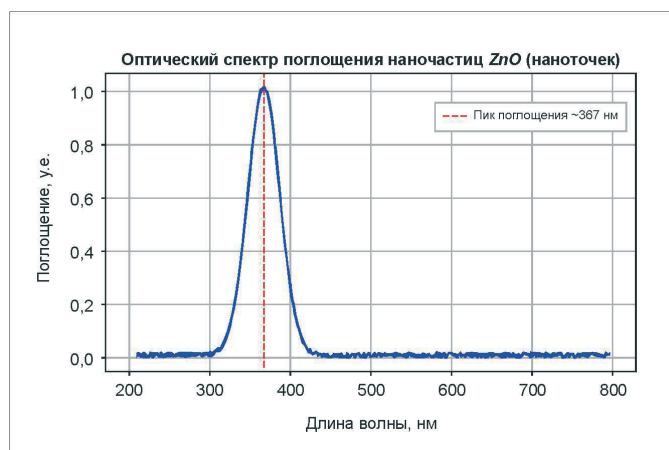


Рис. 2. Спектр поглощения в УФ- и видимой области синтезированных наночастиц ZnO, демонстрирующий узкий пик поглощения при 367 нм, что указывает на прямой тип запрещенной зоны и подтверждает наличие нанокристаллической структуры, пригодной для оптоэлектронных и сенсорных применений

Fig. 2. UV-Vis absorption spectrum of as-synthesized ZnO nanoparticles exhibiting a narrow absorption peak at 367 nm, suggesting a direct bandgap transition and validating nanoscale crystallinity for optoelectronic and sensing purposes

на запрещенной зоны прямого типа составляет приблизительно 3,38 эВ, что подтверждает полупроводниковый характер полученных наноструктур ZnO. Наблюдаемый сдвиг края поглощения в коротковолновую область (синий сдвиг) относительно положения края поглощения для массивного ZnO (~375 нм) указывает на проявление эффекта квантового ограничения, характерного для наночастиц малого размера. Резкий и крутой наклон кривой поглощения свидетельствует о высокой степени кристалличности и чистоте синтезированных наночастиц ZnO. Такие оптические характеристики делают материал перспективным для применения в датчиках

влажности, УФ-фотодетекторах и других оптоэлектронных устройствах, требующих быстрого и чувствительного отклика на внешние воздействия.

На снимках SEM (сканирующая электронная микроскопия) (рис. 3) видно, что наночастицы ZnO хорошо распределены и имеют четко выраженную морфологию. Снимки, полученные на большом увеличении, демонстрируют хорошо диспергированные частицы с развитой текстурой поверхности и наблюдаемой агломерацией в отдельных областях. Сканирование было выполнено с использованием сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6490A (JEOL Ltd., Japan). Добавление NGM повысило шероховатость поверхности и улучшило равномерность распределения. Повышенная шероховатость увеличивает количество активных центров, что способствует лучшей адсорбции молекул воды, необходимой для повышения эффективности датчика влажности [3].

Результаты рентгенофазового анализа (РФА) подтвердили формирование кристаллической структуры гексагонального типа (кварцита) в образцах ZnO. Увеличение концентрации NGM приводило к уширению и незначительным сдвигам дифракционных пиков, что свидетельствует об успешном внедрении NGM в кристаллическую решетку ZnO. Вероятно, наблюдаемые сдвиги обусловлены деформацией кристаллической решетки. Эта деформация способствует уменьшению размера кристаллитов и увеличению концентрации структурных дефектов, что, в свою очередь, может приводить к увеличению удельной площади поверхности и адсорбционной способности материала [3].

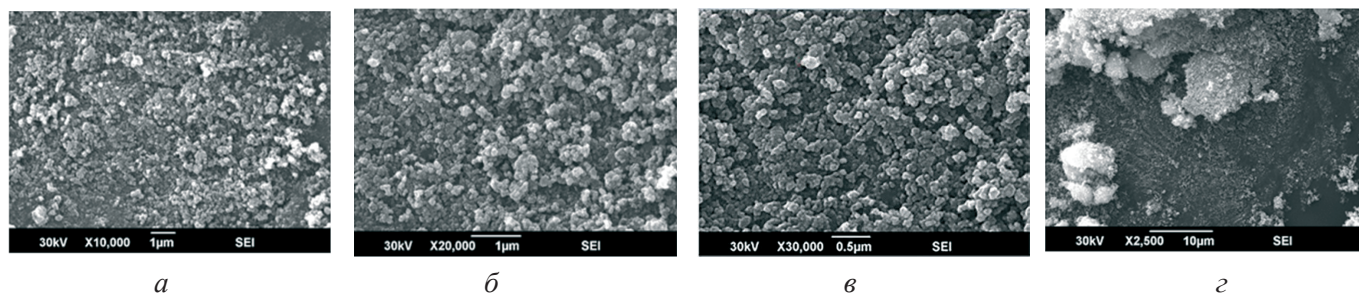


Рис. 3. SEM-изображения наночастиц ZnO, полученные при различных увеличениях:

$a - \times 10\,000$; $b - \times 20\,000$; $c - \times 30\,000$; $d - \times 2\,500$

Fig. 3. Scanning electron microscopy (SEM) images of ZnO nanoparticles at different magnifications:

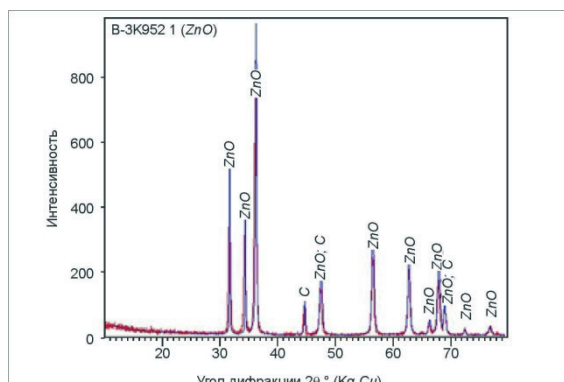
$a - 10,000\times$; $b - 20,000\times$; $c - 30,000\times$, and $d - 2,500\times$

На рис. 4 представлены дифрактограммы исследованных образцов. **Образец 1** (В-3К953) демонстрирует ряд рефлексов в диапазоне 2θ от 20° до 80° с наиболее интенсивными пиками вблизи 30° , 40° и 50° , характерными для ZnO. Отмечаются также следы примесных фаз. **Образец 2** (В-3К954) отличается более узкими и интенсивными пиками, что указывает на более высокую степень кристалличности по сравнению с образцом 1. **Образец 3** (В-3К955) характеризуется промежуточной степенью кристалличности. Анализ дифрактограмм подтверждает, что во всех образцах основной фазой является ZnO. Вариации в ширине и интенсивности дифракционных пиков, вероятно, связаны с различиями в степени кристалличности, обусловленными разным содержанием легирующей примеси NGM и условиями синтеза/обработки [3].

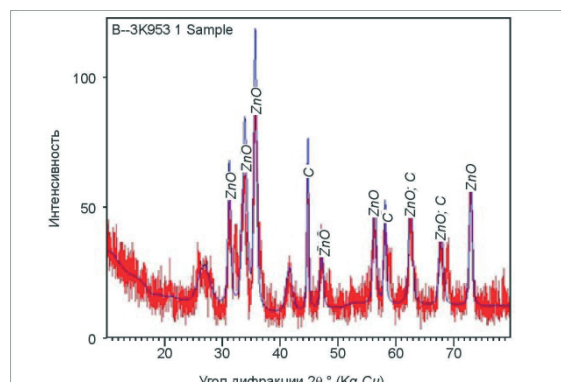
Данные инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье (ИК-Фурье) подтверждают внедрение NGM в матрицу ZnO (рис. 5). Характерные полосы валентных колебаний связи Zn-O,

наблюдаемые в области $\sim 450\text{ см}^{-1}$, подтверждают присутствие фазы ZnO. В спектрах NGM идентифицированы полосы, соответствующие валентным колебаниям связей C=C ($\sim 1570\text{ см}^{-1}$) и C=O ($\sim 1730\text{ см}^{-1}$), что свидетельствует о наличии углеродсодержащих функциональных групп. Широкая полоса в области $\sim 3400\text{ см}^{-1}$ соответствует валентным колебаниям O-H-групп, которые обусловлены гидроксильными группами, ответственными за адсорбционную способность материала по отношению к воде.

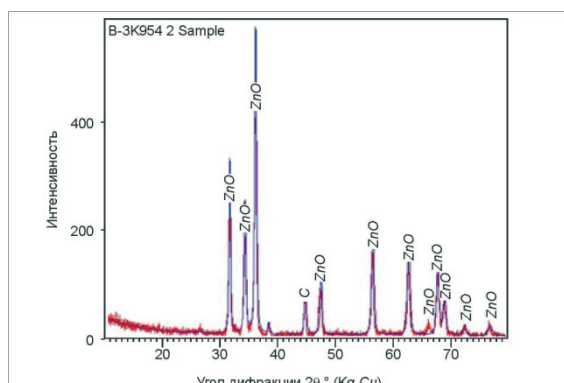
В спектрах образцов ZnO, легированных NGM, наблюдаются характерные полосы колебаний Zn-O (в области $400\ldots 600\text{ см}^{-1}$) и O-H ($\sim 3400\text{ см}^{-1}$). Спектр NGM характеризуется полосами валентных колебаний C=C ($\sim 1600\text{ см}^{-1}$), C-O ($\sim 1400\text{ см}^{-1}$) и деформационных колебаний C-H (в области $1100\ldots 1200\text{ см}^{-1}$), что типично для sp^2 -гибридизованных углеродных структур. В спектрах композитов ZnO-NGM наблюдаются сдвиги и увеличение интенсивности полос, особенно для Zn-O и C=C, это указывает на форми-



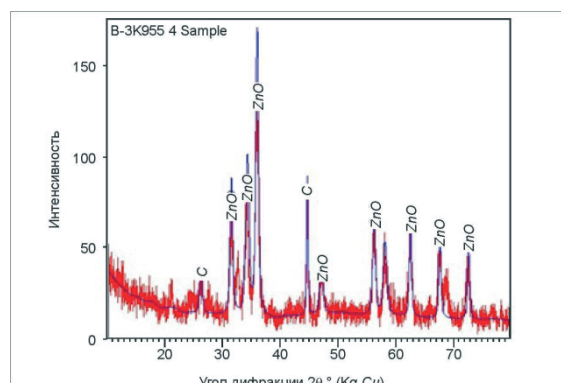
а



б



в



г

Рис. 4. Дифрактограммы:

а – чистый ZnO; б – ZnO-NGM образец 1; в – образец 2; г – образец 3

Fig. 4. XRD patterns of:

(a) pure ZnO; (б) ZnO-NGM Sample 1, (в) Sample 2, and (г) Sample 3

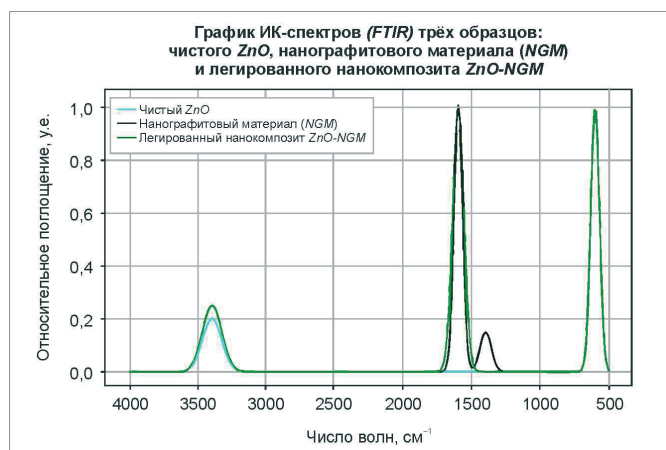


Рис. 5. ИК-спектры чистого ZnO, нанографитового материала (NGM) и легированного нанокompозита ZnO-NGM

Fig. 5. FTIR spectra of pure ZnO, nanographite material (NGM), and NGM-doped ZnO composites

рование прочной химической связи между ZnO и NGM и подтверждает успешность легирования. Уширение полосы O-H свидетельствует об увеличении числа водородных связей, что, в свою очередь, повышает смачиваемость поверхности материала.

Таким образом, данные микроскопии и спектроскопии подтверждают успешное внедрение NGM в структуру ZnO. Увеличенная площадь поверхности, деформация кристаллической решетки, химическая функционализация и увеличение количества гидроксильных групп вносят вклад в улучшение характеристик датчика влажности и повышение адсорбции воды. Уменьшенный размер кристаллитов и повышенная концентрация дефектов также способствуют улучшению переноса заряда, что положительно сказывается на скорости отклика и чувствительности датчика влажности.

Анализ данных ИК-Фурье-спектроскопии указывает на присутствие функциональных групп, характерных для ZnO и углеродных материалов, как в исходных компонентах, так и в композите ZnO-NGM. Сдвиги в положениях и изменения интенсивностей полос поглощения указывают на успешное легирование ZnO нанографитовым материалом (NGM).

Исследование электрических характеристик и эффективности измерения влажности

Для сравнения электрических характеристик датчиков влажности на основе ZnO-NGM и оценки эффективности измерения использо-

валась камера с контролируемой влажностью. Датчик помещался в герметичную камеру, где относительная влажность (RH) прецизионно регулировалась в диапазоне от 10 до 90 % с применением двухканальной системы подачи азота. Первый канал пропускал азот через резервуар с дистиллированной водой для увлажнения, а второй канал подавал сухой азот. Относительная влажность в камере регулировалась путем изменения соотношения потоков азота по двум каналам.

Контроль относительной влажности осуществлялся с помощью цифрового гигрометра с точностью $\pm 0,8$ % RH, расположенного в непосредственной близости от исследуемого датчика. Температура окружающей среды поддерживалась на постоянном уровне 23 ± 1 °C. Для минимизации влияния электрического шума датчик подключался к прецизионному измерителю иммитанса Fluke PM6304/023 с использованием экранированных соединительных кабелей (клемм) (рис. 6). Автоматизированный сбор данных, отображение графиков в реальном времени и сохранение измеренных значений ёмкости осуществлялись с помощью скрипта, разработанного на языке Python. Ёмкость датчика регистрировалась на частотах 10, 20, 50, 80, 100 кГц и 1 МГц при различных уровнях относительной влажности.

Датчик с 2 % ZnO-NGM демонстрировал четкую монотонную зависимость увеличения ёмкости от роста относительной влажности, об-

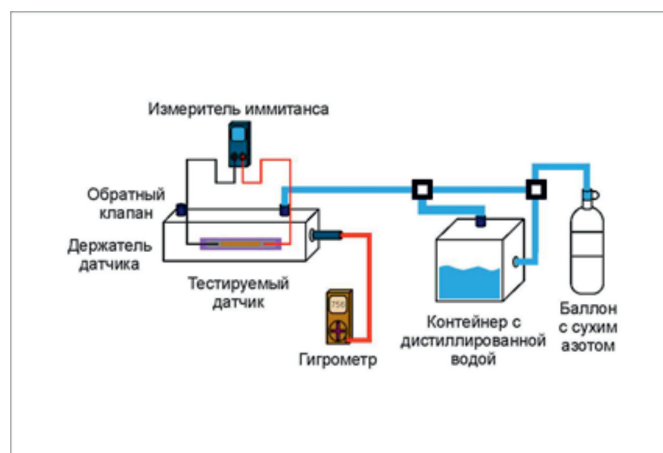


Рис. 6. Схема экспериментальной установки для измерения влажности с использованием измерителя иммитанса и камеры с контролируемой влажностью
Fig. 6. Experimental setup for humidity sensing using an LCR meter and a controlled chamber

условленную адсорбцией молекул воды и последующим увеличением дипольной поляризации материала. Благодаря увеличенной площади поверхности и путям проводимости, обеспечиваемым нанохлопьями NGM, датчик с указанной концентрацией легирующей примеси показал более высокую чувствительность по сравнению с датчиком на основе чистого ZnO. Композитная структура способствовала увеличению ионной проводимости за счет адсорбированных слоев воды и повышению диэлектрической проницаемости за счет межфазной поляризации. Время отклика составило 4,5 с, а время восстановления – 6,9 с, что свидетельствует об эффективной кинетике процессов адсорбции и десорбции. Кривая зависимости ёмкости от относительной влажности (рис. 7, а) подтверждает умеренную чувствительность и надежное отслеживание изменений влажности, особенно в диапазоне низких частот.

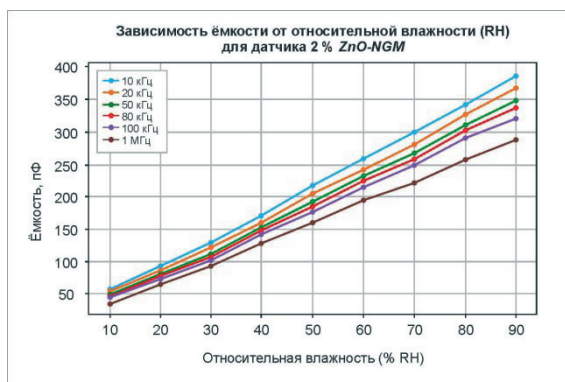
Датчик с 4 % ZnO-NGM продемонстрировал сбалансированное сочетание высокой чувствительности, короткого времени отклика и времени восстановления. Ёмкость резко возрастала в диапазоне относительной влажности от 10 до 60 % с последующим замедлением роста при более высоких значениях RH. Наблюдалась высокая степень корреляции между измеренной ёмкостью и относительной влажностью. На более низких частотах (10...80 кГц) датчик демонстрировал повышенную чувствительность, обусловленную усилением дипольной релаксации и ионной проводимости. На частоте 1 МГц отклик ёмкости становился менее выраженным из-за ограничений, связанных со временем релаксации поляризации. Время отклика составило 4,0 с, а время восстановления – 6,2 с, что является одним из самых низких значений, зарегистрированных для датчиков с различными концентрациями NGM. Кривая зависимости ёмкости от относительной влажности (рис. 7, б) также подтверждает умеренную чувствительность и надежное отслеживание изменений влажности в диапазоне низких частот.

Датчик с 1 % ZnO-NGM характеризовался умеренной чувствительностью по ёмкости, а также умеренными значениями времени отклика и времени восстановления. Ёмкость увеличивалась с ростом относительной влажности вследствие диэлектрической поляризации, ин-

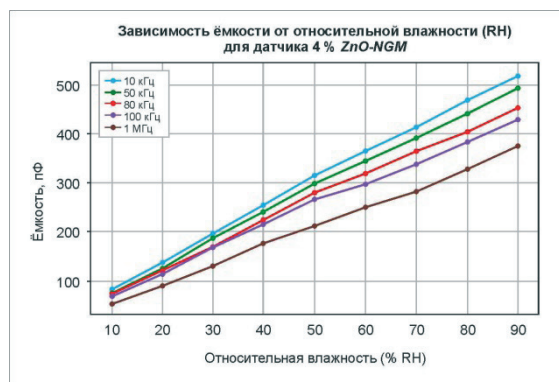
дуцированной адсорбированными молекулами воды. На более низких частотах (10 и 50 кГц) чувствительность датчика была выше, в то время как на высокой частоте (1 МГц) отклик поляризации был ограничен, что приводило к более пологой зависимости ёмкости от относительной влажности. Время отклика составило 4,8 с, а время восстановления – 6,9 с, что демонстрирует незначительное улучшение характеристик по сравнению с чистым ZnO. Кривая зависимости ёмкости от относительной влажности (рис. 7, в) подтверждает умеренную чувствительность и надежное отслеживание изменений влажности в диапазоне низких частот.

Датчик с 5 % ZnO-NGM продемонстрировал высокую чувствительность к изменению уровня влажности, характеризующуюся значением 53,9 пФ/% RH. Ёмкость резко возрастала в диапазоне от 10 до 60 % RH с последующим замедлением роста при более высоких значениях влажности. Несмотря на значительно более высокую чувствительность по сравнению с датчиками с меньшими концентрациями NGM, время отклика и время восстановления (4,2 и 6,6 с соответственно) несколько увеличились, что может быть связано с частичной агломерацией нанохлопьев NGM и, как следствие, с уменьшением количества доступных активных центров для адсорбции. Несмотря на ухудшение кинетических параметров, данный датчик демонстрирует высокую чувствительность и может быть рекомендован для применений, в которых чувствительность является приоритетным параметром по сравнению со скоростью отклика. Кривая зависимости ёмкости от относительной влажности (рис. 7, г) тем не менее также подтверждает умеренную чувствительность и надежное отслеживание изменений влажности в диапазоне низких частот.

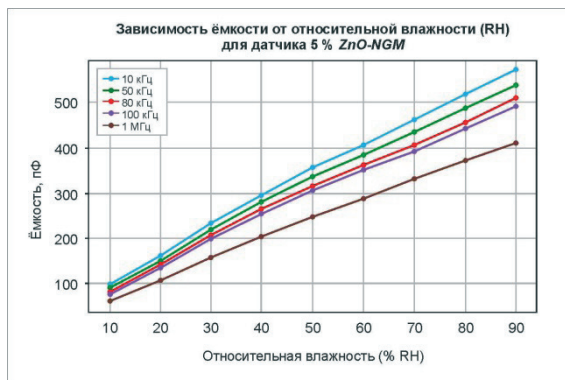
Среди всех исследованных концентраций легирующей добавки NGM датчик, содержащий 10 % ZnO-NGM, продемонстрировал максимальную чувствительность по ёмкости, составляющую 62,1 пФ/% RH. Однако время отклика (6,0 с) и время восстановления (8,0 с) данного датчика были больше, чем у датчиков с меньшим содержанием NGM. Вероятно, замедленная кинетика адсорбции/десорбции обусловлена агломерацией NGM при высокой концентрации легирующей добавки, что приводит к умень-



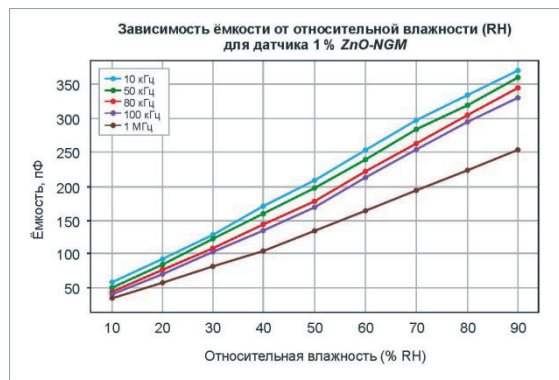
а



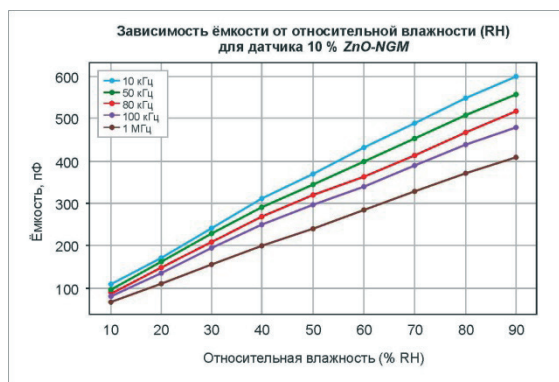
б



в



г



д

Рис. 7. Зависимость ёмкости от относительной влажности для датчиков ZnO-NGM с концентрацией легирующей примеси 2 % (а), 4 % (б), 1 % (в), 5 % (г) и 10 % (д)

Fig. 7. Capacitance as a function of RH for ZnO-NGM sensors with (а) 2 wt. %, (б) 4 wt. %, (в) 1 wt. %, (г) 5 wt. %, and (д) 10 wt. % NGM doping

шению эффективной площади поверхности, доступной для адсорбции молекул воды, и, как следствие, к снижению ионной подвижности. Несмотря на указанные ограничения, датчик на основе ZnO с содержанием 10 % NGM характеризуется наилучшей чувствительностью, что является приоритетным параметром для многих применений, даже если это достигается за счет некоторого снижения скорости отклика. Зависимость ёмкости датчика от относительной влажности, представленная на рис. 7, д, подтверж-

дает удовлетворительную чувствительность и хорошее отслеживание изменения влажности в диапазоне низких частот [31].

Динамические характеристики датчиков оценивались на основе времени отклика и времени восстановления. Время отклика определялось как время, необходимое для достижения 90 % от полного изменения ёмкости при резком изменении относительной влажности, а время восстановления – как время, необходимое для возврата ёмкости к 10 % от исходного значения после уда-

ления влаги. Результаты измерений представлены в табл. 1.

Нелегированный ZnO демонстрировал время отклика 5,0 с и время восстановления 7,0 с. Легирование NGM привело к значительному улучшению динамических характеристик. В частности, датчик с 4 % ZnO-NGM продемонстрировал оптимальное сочетание короткого времени отклика (4,0 с) и времени восстановления (6,2 с). Это свидетельствует об улучшенной кинетике процессов адсорбции и десорбции молекул воды, обусловленной синергетическим эффектом пористой структуры ZnO и высокой электропроводности NGM, обеспечивающей эффективный перенос заряда.

Однако при увеличении концентрации NGM ($\geq 5\%$) наблюдалось возрастание времени отклика и времени восстановления. Например, датчик с 10 % ZnO-NGM характеризовался более длительным временем отклика (6,0 с) и временем восстановления (8,0 с), что, вероятно, связано с агломерацией наночастиц NGM. Агломерация приводит к уменьшению количества активных центров адсорбции и затрудняет диффузию молекул воды. Это снижает скорость отклика датчика, несмотря на высокую чувствительность по ёмкости.

Зависимость изменения ёмкости датчиков от относительной влажности при различных концентрациях легирующей примеси NGM представлена на рис. 8, а. Чистый ZnO демонстрировал базовую чувствительность, составляющую 18,5 пФ/% RH. Введение NGM существенно

улучшило чувствительность датчиков. Хотя максимальная чувствительность (62,1 пФ/% RH) была достигнута при концентрации NGM 10 %, это сопровождалось ухудшением динамических характеристик (увеличением времени отклика и времени восстановления). Датчики с 4 и 5 % ZnO-NGM обеспечили наилучший компромисс между высокой чувствительностью и приемлемым временем отклика/восстановления, что делает их наиболее перспективными кандидатами для применения в системах мониторинга влажности в реальном времени.

Для анализа характеристик в реальном времени было исследовано поведение отклика и восстановления датчика влажности на основе ZnO-NGM (рис. 8, б). Наилучшие значения времени отклика (4,0 с) и времени восстановления (6,2 с) были получены при 4 % ZnO-NGM, что обусловлено синергией между большой площадью поверхности ZnO и превосходными свойствами NGM по переносу заряда. При концентрации легирующей примеси выше 5 % характеристики ухудшались, поскольку агломерация NGM уменьшала количество активных центров адсорбции и затрудняла подвижность электронов. При концентрации легирующей примеси 10 % время отклика и время восстановления увеличивались до 6,0 и 8,0 с соответственно.

Итак, контролируемое легирование ZnO на-нографитовым материалом (NGM) позволяет существенно улучшить характеристики датчиков влажности на основе ZnO, нивелируя недостатки, присущие традиционным датчикам на основе

Таблица 1

Table 1

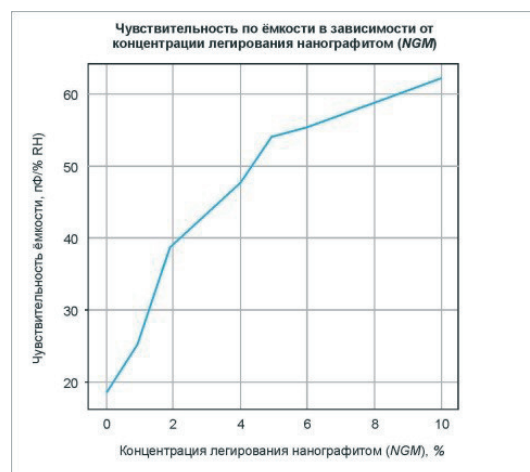
Влияние легирования нанографитовым материалом (NGM) на чувствительность по ёмкости, время отклика и время восстановления датчиков влажности на основе ZnO

Effect of NGM doping on capacitance sensitivity, response time, and recovery time of ZnO-based humidity sensors

Концентрация NGM / NGM Doping	Чувствительность по ёмкости, пФ/% RH / Capacitance sensitivity (pF/% RH)	Время отклика, с / Response time (s)	Время восстановления, с / Recovery time (s)
0 % (чистый ZnO) / 0 % (pure ZnO)	18,5	5	7
1 %	25,2	4,8	6,9
2 %	38,7	4,5	6,9
4 %	47,3	4,0	6,2
5 %	53,9	4,2	6,6
7 %	56,8	4,4	6,6
10 %	62,1	6	8



а



б

Рис. 8. Зависимость времени отклика и времени восстановления от концентрации NGM (а); зависимость чувствительности по ёмкости от концентрации NGM (б)

Fig. 8. Response and recovery times as a function of NGM doping level (а); capacitance sensitivity as a function of NGM doping level (б)

оксидов металлов. Оптимизированные композиции ZnO-NGM по своим характеристикам превосходят современные аналоги или, по крайней мере, соответствуют им, демонстрируя высокий потенциал для применения в различных областях, таких как мониторинг окружающей среды, автоматизированные промышленные системы и биомедицинская диагностика.

Циклические характеристики датчика (например, датчика с 4 % NGM) представлены на рис. 9, который иллюстрирует зависимость ёмкости и относительной влажности от времени на протяжении 1000 секунд. Анализ графика показывает, что ёмкость датчика (двухцветная

красно-голубая пунктирная линия) точно отслеживает изменения относительной влажности (красные квадраты), что свидетельствует о высокой степени синхронизации и повторяемости отклика датчика.

Наличие крутых участков на графике в моменты изменения относительной влажности свидетельствует о быстром времени отклика и времени восстановления датчика. Регулярный и периодический характер кривой зависимости ёмкости от времени подтверждает стабильность, воспроизводимость результатов и пригодность разработанного датчика для динамического мониторинга параметров окружающей среды.

Исследование чувствительности по ёмкости и частотных характеристик

Леги́рование ZnO нанографитовым материалом (NGM) позволило значительно повысить чувствительность по ёмкости датчиков влажности. Максимальное значение относительного изменения ёмкости, достигающее 65 относительных единиц, наблюдалось для датчика с концентрацией NGM 5 % при относительной влажности 90 % (рис. 10, в). Данный эффект обусловлен высокой электропроводностью и развитой удельной поверхностью NGM, что способствует увеличению накопления заряда и адсорбции молекул воды [8]. Увеличение концентрации легирующей добавки NGM свыше 5 % приводило к снижению ёмкости вследствие

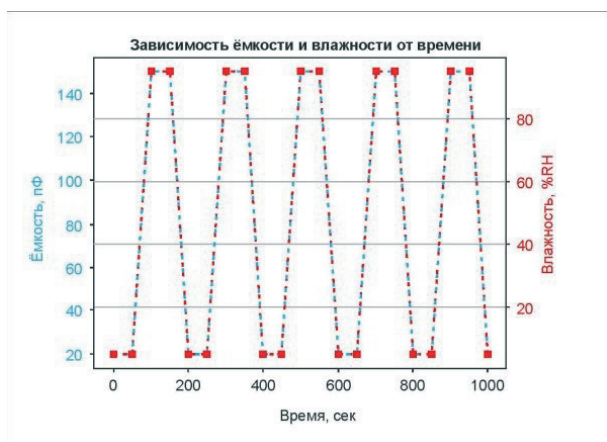
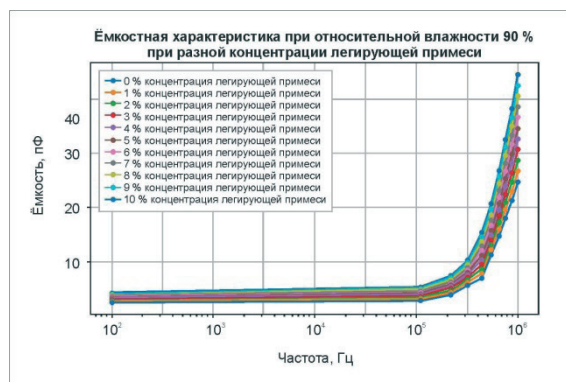
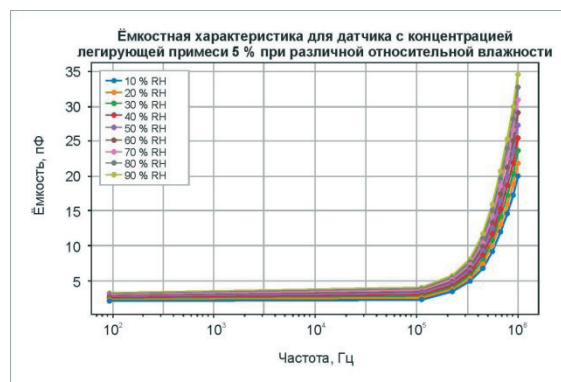


Рис. 9. Циклические изменения ёмкости и влажности в течение 1000 с, демонстрирующие стабильность датчика

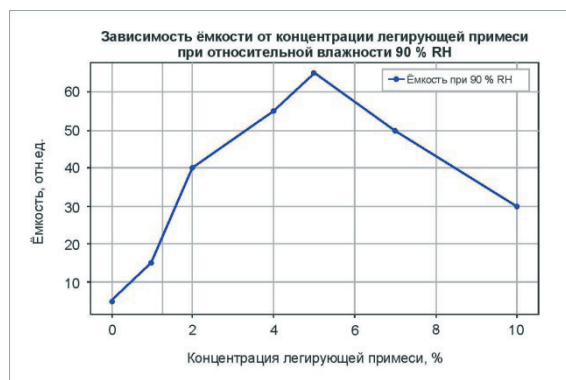
Fig. 9. Cyclic capacitance and humidity variation over 1,000 s, demonstrating sensor stability



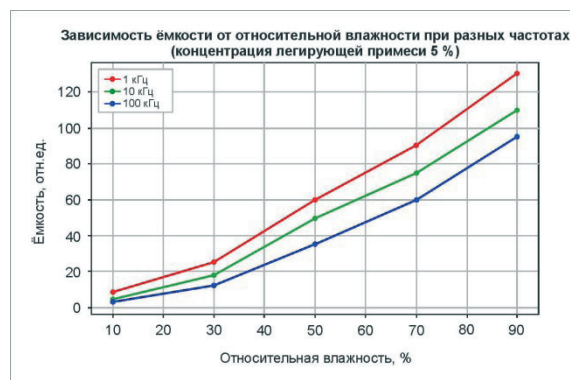
а



б



в



г

Рис. 10. Ёмкостная характеристика при относительной влажности 90 % при разной концентрации легирующей примеси (а); ёмкостная характеристика для датчика с концентрацией легирующей примеси 5 % при различной относительной влажности (б); зависимость ёмкости от концентрации легирующей примеси при относительной влажности 90 % RH (в); зависимость ёмкости от относительной влажности при разных частотах (концентрация легирующей примеси 5 %) (г)

Fig. 10. Capacitive response at 90% RH (a); response for 5 wt.% NGM doping (б); capacitance as a function of doping level at 90% RH (в); capacitance as a function of RH at different frequencies (5 wt. % NGM doping) (г)

агломерации наночастиц NGM, что ограничивало эффективную площадь поверхности и количество активных центров адсорбции.

Анализ частотной зависимости ёмкости (рис. 10, а и б) показал, что наибольшее изменение ёмкости наблюдается на низких частотах (менее 10 кГц), это связано с усилением процессов поляризации. На более высоких частотах (более 100 кГц) чувствительность датчиков снижалась, что обусловлено более быстрой релаксацией носителей заряда и, как следствие, ограничением подвижности молекул воды, препятствующим их выстраиванию вдоль электрического поля [9]. Результаты, представленные на рис. 7, г, также подтверждают, что датчик с концентрацией легирующей добавки NGM 5 % демонстрирует высокую чувствительность к изменению относительной влажности во всем исследованном диапазоне частот, особенно в области низких частот.

Исследование влияния материала электродов на характеристики датчика

В рамках исследования было проведено сравнение влияния различных материалов электродов (FTO, серебро и медь) на характеристики разработанных датчиков влажности. Электроды на основе FTO обеспечивали наиболее стабильный и воспроизводимый отклик датчика, что, вероятно, обусловлено высокой химической стойкостью данного материала и хорошей адгезией к слою сенсорного материала (ZnO-NGM). Использование серебряных электродов приводило к увеличению чувствительности датчиков, что, вероятно, связано с более высокой электропроводностью серебра, обеспечивающей эффективный перенос заряда. В то же время медные электроды демонстрировали незначительное ухудшение характеристик датчика в процессе

эксплуатации. Это может быть обусловлено процессами окисления меди, приводящими к увеличению контактного сопротивления и снижению чувствительности сенсора [32].

Сравнение с существующими датчиками

Для оценки конкурентоспособности разработанных датчиков ZnO-NGM было проведено сравнение их характеристик с характеристиками различных датчиков влажности на основе углеродных материалов и оксидов металлов, представленных в научной литературе.

Например, датчики на основе грам-углеродных квантовых точек демонстрируют высокую чувствительность (178,6...254,86 пФ/% RH), однако характеризуются относительно длительным временем отклика и временем восстановления (7,3...14,1 с), что затрудняет их применение для обнаружения низких концентраций влажности и в условиях быстро меняющейся влажности. Композитные датчики на основе PAA-MWCNT (полиакриловая кислота – многослойные углеродные нанотрубки) демонстрируют заметное изменение сопротивления (930 Ом) при изменении влажности, но обладают крайне длительным временем отклика (680 с) и временем восстановления (380 с), что существенно ограничивает область их применения. Датчики на основе PEDOT (поли(3,4-этилендиокситиофена)), модифицированного оксидом графена (GO), хотя и обладают высокой чувствительностью к влажности (4,97 % при 97 % RH), также характеризуются длительным временем отклика (31 с) и временем восстановления (72 с). Другие датчики на основе графена, включая композиты Fe-GO и GO/WS₂, демонстрируют умеренные характеристики, но, как правило, имеют либо низкую чувствительность, либо длительное время отклика и восстановления. Датчики на основе GO с аномально высокой чувствительностью (например, 37 800 %) часто демонстрируют длительное время восстановления (~41 с) или нестабильны при низких значениях относительной влажности, что ограничивает их применение в реальных условиях.

В табл. 2 представлено сравнение ключевых характеристик (чувствительность, время отклика, время восстановления) разработанных датчиков ZnO-NGM с характеристиками различных датчиков влажности на основе наноматериалов, опубликованных в научной литературе.

Результаты сравнения показывают, что, несмотря на высокую чувствительность некоторых материалов (например, грам-углеродных квантовых точек), длительное время отклика и время восстановления (до 14,1 с) ограничивают их применение в динамических условиях. Композиты, такие как PAA-MWCNT, демонстрируют значительное изменение сопротивления, но крайне длительное время отклика и время восстановления делает их непригодными для измерения влажности в реальном времени. Датчики на основе PEDOT/GO демонстрируют аналогичную проблему с медленным откликом. Датчики Fe-GO и GO/WS₂ характеризуются лучшей скоростью, но относительно низкой чувствительностью, особенно при низких значениях относительной влажности.

В отличие от перечисленных выше материалов датчики ZnO-NGM, разработанные в рамках настоящего исследования, демонстрируют сбалансированный и улучшенный профиль характеристик. Датчик на основе ZnO с 5 % NGM демонстрирует чувствительность 53,9 пФ/% RH, время отклика 4,2 с и время восстановления 6,6 с, что превосходит характеристики многих из представленных аналогов и обеспечивает значительно лучший динамический отклик при сохранении хорошей чувствительности. При более низких концентрациях NGM (2 %) датчик сохраняет короткое время отклика (4,5 с) и время восстановления (6,9 с) с умеренной чувствительностью 38,7 пФ/% RH.

Важно отметить, что в отличие от многих датчиков влажности на основе углеродных материалов, характеризующихся нестабильностью и разбросом характеристик при различных уровнях относительной влажности, датчики на основе ZnO, легированного NGM, демонстрируют стабильную и воспроизводимую работу в широком диапазоне относительной влажности (10–95 %). Это делает их перспективными для применения в системах мониторинга параметров окружающей среды и промышленных системах в реальном времени. Простота изготовления данных датчиков, основанная на использовании недорогих материалов и экономичного метода нанесения ракелем на подложки FTO, является дополнительным фактором, определяющим их высокую практическую ценность.

Результаты структурного и морфологического анализа подтвердили успешное внедрение

Таблица 2

Table 2

Сравнение последних разработок в области нанодатчиков влажности

Comparison of recent nano humidity sensors

№	Материал датчика	Чувствительность, пФ/% RH или %	Время отклика, с	Время восстановления, с	Ссылка на источник	Ключевой вывод
1	Грам-углеродные квантовые точки (C-1, C-2) / Gram Carbon Quantum Dots (C-1, C-2)	178,6...254,86	13,3 / 7,3	14,1 / 4,7	[33]	– Высокая чувствительность; – медленное восстановление / – High sensitivity; – slow recovery
2	PAA-MWCNT (соотношение 1:4) (полиакриловая кислота – многослойные углеродные нанотрубки) / PAA-MWCNT (1:4 ratio)	930 Ом (изменение сопротивления)	680	380	[34]	– Чрезвычайно длительное время отклика и восстановления / – Excessively high response/recovery time
3	PEDOT, модифицированный GO (поли(3,4-этилендиокситиофен), модифицированный оксидом графена) / GO-modified PEDOT	4,97 % при 97 % RH	31	72	[35]	– Плохая динамика отклика / – Poor dynamic response
4	MWCNT в NMP (многослойные углеродные нанотрубки в N-метил-2-пирролидоне) / MWCNT in NMP	6,41	36	32	[36]	– Умеренные характеристики / – Moderate performance
5	SnO ₂ -RGO (оксид олова – восстановленный оксид графена)	146,53	102	Несколько секунд	[37]	– Медленный отклик при высокой RH / – Slow at high RH
6	GO (оксид графена) / GO	37 800 %	10,5	41	[38]	– Очень высокая чувствительность; – медленное восстановление / – Very high sensitivity; – long recovery
7	Fe-GO (железо – оксид графена) / Fe-GO	5,18	31	11	[39]	– Низкая чувствительность при низкой RH / – Low sensitivity at low RH
8	GO (оксид графена) / GO	–9,5 пФ/% RH	5	–	[40]	– Хорошая скорость; – ограниченный диапазон / – Good speed; – limited range
9	Композит на основе GO/WS ₂ (оксид графена / дисульфид вольфрама) / GO/WS ₂ Composite	Не указано	11,3	12,4	[41]	– Стабильная работа в диапазоне 25–95 % RH / – Stable performance 25–95 % RH
10	CNT@CPM (углеродные нанотрубки, иммобилизованные в полимерной матрице) / CNT@CPM (Chitosan-PAMAM	Не указано	< 20	< 20	[42]	– Высокая скорость; – нет данных по чувствительности / – Fast; – no sensitivity data
11	5 % ZnO-NGM (данная работа) / 5 % ZnO-NGM (this work)	53,9	4,2	6,6	Данная работа	– Лучший баланс; – высокая чувствительность; – быстрый отклик / – Best balance; – high sensitivity; – fast response
12	2 % ZnO-NGM (данная работа) / 2 % ZnO-NGM (this work)	38,7	4,5	6,9	Данная работа	– Немного ниже чувствительность; – по-прежнему высокая скорость / – Slightly lower sensitivity; – still fast

нанографитового материала (NGM) в матрицу ZnO. Данные рентгенофазового анализа (РФА) выявили сдвиги дифракционных пиков с увеличением содержания NGM, что свидетельствует о деформации кристаллической решетки и структурных изменениях. Изображения сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) продемонстрировали равномерное распределение NGM в матрице ZnO, приводящее к увеличению шероховатости поверхности и образованию дополнительных активных центров для адсорбции молекул воды. Методом ИК-Фурье-спектроскопии подтверждено наличие функциональных групп (O–H и C=C), играющих важную роль в процессе адсорбции влаги.

Исследования электрических характеристик показали, что легирование ZnO нанографитовым материалом (NGM) значительно улучшает характеристики датчика влажности. Датчик на основе ZnO с 2 % NGM продемонстрировал наиболее благоприятное сочетание динамических характеристик, характеризующееся временем отклика 4,5 с и временем восстановления 6,9 с. Данное улучшение связано с увеличением подвижности носителей заряда и повышением концентрации активных центров адсорбции. Увеличение концентрации легирующей добавки NGM свыше 5 % хотя и приводит к росту чувствительности, но сопровождается ухудшением динамических характеристик, что, вероятно, обусловлено агломерацией NGM, уменьшающей эффективную площадь поверхности и затрудняющей быструю кинетику адсорбции и десорбции молекул воды.

Сравнение полученных результатов с характеристиками датчиков влажности на основе других материалов, представленных в научной литературе, подчеркивает конкурентоспособность нанокомпозитов ZnO-NGM. Разработанные датчики демонстрируют более сбалансированное сочетание чувствительности и динамических характеристик по сравнению с традиционными датчиками, страдающими от медленного отклика и медленного восстановления. Это позволяет рассматривать датчики на основе ZnO, легированного NGM, как перспективные для применения в системах мониторинга влажности реального времени в различных областях, включая управление промышленными процессами, мониторинг окружающей среды и биомедицинскую диагностику.

В качестве направлений для дальнейших исследований следует рассмотреть оптимизацию концентрации NGM с целью одновременного улучшения чувствительности и долговременной стабильности характеристик. Кроме того, перспективным является изучение альтернативных методов формирования тонких пленок ZnO-NGM и разработка гибких датчиков влажности для носимой электроники и портативных устройств.

Заключение

В данной работе представлен эффективный метод синтеза наночастиц ZnO, легированных нанографитовым материалом (NGM), для создания высокоэффективных ёмкостных датчиков влажности. Методом оптической спектроскопии подтверждено наличие выраженного пика поглощения при 367 нм, свидетельствующего о полупроводниковом характере и оптической пригодности структуры ZnO. Данные рентгенофазового анализа (РФА) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) указывают на улучшение кристалличности и текстуры поверхности ZnO при легировании NGM, что приводит к значительному увеличению скорости адсорбции и улучшению переноса заряда.

На основании результатов исследования влияния концентрации NGM на характеристики датчика установлено, что датчик на основе ZnO с 4 % NGM демонстрирует оптимальное сочетание высокой чувствительности и быстрого отклика, характеризующееся временем отклика 4,0 с и временем восстановления 6,2 с. Увеличение концентрации NGM до 5 % и выше приводит к дальнейшему росту чувствительности по ёмкости, однако сопровождается снижением скорости отклика, что, вероятно, обусловлено агломерацией NGM и уменьшением эффективной площади поверхности. Разработанные датчики демонстрируют высокую воспроизводимость результатов, незначительный гистерезис и стабильную работу в широком диапазоне частот и относительной влажности (10–95 % RH, 10 кГц – 1 МГц).

Список литературы

1. High-performance humidity sensor based on the graphene flower/zinc oxide composite / M. Saqib, S. Ali Khan, H.M. Mutee Ur Rehman, Y. Yang, S. Kim,

- M.M. Rehman, W. Young Kim // *Nanomaterials*. – 2021. – Vol. 11 (1). – P. 242. – DOI: 10.3390/nano11010242.
2. Stable and fast-response capacitive humidity sensors based on a ZnO nanopowder/PVP-RGO multilayer / H. Yang, Q. Ye, R. Zeng, J. Zhang, L. Yue, M. Xu, Z.-J. Qiu, D. Wu // *Sensors*. – 2017. – Vol. 17 (10). – P. 2415. – DOI: 10.3390/s17102415.
3. Facile assembly of flexible humidity sensors based on nanostructured graphite/zinc oxide-coated cellulose fibrous frameworks for human healthcare / Z. Ullah, G.M. Mustafa, A.Raza, A. Khalil, A.A. Awadh Bahajjaj, R. Batool, N.I. Sonil, I. Ali, M.F. Nazar // *RSC Advances*. – 2024. – Vol. 14 (50). – P. 37570–37579. – DOI: 10.1039/D4RA05761A.
4. Hydrophobic multifunctional flexible sensors with a rapid humidity response for long-term respiratory monitoring / Y. Sun, X. Gao, A. Shiwei, H. Fang, M. Lu, D. Yao, C. Lu // *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*. – 2023. – Vol. 11 (6). – P. 2375–2386. – DOI: 10.1021/acssuschemeng.2c06162.
5. Fast-speed, highly sensitive, flexible humidity sensors based on a printable composite of carbon nanotubes and hydrophilic polymers / S. Ding, T. Yin, S. Zhang, D. Yang, H. Zhou, S. Guo, Q. Li, Y. Wang, Y. Yang, B. Peng, R. Yang, Z. Jiang // *Langmuir*. – 2023. – Vol. 39 (4). – P. 1474–1481. – DOI: 10.1021/acs.langmuir.2c02827.
6. Selective encapsulation of ionic liquids in UiO-66-NH₂ nanopores for enhanced humidity sensing / K. Wu, X. Miao, H. Zhao, S. Liu, T. Fei, T. Zhang // *ACS Applied Nano Materials*. – 2023. – Vol. 6 (10). – P. 9050–9058. – DOI: 10.1021/acsanm.3c01727.
7. Self-powered graphene oxide humidity sensor based on potentiometric humidity transduction mechanism / D. Lei, Q. Zhang, N. Liu, T. Su, L. Wang, Z. Ren, Z. Zhang, J. Su, Y. Gao // *Advanced Functional Materials*. – 2022. – Vol. 32 (10). – P. 2107330. – DOI: 10.1002/adfm.202107330.
8. A highly sensitive and stable rGO: MoS₂-based chemiresistive humidity sensor directly insertable to transformer insulating oil analyzed by customized electronic sensor interface / M.R. Adib, Y. Lee, V.V. Kondalkar, S. Kim, K. Lee // *ACS Sensors*. – 2021. – Vol. 6 (3). – P. 1012–1021. – DOI: 10.1021/acssensors.0c02219.
9. TiO₂-SnS₂ nanoheterostructures for high-performance humidity sensor / W. Yu, D. Chen, J. Li, Z. Zhang // *Crystals*. – 2023. – Vol. 13 (3). – P. 482. – DOI: 10.3390/cryst13030482.
10. Baig M.F.W., Hasany S.F., Shirazi M.F. Green synthesis of nano graphite materials from lemon and orange peel: A sustainable approach for carbon-based materials // *Engineering Proceedings*. – 2023. – Vol. 46 (1). – P. 42. – DOI: 10.3390/engproc2023046042.
11. Synthesis and characterization of silver–zinc oxide nanocomposites for humidity sensing / E. Dare, B. Adanu-Ogbole, F. Oladoyinbo, F. Makinde, A.O. Uzosike // *Nano Select*. – 2023. – Vol. 4 (4). – P. 255–262. – DOI: 10.1002/nano.202200106.
12. Synthesis and study of stable and size-controlled ZnO–SiO₂ quantum dots: Application as a humidity sensor / M.A. Mahjoub, G. Monier, C. Robert-Goumet, F. Réveret, M. Echabaane, D. Chaudanson, M. Petit, L. Bideux, B. Gruzza // *The Journal of Physical Chemistry C*. – 2016. – Vol. 120 (21). – P. 11652–11662. – DOI: 10.1021/acs.jpcc.6b00135.
13. Heterojunctions of ZnO-nanorod-decorated WO₃ nanosheets coated with ZIF-71 for humidity-independent NO₂ sensing / L. Qian, C. Fang, Y. Gui, K. Tian, H. Guo, D. Guo, X. Guo, P. Liu // *ACS Applied Nano Materials*. – 2023. – Vol. 6 (14). – P. 13216–13226. – DOI: 10.1021/acsanm.3c01955.
14. Sensing performance of nanocrystalline graphite-based humidity sensors / T.Y. Ling, S.H. Pu, S.J. Fishlock, Y. Han, J.D. Reynolds, J.W. McBride, H.M.H. Chong // *IEEE Sensors Journal*. – 2019. – Vol. 19 (14). – P. 5421–5428. – DOI: 10.1109/JSEN.2019.2905719.
15. Ultrathin glass-based flexible, transparent, and ultrasensitive surface acoustic wave humidity sensor with ZnO nanowires and graphene quantum dots / J. Wu, C. Yin, J. Zhou, H. Li, Y. Liu, Y. Shen, S. Garner, Y. Fu, H. Duan // *ACS Applied Materials & Interfaces*. – 2020. – Vol. 12 (35). – P. 39817–39825. – DOI: 10.1021/acsaami.0c09962.
16. Dinç Zor Ş., Cankurtaran H. Impedimetric humidity sensor based on nanohybrid composite of conducting poly (diphenylamine sulfonic acid) // *Journal of Sensors*. – 2016. – Vol. 2016 (1). – P. 5479092. – DOI: 10.1155/2016/5479092.
17. Enhancement of the humidity sensing performance in Mg-doped hexagonal ZnO microspheres at room temperature / C. Lin, H. Zhang, J. Zhang, C. Chen // *Sensors*. – 2019. – Vol. 19 (3). – P. 519. – DOI: 10.3390/s19030519.
18. Design of a humidity sensor for a PPE kit using a flexible paper substrate / P. Chaudhary, A. Verma, S. Chaudhary, M. Kumar, M.-F. Lin, Y.-C. Huang, K.-L. Chen, B.C. Yadav // *Langmuir*. – 2024. – Vol. 40 (18). – P. 9602–9612. – DOI: 10.1021/acs.langmuir.4c00366.
19. Zinc oxide anchored porous reduced graphene oxide: Electrode material for sensing of ezetimibe / N.P. Agadi, N.L. Teradal, D.H. Manjunatha, J. Seetharamappa // *Journal of The Electrochemical Society*. – 2024. – Vol. 171 (3). – P. 037513. – DOI: 10.1149/1945-7111/ad2f78.
20. Capacitively coupled contactless conductivity detection (C4D) of ZnO nanostructures gas sensor by

adding Au: Pd metal with response to ethanol and acetone vapor / N. Hongsith, S. Chansuriya, B. Yattmontree, S. Uai // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2023. – Vol. 2653 (1). – P. 012062. – DOI: 10.1088/1742-6596/2653/1/012062.

21. Non-crystal-RuO_x/crystalline-ZnO composites: controllable synthesis and high-performance toxic gas sensors / N. Luo, H. Cai, X. Li, M. Guo, C. Wang, X. Wang, P. Hu, Z. Cheng, J. Xu // *Journal of Materials Chemistry A*. – 2022. – Vol. 10 (28). – P. 15136–15145. – DOI: 10.1039/D2TA02856E.

22. Electrochemical immunosensor for detection of *H. pylori* secretory protein VacA on g-C₃N₄/ZnO nanocomposite-modified Au electrode / K. Saxena, A. Kumar, N. Chauhan, M. Khanuja, B.D. Malhotra, U. Jain // *ACS Omega*. – 2022. – Vol. 7 (36). – P. 32292–32301. – DOI: 10.1021/acsomega.2c03627.

23. Zinc oxide-based sensor prepared by modified sol-gel route for detection of low concentrations of ethanol, methanol, acetone, and formaldehyde / R. Dhahri, M. Benamara, K.I. Nassar, E.B. Elkenany, A.M. Al-Syadi // *Semiconductor Science and Technology*. – 2024. – Vol. 39 (11). – P. 115021. – DOI: 10.1088/1361-6641/ad825e.

24. Hussain S., Hasany S., Ali S.U. Hematite decorated MWCNT nanohybrids: A facile synthesis // *Journal of the Chemical Society of Pakistan*. – 2022. – Vol. 44 (5). – P. 480–489. – DOI: 10.52568/001121/JCSP/44.05.2022.

25. Doroftei C., Leontie L. Porous nanostructured gadolinium aluminate for high-sensitivity humidity sensors // *Materials*. – 2021. – Vol. 14 (22). – P. 7102. – DOI: 10.3390/ma14227102.

26. Enhanced acetone gas sensing performance of ZnO polyhedrons decorated with LaFeO₃ nanoparticles / H. Zhang, L. Liu, C. Huang, S. Liang, G. Jiang // *Materials Research Express*. – 2023. – Vol. 10 (9). – P. 095902. – DOI: 10.1088/2053-1591/acf6f8.

27. Room-temperature benzene sensing with Au-doped ZnO nanorods/exfoliated WSe₂ nanosheets and density functional theory simulations / D. Zhang, W. Pan, L. Zhou, S. Yu // *ACS Applied Materials & Interfaces*. – 2021. – Vol. 13 (28). – P. 33392–33403. – DOI: 10.1021/acsaami.1c03884.

28. Reversible exsolution of dopant improves the performance of Ca₂Fe₂O₅ for chemical looping hydrogen production / D. Hosseini, F. Donat, P.M. Abdala, S.M. Kim, A.M. Kierzkowska, C.R. Müller // *ACS Applied Materials & Interfaces*. – 2019. – Vol. 11 (20). – P. 18276–18284. – DOI: 10.1021/acsaami.8b16732.

29. Anodic shock-triggered exsolution of metal nanoparticles from perovskite oxide / W. Fan, B. Wang, R. Gao, G. Dimitrakopoulos, J. Wang, X. Xiao, L. Ma, K. Wu, B. Yildiz, J. Li // *Journal of the American*

Chemical Society. – 2022. – Vol. 144 (17). – P. 7657–7666. – DOI: 10.1021/jacs.1c12970.

30. Photovoltaic and impedance analysis of dye-sensitized solar cells with counter electrodes of manganese dioxide and silver-doped manganese dioxide / W. Shah, R.W. Khwaja, S.M. Faraz, Z.H. Awan, M.H. Sayyad // *Engineering Proceedings*. – 2023. – Vol. 46 (1). – P. 31. – DOI: 10.3390/engproc2023046031.

31. Printed carbon nanotubes-based flexible resistive humidity sensor / X. Zhang, D. Maddipatla, A.K. Bose, S. Hajian, B.B. Narakathu, J.D. Williams, M.F. Mitchell, M.Z. Atashbar // *IEEE Sensors Journal*. – 2020. – Vol. 20 (21). – P. 12592–12601. – DOI: 10.1109/JSEN.2020.3002951.

32. Novel copper oxide-integrated carbon paste tirofiban voltammetric sensor / M. Al-Bonayan, J.T. Althakafy, A.Q. Alorabi, N.A. Alamrani, E.H. Aljuhani, O. Alaysuy, S.D. Al-Qahtani, N.M. El-Metwaly // *ACS Omega*. – 2023. – Vol. 8 (5). – P. 5042–5049. – DOI: 10.1021/acsomega.2c07790.

33. Ultrafast responsive humidity sensor based on roasted gram derived carbon quantum dots: experimental and theoretical study / P. Chaudhary, D.K. Maurya, S. Yadav, A. Pandey, R.K. Tripathi, B.C. Yadav // *Sensors and Actuators B: Chemical*. – 2021. – Vol. 329. – P. 129116. – DOI: 10.1016/j.snb.2020.129116.

34. Lee J., Cho D., Jeong Y. A resistive-type sensor based on flexible multi-walled carbon nanotubes and polyacrylic acid composite films // *Solid-State Electronics*. – 2013. – Vol. 87. – P. 80–84. – DOI: 10.1016/j.sse.2013.05.001.

35. Wearable humidity sensor based on porous graphene network for respiration monitoring / Y. Pang, J. Jian, T. Tu, Z. Yang, J. Ling, Y. Li, X. Wang, Y. Qiao, H. Tian, Y. Yang, T.-L. Ren // *Biosensors and Bioelectronics*. – 2018. – Vol. 116. – P. 123–129. – DOI: 10.1016/j.bios.2018.05.038.

36. Kumar U., Yadav B.C. Development of humidity sensor using modified curved MWCNT based thin film with DFT calculations // *Sensors and Actuators B: Chemical*. – 2019. – Vol. 288. – P. 399–407. – DOI: 10.1016/j.snb.2019.03.016.

37. Fabrication and characterization of an ultrasensitive humidity sensor based on metal oxide/graphene hybrid nanocomposite / D. Zhang, H. Chang, P. Li, R. Liu, Q. Xue // *Sensors and Actuators B: Chemical*. – 2016. – Vol. 225. – P. 233–240. – DOI: 10.1016/j.snb.2015.11.024.

38. Ultrahigh humidity sensitivity of graphene oxide / H. Bi, K. Yin, X. Xie, J. Ji, S. Wan, L. Sun, M. Terrones, M.S. Dresselhaus // *Scientific Reports*. – 2013. – Vol. 3 (1). – P. 2714. – DOI: 10.1038/srep02714.

39. Synthesis and characterizations of exohedral functionalized graphene oxide with iron nanoparticles

for humidity detection / K. Kumar, U. Kumar, M. Singh, B.C. Yadav // *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. – 2019. – Vol. 30 (14). – P. 13013–13023. – DOI: 10.1007/s10854-019-01663-9.

40. Enhanced performance of a CMOS interdigital capacitive humidity sensor by graphene oxide / C.-L. Zhao, M. Qin, W.-H. Li, Q.-A. Huang // 2011 16th International Solid-State Sensors, Actuators and Microsystems Conference. – IEEE, 2011. – P. 1954–1957. – DOI: 10.1109/TRANSDUCERS.2011.5969243.

41. Highly sensitive flexible humidity sensors with fast response and recovery times based on the composite

of graphene oxide and WS₂ for detection of human breath and fingertip proximity / G. Wang, Q. Gao, N. Ke, F. Si, J. Wang, J. Ding, W. Zhang, X. Fan // *Journal of Materials Chemistry C*. – 2025. – Vol. 13 (10). – P. 4929–4937. – DOI: 10.1039/D4TC05303F.

42. Wearable CNTs-based humidity sensors with high sensitivity and flexibility for real-time multiple respiratory monitoring / H.-S. Kim, J.-H. Kang, J.-Y. Hwang, U.S. Shin // *Nano Convergence*. – 2022. – Vol. 9 (1). – P. 35. – DOI: 10.1186/s40580-022-00326-6.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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



Fabrication, characterization and performance evaluation of zinc oxide doped nanographite material as a humidity sensor

Farrukh Waheed^{1, a}, Amtul Qayoom^{2, b}, Muhammad Faizan Shirazi^{3, c, *}

¹ Department of Computer Science, Usman Institute of Technology University, ST-13, Abul Hasan Isphahani Road, Block 7, Gulshan-e-Iqbal, Karachi, 75300, Pakistan

² Department of Chemistry, NED University of Engineering and Technology, University Road, Karachi, 75270, Pakistan

³ Department of Electronic Engineering, NED University of Engineering and Technology, University Road, Karachi, 75270, Pakistan

^a  <https://orcid.org/0009-0004-6527-0965>,  fwbaig@uitu.edu.pk; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0149-2177>,  amtulq@neduet.edu.pk;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4488-8860>,  faizanshirazi@neduet.edu.pk

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 June 2025

Revised: 23 June 2025

Accepted: 10 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Humidity sensor

ZnO nanoparticles

Smart sensing Devices

Capacitance and impedance analysis

Fast response and recovery

Environmental and industrial monitoring

Funding

The work is carried out within the framework of the NEDUET PhD program.

ABSTRACT

Introduction. The growing demand for real-time environmental monitoring technologies has led to increased interest in high-performance humidity sensors with rapid response, high sensitivity, and long-term stability. Zinc oxide (ZnO) is a widely used semiconducting oxide material for such applications due to its chemical stability and sensitivity to humidity variations. However, its performance can be further enhanced through material engineering. This study investigates the doping of ZnO nanoparticles with nanographite material (NGM) to improve humidity-sensing characteristics. The **purpose of the work** is to develop ZnO–NGM nanocomposite-based capacitive humidity sensors with improved response/recovery time and sensitivity by modifying the electronic and surface properties of ZnO through NGM doping. **Research methods.** ZnO–NGM nanocomposites with varying NGM content (1 wt.%, 2 wt.%, 4 wt.%, 5 wt.%, and 10 wt.%) were synthesized via a chemical precipitation route. The optical behavior of pure ZnO was analyzed using UV–Vis spectroscopy, which revealed a sharp absorption edge at 367 nm, indicating a bandgap near 3.3 eV. Structural and morphological properties were examined using X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM), confirming NGM integration and enhanced surface porosity. The composite sensing films were deposited onto FTO-coated glass substrates using the ‘doctor blade’ method to fabricate the capacitive sensors. The sensing performance was evaluated in a nitrogen-controlled chamber over a relative humidity (RH) range of 10% to 95%, with capacitance measurements recorded across a frequency range of 10 kHz to 1 MHz. **Results and discussion.** Among all tested compositions, the 4 wt.% NGM-doped ZnO sensor demonstrated the best performance, with a rapid response time of 4.0 s, a recovery time of 6.2 s, and excellent sensitivity. These improvements are attributed to enhanced surface conductivity and more active adsorption-desorption kinetics due to NGM. The developed sensors show strong potential for integration in real-time environmental monitoring systems, industrial automation, and smart home humidity control applications. The incorporation of nanographite into ZnO matrices significantly enhances humidity-sensing capabilities. The ZnO–NGM composite, particularly at 4 wt.% doping, offers a promising pathway for the development of next-generation, high-efficiency humidity sensors.

For citation: Waheed F., Qayoom A., Shirazi M.F. Fabrication, characterization and performance evaluation of zinc oxide doped nanographite material as a humidity sensor. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 183–204. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-183-204. (In Russian).

References

1. Saqib M., Ali Khan S., Mutee Ur Rehman H.M., Yang Y., Kim S., Rehman M.M., Young Kim W. High-performance humidity sensor based on the graphene flower/zinc oxide composite. *Nanomaterials*, 2021, vol. 11 (1), p. 242. DOI: 10.3390/nano11010242.
2. Yang H., Ye Q., Zeng R., Zhang J., Yue L., Xu M., Qiu Z.-J., Wu D. Stable and fast-response capacitive humidity sensors based on a ZnO nanopowder/PVP-RGO multilayer. *Sensors*, 2017, vol. 17 (10), p. 2415. DOI: 10.3390/s17102415.

* Corresponding author

Shirazi Muhammad Faizan, Ph.D. (Engineering)

Department of Electronic Engineering,

NED University of Engineering and Technology,

75270, University Road, Karachi, Pakistan

Tel.: +92-21-99261261-8 ext. 2215, e-mail: faizanshirazi@neduet.edu.pk

3. Ullah Z., Mustafa G.M., Raza A., Khalil A., Awadh Bahajjaj A.A., Batool R., Sonil N.I., Ali I., Nazar M.F. Facile assembly of flexible humidity sensors based on nanostructured graphite/zinc oxide-coated cellulose fibrous frameworks for human healthcare. *RSC Advances*, 2024, vol. 14 (50), pp. 37570–37579. DOI: 10.1039/D4RA05761A.
4. Sun Y., Gao X., Shiwei A., Fang H., Lu M., Yao D., Lu C. Hydrophobic multifunctional flexible sensors with a rapid humidity response for long-term respiratory monitoring. *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, 2023, vol. 11 (6), pp. 2375–2386. DOI: 10.1021/acssuschemeng.2c06162.
5. Ding S., Yin T., Zhang S., Yang D., Zhou H., Guo S., Li Q., Wang Y., Yang Y., Peng B., Yang R., Jiang Z. Fast-speed, highly sensitive, flexible humidity sensors based on a printable composite of carbon nanotubes and hydrophilic polymers. *Langmuir*, 2023, vol. 39 (4), pp. 1474–1481. DOI: 10.1021/acs.langmuir.2c02827.
6. Wu K., Miao X., Zhao H., Liu S., Fei T., Zhang T. Selective encapsulation of ionic liquids in UiO-66-NH₂ nanopores for enhanced humidity sensing. *ACS Applied Nano Materials*, 2023, vol. 6 (10), pp. 9050–9058. DOI: 10.1021/acsanm.3c01727.
7. Lei D., Zhang Q., Liu N., Su T., Wang L., Ren Z., Zhang Z., Su J., Gao Y. Self-powered graphene oxide humidity sensor based on potentiometric humidity transduction mechanism. *Advanced Functional Materials*, 2022, vol. 32 (10), p. 2107330. DOI: 10.1002/adfm.202107330.
8. Adib M.R., Lee Y., Kondalkar V.V., Kim S., Lee K. A highly sensitive and stable rGO: MoS₂-based chemiresistive humidity sensor directly insertable to transformer insulating oil analyzed by customized electronic sensor interface. *ACS Sensors*, 2021, vol. 6 (3), pp. 1012–1021. DOI: 10.1021/acssensors.0c02219.
9. Yu W., Chen D., Li J., Zhang Z. TiO₂-SnS₂ nanoheterostructures for high-performance humidity sensor. *Crystals*, 2023, vol. 13 (3), p. 482. DOI: 10.3390/cryst13030482.
10. Baig M.F.W., Hasany S.F., Shirazi M.F. Green synthesis of nano graphite materials from lemon and orange peel: A sustainable approach for carbon-based materials. *Engineering Proceedings*, 2023, vol. 46 (1), p. 42. DOI: 10.3390/engproc2023046042.
11. Dare E., Adanu-Ogbole B., Oladoyinbo F., Makinde F., Uzosike A.O. Synthesis and characterization of silver–zinc oxide nanocomposites for humidity sensing. *Nano Select*, 2023, vol. 4 (4), pp. 255–262. DOI: 10.1002/nano.202200106.
12. Mahjoub M.A., Monier G., Robert-Goumet C., Réveret F., Echabaane M., Chaudanson D., Petit M., Bideux L., Gruzza B. Synthesis and study of stable and size-controlled ZnO–SiO₂ quantum dots: Application as a humidity sensor. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2016, vol. 120 (21), pp. 11652–11662. DOI: 10.1021/acs.jpcc.6b00135.
13. Qian L., Fang C., Gui Y., Tian K., Guo H., Guo D., Guo X., Liu P. Heterojunctions of ZnO-nanorod-decorated WO₃ nanosheets coated with ZIF-71 for humidity-independent NO₂ sensing. *ACS Applied Nano Materials*, 2023, vol. 6 (14), pp. 13216–13226. DOI: 10.1021/acsanm.3c01955.
14. Ling T.Y., Pu S.H., Fishlock S.J., Han Y., Reynolds J.D., McBride J.W., Chong H.M.H. Sensing performance of nanocrystalline graphite-based humidity sensors. *IEEE Sensors Journal*, 2019, vol. 19 (14), pp. 5421–5428. DOI: 10.1109/JSEN.2019.2905719.
15. Wu J., Yin C., Zhou J., Li H., Liu Y., Shen Y., Garner S., Fu Y., Duan H. Ultrathin glass-based flexible, transparent, and ultrasensitive surface acoustic wave humidity sensor with ZnO nanowires and graphene quantum dots. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2020, vol. 12 (35), pp. 39817–39825. DOI: 10.1021/acsami.0c09962.
16. Dinç Zor Ş., Cankurtaran H. Impedimetric humidity sensor based on nanohybrid composite of conducting poly (diphenylamine sulfonic acid). *Journal of Sensors*, 2016, vol. 2016 (1), p. 5479092. DOI: 10.1155/2016/5479092.
17. Lin C., Zhang H., Zhang J., Chen C. Enhancement of the humidity sensing performance in Mg-doped hexagonal ZnO microspheres at room temperature. *Sensors*, 2019, vol. 19 (3), p. 519. DOI: 10.3390/s19030519.
18. Chaudhary P., Verma A., Chaudhary S., Kumar M., Lin M.-F., Huang Y.-C., Chen K.-L., Yadav B.C. Design of a humidity sensor for a PPE kit using a flexible paper substrate. *Langmuir*, 2024, vol. 40 (18), pp. 9602–9612. DOI: 10.1021/acs.langmuir.4c00366.
19. Agadi N.P., Teradal N.L., Manjunatha D.H., Seetharamappa J. Zinc oxide anchored porous reduced graphene oxide: Electrode material for sensing of ezetimibe. *Journal of The Electrochemical Society*, 2024, vol. 171 (3), p. 037513. DOI: 10.1149/1945-7111/ad2f78.
20. Hongsi N., Chansuriya S., Yatmontree B., Uai S. Capacitively coupled contactless conductivity detection (C4D) of ZnO nanostructures gas sensor by adding Au: Pd metal with response to ethanol and acetone vapor. *Journal of Physics: Conference Series*, 2023, vol. 2653 (1), p. 012062. DOI: 10.1088/1742-6596/2653/1/012062.
21. Luo N., Cai H., Li X., Guo M., Wang C., Wang X., Hu P., Cheng Z., Xu J. Non-crystal-RuO_x/crystalline-ZnO composites: controllable synthesis and high-performance toxic gas sensors. *Journal of Materials Chemistry A*, 2022, vol. 10 (28), pp. 15136–15145. DOI: 10.1039/D2TA02856E.



22. Saxena K., Kumar A., Chauhan N., Khanuja M., Malhotra B.D., Jain U. Electrochemical immunosensor for detection of *H. pylori* secretory protein VacA on g-C₃N₄/ZnO nanocomposite-modified Au electrode. *ACS Omega*, 2022, vol. 7 (36), pp. 32292–32301. DOI: 10.1021/acsomega.2c03627.
23. Dhahri R., Benamara M., Nassar K.I., Elkenany E.B., Al-Syadi A.M. Zinc oxide-based sensor prepared by modified sol–gel route for detection of low concentrations of ethanol, methanol, acetone, and formaldehyde. *Semiconductor Science and Technology*, 2024, vol. 39 (11), p. 115021. DOI: 10.1088/1361-6641/ad825e.
24. Hussain S., Hasany S., Ali S.U. Hematite decorated MWCNT nanohybrids: A facile synthesis. *Journal of the Chemical Society of Pakistan*, 2022, vol. 44 (5), pp. 480–489. DOI: 10.52568/001121/JCSP/44.05.2022.
25. Doroftei C., Leontie L. Porous nanostructured gadolinium aluminate for high-sensitivity humidity sensors. *Materials*, 2021, vol. 14 (22), p. 7102. DOI: 10.3390/ma14227102.
26. Zhang H., Liu L., Huang C., Liang S., Jiang G. Enhanced acetone gas sensing performance of ZnO polyhedrons decorated with LaFeO₃ nanoparticles. *Materials Research Express*, 2023, vol. 10 (9), p. 095902. DOI: 10.1088/2053-1591/acf6f8.
27. Zhang D., Pan W., Zhou L., Yu S. Room-temperature benzene sensing with Au-doped ZnO nanorods/exfoliated WSe₂ nanosheets and density functional theory simulations. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2021, vol. 13 (28), pp. 33392–33403. DOI: 10.1021/acsami.1c03884.
28. Hosseini D., Donat F., Abdala P.M., Kim S.M., Kierzkowska A.M., Müller C.R. Reversible exsolution of dopant improves the performance of Ca₂Fe₂O₅ for chemical looping hydrogen production. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2019, vol. 11 (20), pp. 18276–18284. DOI: 10.1021/acsami.8b16732.
29. Fan W., Wang B., Gao R., Dimitrakopoulos G., Wang J., Xiao X., Ma L., Wu K., Yildiz B., Li J. Anodic shock-triggered exsolution of metal nanoparticles from perovskite oxide. *Journal of the American Chemical Society*, 2022, vol. 144 (17), pp. 7657–7666. DOI: 10.1021/jacs.1c12970.
30. Shah W., Khwaja R.W., Faraz S.M., Awan Z.H., Sayyad M.H. Photovoltaic and impedance analysis of dye-sensitized solar cells with counter electrodes of manganese dioxide and silver-doped manganese dioxide. *Engineering Proceedings*, 2023, vol. 46 (1), p. 31. DOI: 10.3390/engproc2023046031.
31. Zhang X., Maddipatla D., Bose A.K., Hajian S., Narakathu B.B., Williams J.D., Mitchell M.F., Atashbar M.Z. Printed carbon nanotubes-based flexible resistive humidity sensor. *IEEE Sensors Journal*, 2020, vol. 20 (21), pp. 12592–12601. DOI: 10.1109/JSEN.2020.3002951.
32. Al-Bonayan A.M., Althakafy J.T., Alorabi A.Q., Alamrani N.A., Aljuhani E.H., Alaysuy O., Al-Qahtani S.D., El-Metwaly N.M. Novel copper oxide-integrated carbon paste tirofiban voltammetric sensor. *ACS Omega*, 2023, vol. 8 (5), pp. 5042–5049. DOI: 10.1021/acsomega.2c07790.
33. Chaudhary P., Maurya D.K., Yadav S., Pandey A., Tripathi R.K., Yadav B.C. Ultrafast responsive humidity sensor based on roasted gram derived carbon quantum dots: experimental and theoretical study. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 2021, vol. 329, p. 129116. DOI: 10.1016/j.snb.2020.129116.
34. Lee J., Cho D., Jeong Y. A resistive-type sensor based on flexible multi-walled carbon nanotubes and polyacrylic acid composite films. *Solid-State Electronics*, 2013, vol. 87, pp. 80–84. DOI: 10.1016/j.sse.2013.05.001.
35. Pang Y., Jian J., Tu T., Yang Z., Ling J., Li Y., Wang X., Qiao Y., Tian H., Yang Y., Ren T.-L. Wearable humidity sensor based on porous graphene network for respiration monitoring. *Biosensors and Bioelectronics*, 2018, vol. 116, pp. 123–129. DOI: 10.1016/j.bios.2018.05.038.
36. Kumar U., Yadav B.C. Development of humidity sensor using modified curved MWCNT based thin film with DFT calculations. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 2019, vol. 288, pp. 399–407. DOI: 10.1016/j.snb.2019.03.016.
37. Zhang D., Chang H., Li P., Liu R., Xue Q. Fabrication and characterization of an ultrasensitive humidity sensor based on metal oxide/graphene hybrid nanocomposite. *Sensors and Actuators B: Chemical*, 2016, vol. 225, pp. 233–240. DOI: 10.1016/j.snb.2015.11.024.
38. Bi H., Yin K., Xie X., Ji J., Wan S., Sun L., Terrones M., Dresselhaus M.S. Ultrahigh humidity sensitivity of graphene oxide. *Scientific Reports*, 2013, vol. 3 (1), p. 2714. DOI: 10.1038/srep02714.
39. Kumar K., Kumar U., Singh M., Yadav B.C. Synthesis and characterizations of exohedral functionalized graphene oxide with iron nanoparticles for humidity detection. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2019, vol. 30 (14), pp. 13013–13023. DOI: 10.1007/s10854-019-01663-9.
40. Zhao C.-L., Qin M., Li W.-H., Huang Q.-A. Enhanced performance of a CMOS interdigital capacitive humidity sensor by graphene oxide. *2011 16th International Solid-State Sensors, Actuators and Microsystems Conference. IEEE*, 2011, pp. 1954–1957. DOI: 10.1109/TRANSDUCERS.2011.5969243.
41. Wang G., Gao Q., Ke N., Si F., Wang J., Ding J., Zhang W., Fan X. Highly sensitive flexible humidity sensors with fast response and recovery times based on the composite of graphene oxide and WS₂ for detection of human

breath and fingertip proximity. *Journal of Materials Chemistry C*, 2025, vol. 13 (10), pp. 4929–4937. DOI: 10.1039/D4TC05303F.

42. Kim H.-S., Kang J.-H., Hwang J.-Y., Shin U.S. Wearable CNTs-based humidity sensors with high sensitivity and flexibility for real-time multiple respiratory monitoring. *Nano Convergence*, 2022, vol. 9 (1), p. 35. DOI: 10.1186/s40580-022-00326-6.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Особенности строения градиентных слоев «сталь – Inconel – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания

Светлана Долгова^{1, а}, Александр Маликов^{2, б}, Александр Голышев^{2, с}, Аэлита Никулина^{3, д, *}

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

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

³Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>, svetlanadolgova99@gmail.com; ^б <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>, smalik707@yandex.ru;
^с <https://orcid.org/0000-0002-4243-0602>, alexgol@itam.nsc.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0001-9249-2273>, a.nikulina@corp.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.725

История статьи:

Поступила: 13 июня 2025

Рецензирование: 27 июня 2025

Принята к печати: 22 июля 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

Микроструктура

Градиентные слои

Фазовый состав

Аустенитная сталь 316L

Никелевый сплав Inconel 625

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН № 124021500015-1.

Благодарности

Эксперименты по прямому лазерному выращиванию выполнены на базе ЦКП «Механика» ИТПМ СО РАН. Структурные исследования выполнены в ЦКП ССМ НГТУ и НОЦ в области машиностроения НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. Традиционно наиболее распространенной технологией получения деталей из никелевых сплавов является литье с последующей термической обработкой для формирования необходимого фазового состава. Существенными недостатками материала в данном случае считаются сегрегация химических элементов, наличие крупных нежелательных включений фазы Лавеса и эвтектик, а также неравномерное распределение упрочняющих фаз по сечению заготовки. При этом многие сложнопрофильные детали собираются в единую комбинированную конструкцию с использованием сварки. Анализ особенностей упрочнения никелевых сплавов и изделий, которые изготавливают из них, показывает, что перспективным способом формирования таких заготовок являются аддитивные технологии. Структура и фазовый состав объемов материала, формируемых послойным нанесением, будет существенно отличаться от материалов, получаемых традиционными способами. В случае получения комбинированных конструкций аддитивными способами выявление закономерностей формирования структуры и фазового состава материалов становится еще более сложной задачей. Поэтому **цель данной работы** заключается в выявлении особенностей строения градиентных слоев «сталь – никелевый сплав – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания. **В работе исследованы** разнородные соединения, изготовленные с использованием установки «Наплавочно-сварочный комплекс на базе многокоординатной руки и волоконного лазера» в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН и с реализацией технологии прямого лазерного выращивания. **Методы исследования.** Для структурных исследований полученных слоев применялись световой микроскоп Carl Zeiss A1Z и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP с энергодисперсионной приставкой INCA X-Act. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. ДюрOMETРИЧЕСКИЕ испытания проводили на твердомере по Виккерсу Wolpert Group 402 MVD. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что максимальная высота массивов (до 7 мм) формируется при реализации режимов 1000 Вт, скорость сканирования 35 мм/с; 1500 Вт, скорость сканирования 15 мм/с; при этом в первом случае происходит минимальное перемещение материалов на границе сплавления. Во всех композициях присутствуют дефекты в виде не расплавленных частиц порошка, а также трещины в первых слоях стали. При наплавке Inconel 625 на сталь 316L в переходной зоне, где по химическому составу образуются сплавы на основе железа, последовательно реализуются режимы затвердевания FA (феррит – аустенит), AF (аустенит – феррит) и A (аустенит). При наплавке стали 316L на Inconel 625 в переходной зоне реализуется режим затвердевания с образованием только фазы аустенита. Уровень микротвердости для стали 316L составляет 230 ± 15 HV, для Inconel 625 он равен 298 ± 20 HV.

Для цитирования: Особенности строения градиентных слоев «сталь – Inconel – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания / С.В. Долгова, А.Г. Маликов, А.А. Голышев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 205–220. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-205-220.

Введение

Никелевые сплавы используются для изготовления ответственных деталей во многих областях промышленности, таких как авиастроение, энергетическая, нефтехимическая отрасли, морская промышленность, благодаря сочетанию высоких показателей коррозионной

*Адрес для переписки

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

стойкости и механических свойств при умеренно высоких температурах. Высокий уровень прочности данных сплавов обеспечивается определенным фазовым составом, что обусловливается наличием тех или иных легирующих элементов и соответствующим механизмом упрочнения [1–3].

Традиционно наиболее распространенной технологией получения деталей из никелевых сплавов является литье с последующей термической обработкой для формирования необходимого фазового состава [4]. Существенными недостатками материала в данном случае считаются сегрегация химических элементов, наличие крупных нежелательных включений фазы Лавеса и эвтектик [5, 6], а также неравномерное распределение упрочняющих фаз по сечению заготовки [7]. При этом многие сложнопрофильные детали собираются в единую комбинированную конструкцию с использованием сварки. Анализ особенностей упрочнения никелевых сплавов и изделий, которые получают из них, показывает, что перспективным способом формирования таких заготовок являются аддитивные технологии [8–12]. Во-первых, при этом решается проблема изготовления сложнопрофильных деталей. Во-вторых, более высокие скорости охлаждения по сравнению с традиционными способами позволят снизить сегрегацию химических элементов. В-третьих, послойная наплавка приводит к повтору термических циклов, что может обеспечить выделение упрочняющих фаз непосредственно в процессе выращивания. Кроме того, данная технология позволяет получать комбинированные конструкции, за счет

чего снижается объем использования более дорогих материалов.

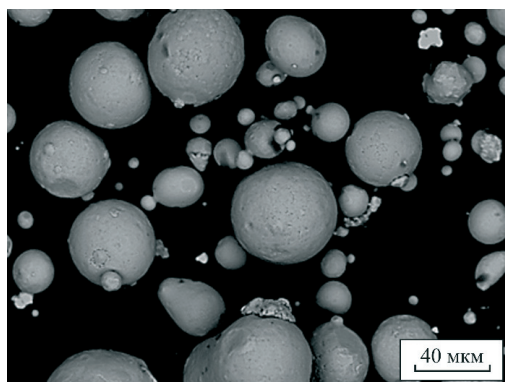
Таким образом, можно утверждать, что структура и фазовый состав объемов материала, формируемых послойным нанесением, будет существенно отличаться от материалов, изготавливаемых традиционными способами. Несмотря на то что в научной литературе достаточно активно обсуждается данный вопрос, в настоящее время нет четко сформированного понимания о структурно-фазовом состоянии различных сплавов, полученных аддитивными технологиями, поскольку используемые методы и режимы выращивания могут существенно отличаться. В случае получения комбинированных конструкций аддитивными способами выявление закономерностей формирования структуры и фазового состава материалов становится еще более сложной задачей [13–15].

Целью настоящей работы является выявление особенностей строения градиентных слоев «сталь – никелевый сплав – сталь», полученных методом прямого лазерного выращивания.

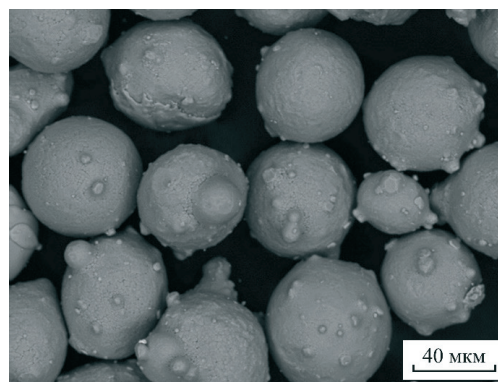
Методика исследований

Материалы исследования

Для формирования образцов использовались порошки никелевого сплава Inconel 625 и стали AISI 316L с размером частиц 50...70 и 15...45 мкм соответственно (рис. 1). В качестве подложки применялась пластина из стали 12X18H10T с размерами 50×50×5 мм. Химический состав исходных материалов представлен в табл. 1.



а



б

Рис. 1. Частицы порошков Inconel 625 (а) и AISI 316L (б)

Fig. 1. Particles of Inconel 625 (a) and AISI 316L (b) powders

Таблица 1

Table 1

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

Материал / Material	Химический элемент, вес. % / Chemical element, wt. %								
	Fe	Ni	Cr	C	Mo	Nb	Ti	S	P
316L	Осн.	8,84	18,69	0,03	2,50	–	0,71	0,013	0,015
Inconel 625	3,8	Осн.	19,16	0,1	8,1	3,36	0,28	0,011	0,01
0.12 C-18 Cr-10 Ni-Ti	Осн.	7,852	18,16	0,027	–	–	0,002	0,002	0,027

Получение образцов

Изготовление разнородных соединений проводилось с использованием установки «Наплавочно-сварочный комплекс на базе многокоординатной руки и волоконного лазера мощностью 3 кВт (IPGphotonics) и длиной волны излучения 1,07 мкм» в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН. В качестве технологии формирования образцов была выбрана методика прямого лазерного выращивания, при которой порошок подается через коаксиальное сопло в локальную ванну жидкого расплава, созданную лазерным

излучением. Данный метод благодаря высокой скорости сканирования и ускоренного охлаждения позволяет уменьшить влияние градиента температур и снизить вероятность формирования вторичных фаз в зоне соединения. В качестве защитного газа использовался аргон. Режимы наплавки представлены в табл. 2 [16]. Печать образцов происходила в одном направлении. Последовательно формировали по 4 слоя каждого материала в порядке «сталь – никелевый сплав – сталь». Перекрытие предыдущего слоя последующим составляло 50 %, что предполагает обеспечение формирования плавного перехода между материалами.

Таблица 2

Table 2

Режимы наплавки образцов**Deposition parameters for specimens**

Режим / Mode	Мощность излучения, Вт / Power, W	Скорость сканирования, мм/с / Speed, mm/s	Расход порошка, г/мин / Consumption, g/min.	Диаметр пучка, мм / Beam diameter, mm
1	1000	35	12	4,1
2	1250	25		
3	1500	15		

Структурные исследования

Для структурных исследований использовались световой микроскоп Carl Zeiss A1Z и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 XVP. Пробоподготовка образцов выполнялась по стандартной методике с применением этапов шлифования и полирования. Для выявления микроструктуры соединений производилось электролитическое травление в 10%-м водном растворе щавелевой кислоты.

Анализ химического состава образцов в зоне соединения разнородных материалов выполняли с использованием методики микрорентгеноспектрального анализа с применением энергодиспер-

сионной приставки INCA X-Act, установленной на растровый электронный микроскоп.

Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA с источником рентгеновского излучения $\text{MoK}\alpha_1/\alpha_2$ ($\lambda = 0,7093 \text{ \AA}$) с величиной шага $\Delta 2\theta = 0,03^\circ$ и временем накопления 5 с на точку.

ДюрOMETрические испытания проводили на твердомере по Виккерсу Wolpert Group 402 MVD при нагрузке 100 г на алмазный индентор и выдержке 10 с.

Результаты и их обсуждение

Пример полученной комбинированной конструкции представлен на рис. 2. При наплавке

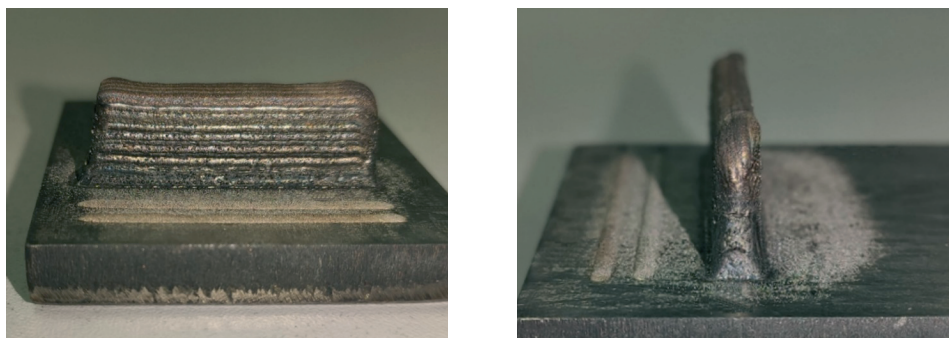


Рис. 2. Пример полученного образца

Fig. 2. Example of a fabricated specimen

происходит формирование ровной стенки без видимых трещин на поверхности образца. Высота массивов при реализации режимов 1 и 3 достигает 7 мм, режима 2 – 5 мм. Для исследования микроструктуры образцов биметаллическую конструкцию разрезали по плоскости перпендикулярно выращенным слоям.

Однородные слои, полученные из порошка хромоникелевой стали или никелевого сплава,

имеют характерное дендритное строение с формированием равноосных и удлиненных дендритов. При переходе от одного слоя к другому и на границах массива, где происходил ускоренный теплоотвод, преобладают удлиненные дендриты, для которых характерно наличие осей второго порядка (рис. 3).

На краях массивов независимо от режимов выращивания зафиксированы сферические ча-

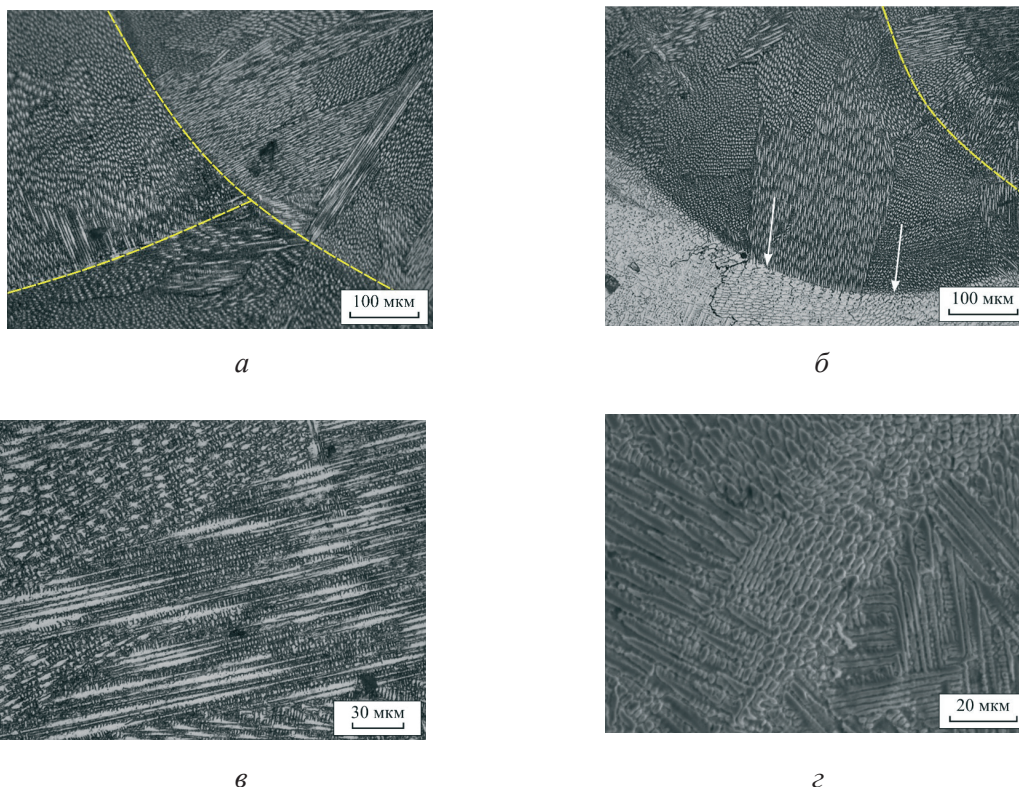


Рис. 3. Расположение удлиненных дендритов:

a – граница переходных слоев; *б* – переход разнородных материалов; *в* – край массива; *г* – оси второго порядка в удлиненных дендритах

Fig. 3. Location of elongated dendrites:

a – transition layers boundary; *б* – dissimilar material interface; *в* – layer edge; *г* – secondary arms in elongated dendrites

стицы диаметром от 25 до 40 мкм (рис. 4, *а, б*), представляющие собой не расплавленные или частично расплавленные частицы исходного порошка, что является особенностью реализации технологии прямого лазерного выращивания [17, 18]. Можно также отметить появление трещин как на границе разнородных материалов (рис. 4, *в, г*), так и на границе сплавления однородных материалов, что связано с термическими напряжениями, возникающими при формировании разнородных градиентных материалов.

Последовательное нанесение четырех слоев при смене материала обеспечило формирование плавных переходов между разнородными материалами. При этом фиксируется видимая граница раздела и зоны перемешивания для обеих комбинаций (рис. 5–7). Их появление может быть вызвано высокой скоростью плавления, что приводит к формированию нестабильной ванны расплава [17, 19, 20]. Данные зоны характерны для всех режимов наплавки, однако можно заметить, что с уменьшением мощности наплавки

количество и ширина этих областей уменьшаются. При наплавке никелевого сплава Inconel 625 на сталь 316L области перемешивания имеют более четкие границы (рис. 8, *а*) по сравнению с областями перемешивания, образовавшимися при наплавке аустенитной стали на никелевый сплав (рис. 8, *б*).

На рис. 9 представлено распределение химических элементов по линии, расположенной перпендикулярно переходной зоне при наплавке никелевого сплава на сталь. Во всех случаях наблюдается широкая переходная зона. Как можно заметить, при реализации режима 1 (1000 Вт, 35 мм/с) концентрации железа и никеля выравниваются через 50 мкм от видимой границы сплавления между разнородными материалами уже на первом наплавленном слое (рис. 9, *а*). На втором режиме (1250 Вт, 25 мм/с) концентрации никеля и железа начинают выравниваться на расстоянии 500...600 мкм от видимой границы сплавления (рис. 9, *б*). Этот участок практически соответствует видимой границе второго наплавленного слоя никелевого сплава.

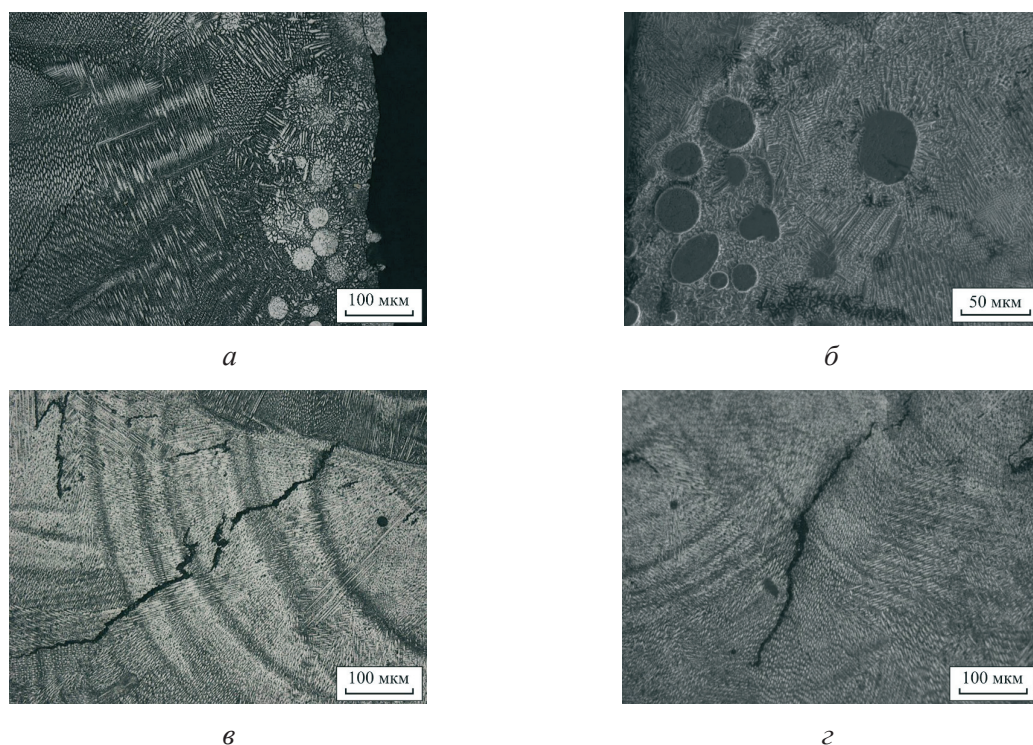


Рис. 4. Дефекты в полученных материалах: не расплавившиеся частицы на границах массива при режиме 1 (*а*) и режиме 2 (*б*), термические трещины на границе разнородных (*в*) и однородных (*г*) материалов

Fig. 4. Defects in fabricated materials: unmelted particles at layer boundaries in mode 1 (*a*) and mode 2 (*b*); thermal cracks at the dissimilar material interface (*v*) and within the homogeneous material (*g*)

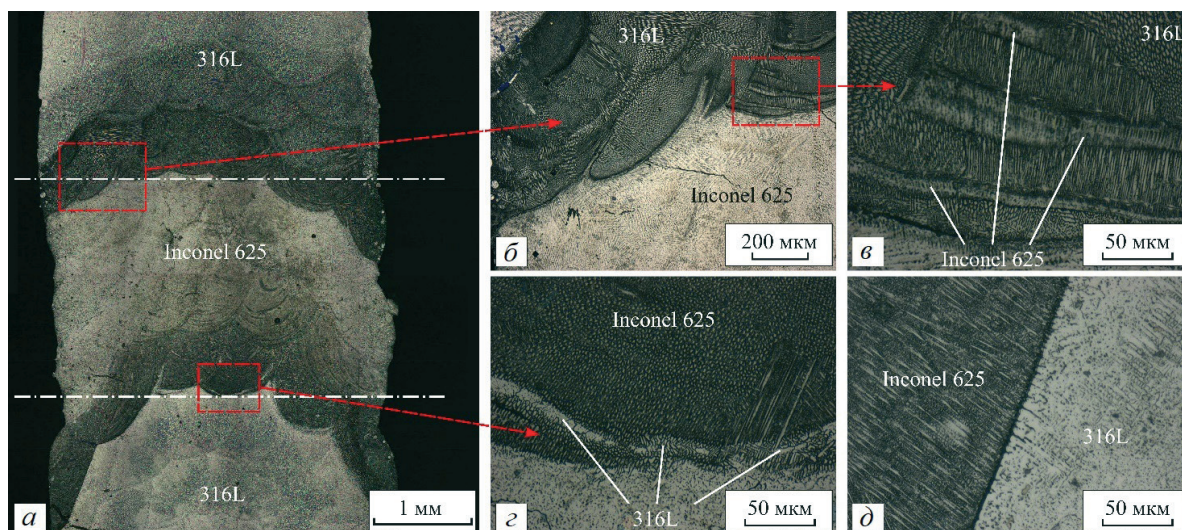


Рис. 5. Поперечное сечение образца, изготовленного по режиму 1:

a – общий вид; *б* – граница «Inconel 625 – сталь 316L»; *в* – зоны перемешивания никелевого сплава со сталью; *г* – граница «сталь 316L – Inconel 625» с зоной перемешивания; *д* – четкая граница соединения

Fig. 5. Cross-section of specimen fabricated using mode 1:

a – general view; *б* – Inconel 625 – 316L stainless steel interface; *в* – mixing zones of nickel alloy and steel; *г* – 316L stainless steel – Inconel 625 interface with mixing zone; *д* – clear interface region

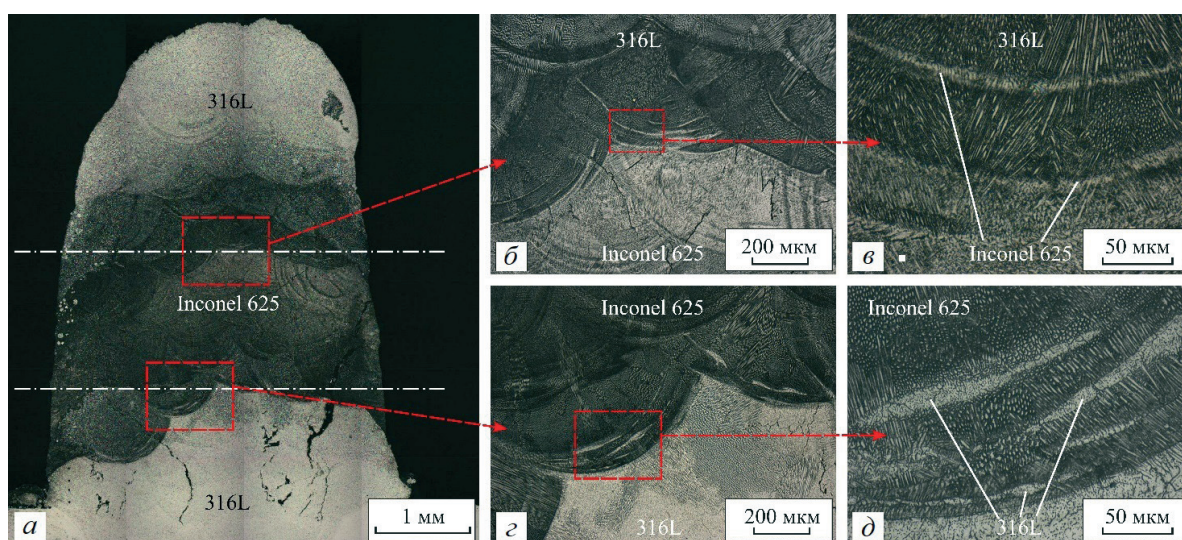


Рис. 6. Поперечное сечение образца, изготовленного при режиме 2:

a – общий вид; *б* – граница «Inconel 625 – сталь»; *в* – зоны перемешивания никелевого сплава со сталью; *г* – граница «сталь 316L – Inconel 625»; *д* – зоны перемешивания стали с никелевым сплавом

Fig. 6. Cross-section of specimen fabricated using mode 2:

a – general view; *б* – Inconel 625 – 316L stainless steel interface; *в* – mixing zones of nickel alloy and steel; *г* – 316L stainless steel – Inconel 625 interface; *д* – mixing zones of steel and nickel alloy

На третьем режиме (1500 Вт, 15 мм/с) выравнивание концентраций происходит существенно выше границы второго наплавленного слоя никелевого сплава и соответствует расстоянию 800...900 мкм от видимой границы сплавления разнородных материалов (рис. 9, в). На этих участках перехода концентрация никеля ниже,

чем в исходном никелевом сплаве, и находится на уровне 35–45 вес. %. Ниже видимой границы сплавления разнородных материалов участки стали соответствуют исходному составу с незначительно более высоким содержанием никеля (до 11 вес. %). Согласно данным количественного микрорентгеноспектрального анализа, зоны

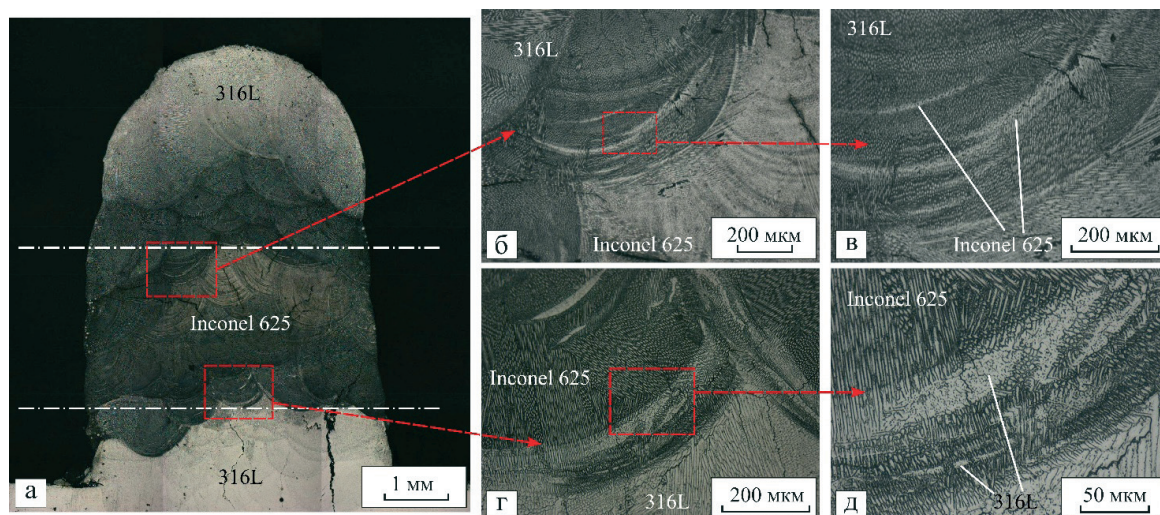
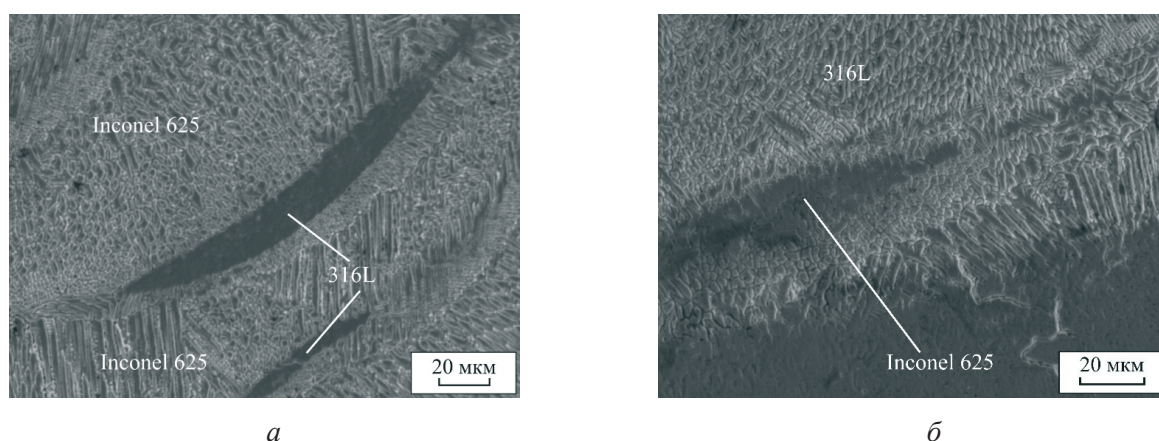


Рис. 7. Поперечное сечение образца, изготовленного при режиме 3:

a – общий вид; *б* – граница «Inconel 625 – сталь 316L»; *в* – зоны перемешивания никелевого сплава со сталью; *г* – граница «сталь 316L – Inconel 625»; *д* – зоны перемешивания стали с никелевым сплавом

Fig. 7. Cross-section of specimen fabricated using mode 3:

a – general view; *б* – Inconel 625 – 316L stainless steel interface; *в* – mixing zones of nickel alloy and steel; *г* – 316L stainless steel – Inconel 625 interface; *д* – mixing zones of steel and nickel alloy



a

б

Рис. 8. Микроструктура перемешанных областей:

a – наплавка Inconel на сталь; *б* – наплавка стали на Inconel

Fig. 8. Microstructure of mixed regions:

a – Inconel 625 deposited on steel; *б* – 316L stainless steel deposited on Inconel 625

механического перемешивания стали в никелевом сплаве характеризуются меньшим содержанием железа и повышенным содержанием никеля (табл. 3). Увеличение расстояния от границы сплавления и повышение мощности наплавки способствуют увеличению содержания никеля в указанных зонах.

При наплавке стали на никелевый сплав также наблюдается широкая переходная зона и большое количество участков механическо-

го перемешивания (рис. 10). Видимая граница сплавления никелевого сплава и стали ярко выражена для первых двух режимов. Выравнивание концентрации по железу и никелю при реализации режима 1 (1000 Вт, 35 мм/с) происходит на первом наплавленном слое никелевого сплава на расстоянии 300...400 мкм, и уже через 50...100 мкм концентрация железа начинает постепенно повышаться. При реализации второго режима (1250 Вт, 25 мм/с) выравнивание концен-

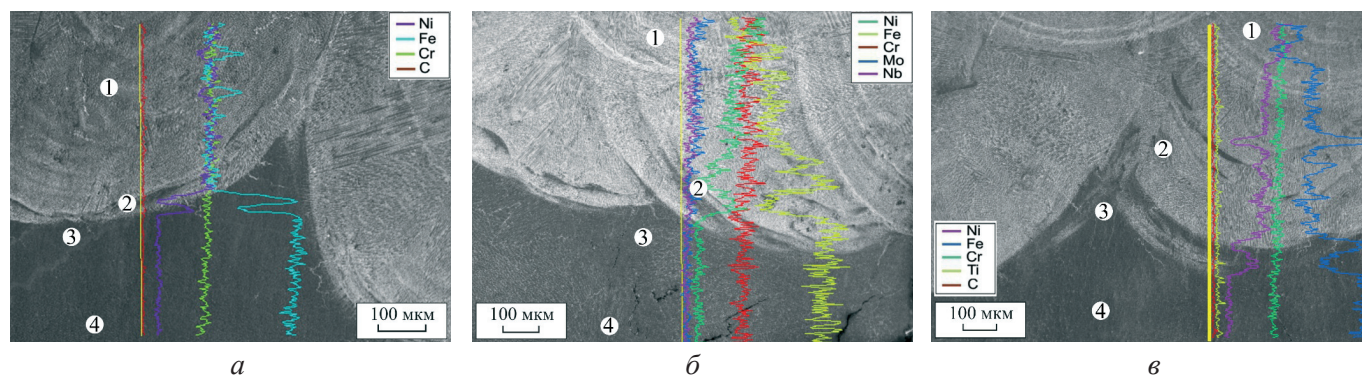


Рис. 9. Микрорентгеноспектральный анализ для соединения «сталь 316L – Inconel 625»:

а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

Fig. 9. Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis results for the 316L stainless steel – Inconel 625 joint:

а – mode 1; б – mode 2; в – mode 3

Таблица 3

Table 3

Химический состав зон перемешивания в переходной зоне при наплавке Inconel 625 на сталь 316L
Chemical composition of mixing zones in the transition region when depositing Inconel 625 on 316L stainless steel

Точка / Point	Химический элемент, вес. % / Chemical element, wt. %							
	Fe	Ni	Cr	Ti	Mo	Nb	Si	Mn
Режим 1 / Mode 1								
1	35,04	35,15	20,12	0,4	5,27	2,22	0,87	0,94
2	62,4	15,55	19,45	0,77	–	–	1,13	0,7
3	67,69	10,73	18,86	0,9	0,27	–	1,11	0,44
4	67,35	11,16	18,82	1,03	–	–	1,03	0,61
Режим 2 / Mode 2								
1	22,32	45,51	21,1	0,24	6,45	2,9	0,75	0,74
2	58,92	17,91	19,23	0,55	1,36	0,5	0,86	0,66
3	68,4	9,9	18,88	0,58	0,29	0,25	0,92	0,79
4	68,13	10,41	18,79	0,42	0,4	–	1,05	0,8
Режим 3 / Mode 3								
1	22,32	44,94	20,91	0,27	7,36	3,11	0,73	0,31
2	49,3	25,42	18,98	0,58	3,22	1,31	0,67	0,52
3	67,26	11,66	18,28	0,73	0,53	–	0,92	0,61
4	68,51	10,24	18,33	0,58	0,55	0,31	0,97	0,55

траций железа и никеля происходит на расстоянии 600...700 мкм от видимой границы сплавления разнородных материалов на уровне второго наплавленного слоя стали. На третьем режиме (1500 Вт, 15 мм/с) видимая граница перехода от никелевого сплава к стали более размытая, превышение концентрации никеля железом происходит на границе второго наплавленного слоя стали – так же как и для режима 2. Концентрация

железа в диапазоне второго наплавленного слоя стали находится на уровне 40–45 вес. %. Области никелевого сплава, находящиеся ниже видимой границы сплавления, для режима 1 характеризуются исходным химическим составом, а при реализации режимов 2 и 3 – повышенным содержанием железа и несколько пониженным содержанием никеля – 9 и 52 вес. % соответственно. Состав зон механического перемешивания

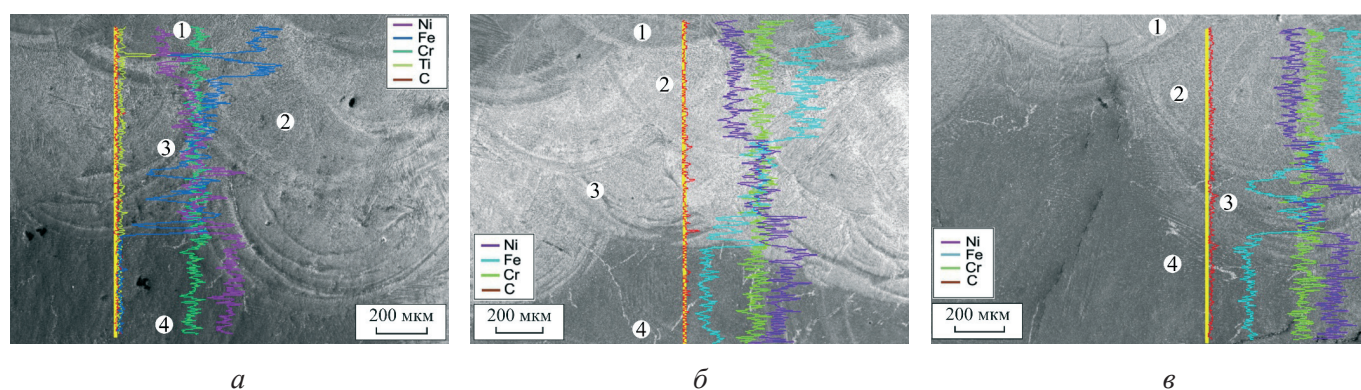


Рис. 10. Микрорентгеноспектральный анализ для соединения «Inconel 625 – сталь 316L»:

а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

Fig. 10. Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) analysis results for the Inconel 625 – 316L stainless steel joint:

а – mode 1; б – mode 2; в – mode 3

никелевого сплава в стали характеризуется повышенным содержанием железа и, следовательно, пониженным уровнем никеля по сравнению с исходным сплавом Inconel 625 (табл. 4).

Разное соотношение эквивалентов хрома и никеля свидетельствует о формировании зон с различными фазами. Согласно существующим представлениям о формировании фаз при сварке разнородных сталей [21, 22] при наплавке

Inconel 625 на сталь 316L в переходной зоне, где по химическому составу образуются сплавы на основе железа, последовательно реализуются режимы затвердевания FA (δ -Fe + γ -Fe), AF (γ -Fe + δ -Fe) и A (γ -Fe) (рис. 11, участки 1–3). Хотя атомы никеля обладают большей подвижностью в железе, температура плавления стали 316L незначительно выше температуры плавления никелевого сплава, что приводит к неболь-

Таблица 4

Table 4

Химический состав переходной зоны при наплавке стали 316L на Inconel 625

Chemical composition of mixing zones in the transition region when depositing 316L stainless steel on Inconel 625

Точка / Point	Химический элемент, вес. %. Chemical element, wt. %								
	Fe	Ni	Cr	Ti	Mo	Nb	Si	Mn	S
Режим 1 / Mode 1									
1	51,74	23,78	20,09	0,54	1,44	0,79	0,78	0,54	0,31
2	47,39	26,05	19,71	0,51	3,36	1,43	0,85	0,7	–
3	19,11	46,48	21,12	0,17	7,88	3,64	1,02	0,6	–
4	0,7	61,09	22,37	–	10,26	4,44	0,74	0,34	–
Режим 2 / Mode 2									
1	55,01	20,76	19,36	0,61	2,07	1,06	0,8	0,32	–
2	45,64	27,86	20,07	0,47	3,2	1,35	0,93	0,48	–
3	22,81	44,47	21,05	0,29	6,66	3,5	0,76	0,47	–
4	7,79	55,57	22,15	–	9,54	3,82	0,83	0,3	–
Режим 3 / Mode 3									
1	43,8	29,34	20,31	0,5	2,81	1,35	0,82	0,51	–
2	38,89	31,86	20,1	0,42	4,76	2,35	0,96	0,67	–
3	14,44	50,49	21,76	0,17	7,34	3,65	0,95	0,66	0,53
4	8,57	55,79	21,17	0,11	9,14	3,83	0,84	0,56	–

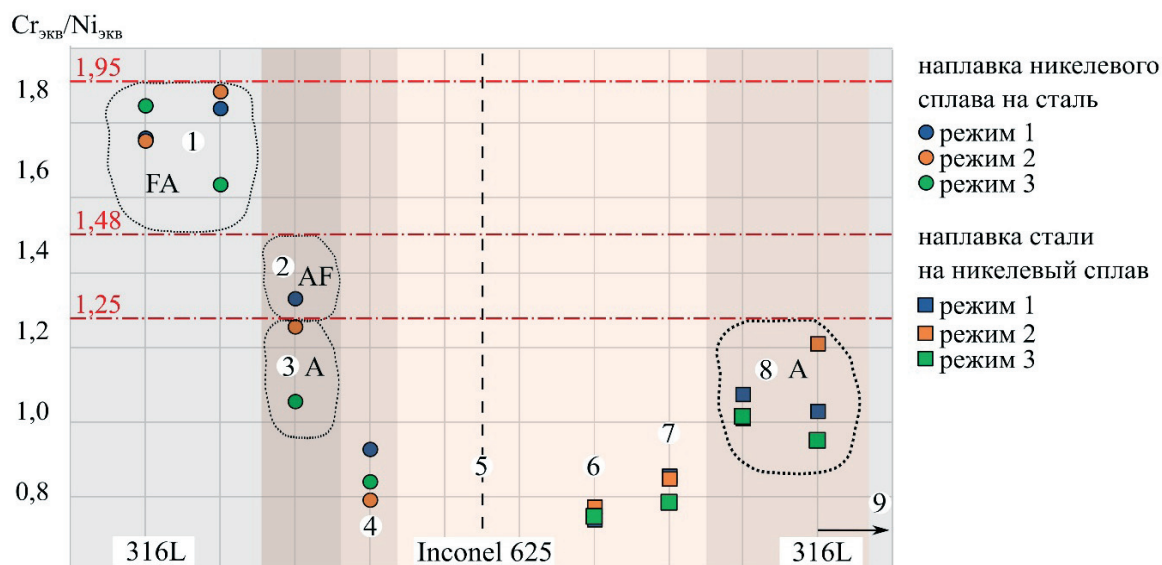


Рис. 11. Соотношение хромового и никелевого эквивалентов в различных областях комбинированного материала. Режимы затвердевания AF, FA – с формированием аустенита и феррита, режим A – с формированием только аустенитной фазы

Fig. 11. Chromium and nickel equivalent ratios in different regions of the combined material. Solidification modes: AF, FA (austenite-ferrite); A (austenite)

шой переходной зоне. При этом миграция никеля достаточно интенсивная и приводит к смене соотношений эквивалентов хрома и никеля на данных участках. Формирование феррита в переходных слоях «сталь – никелевый сплав» было подтверждено результатами рентгенофазового анализа (рис. 12) и с использованием растровой электронной микроскопии (рис. 13).

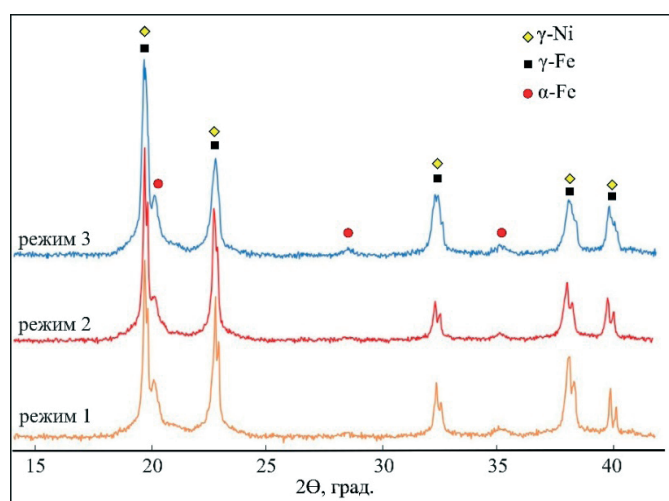


Рис. 12. Дифрактограммы разнородных композиций, полученных при различных режимах печати

Fig. 12. X-Ray diffraction (XRD) patterns of heterogeneous compositions fabricated using different deposition modes

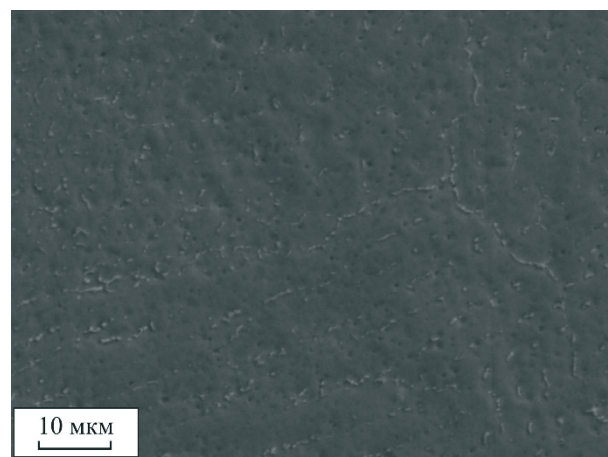


Рис. 13. Феррит, сформировавшийся в переходной зоне при наплавке никелевого сплава на сталь

Fig. 13. Ferrite formed in the transition region during deposition of nickel alloy on steel

На участках 4–7 (рис. 11) формируются сплавы на основе никеля. При этом участки 5 и 6 соответствуют исходному никелевому сплаву, а участки 4 и 7 характеризуются меньшим содержанием никеля по сравнению с исходным составом Inconel 625.

При наплавке стали на никелевый сплав за счет более высокой температуры формируется более широкая переходная зона, однако количество никеля в ней достаточно высокое,

что в итоге приводит к реализации режима затвердевания А (рис. 11, участок 8). Участок 9 соответствует по составу исходной стали 316L.

При переходе от стали к никелевому сплаву в градиентных композициях наблюдается резкое изменение уровня микротвердости (рис. 14), что характерно для разнородных конструкций, при этом разница в уровне микротвердости для материалов, полученных на различных режимах, незначительная. Следует отметить, что вблизи границы сплавления уровень микротвердости стали 316L, наплавленной на никелевый сплав, несколько выше, чем в слоях стали, на которые наплавливали никелевый сплав. Среднее значение микротвердости для стальных участков в первом и втором случаях составляет около 230 ± 15 HV, а для Inconel 625 оно равно 298 ± 20 HV. При реализации второго и третьего режимов происходит некоторое понижение уровня микротвердости никелевого сплава, что связано с более высоким тепловложением по сравнению с первым режимом. Эти показатели хорошо согласуются с результатами ранее проведенных исследований независимо от способа наплавки [10, 11, 19].

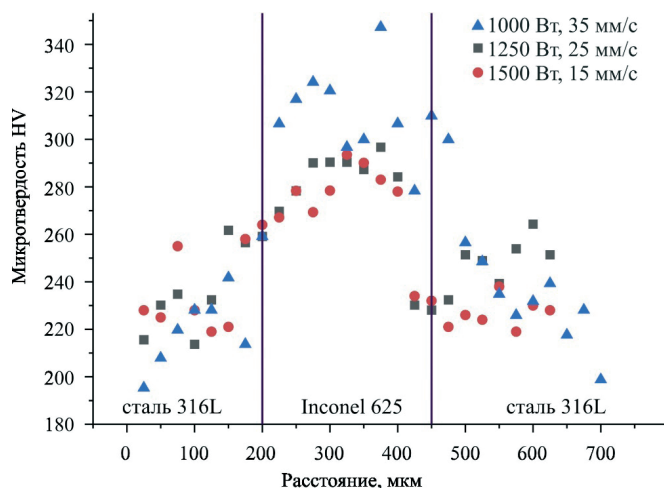


Рис. 14. Результаты исследования микротвердости комбинированных материалов

Fig. 14. Results of microhardness testing of the combined materials

Заключение

В работе проанализированы особенности строения градиентных композиций «сталь 316L – Inconel 625 – сталь 316L», полученных методом прямого лазерного выращивания. Про-

веденные исследования показали, что при реализации послойного выращивания градиентных композиций, состоящих из 12 слоев, максимальная высота массивов (до 7 мм) формируется при реализации режимов 1000 Вт, скорость сканирования 35 мм/с, а также 1500 Вт, скорость сканирования 15 мм/с, при этом в первом случае (1000 Вт, 35 мм/с) происходит минимальное перемешивание материалов на границе сплавления. Для всех композиций характерно формирование незначительного количества дефектов в виде не растворившихся частиц исходного порошка, расположенных по краям массива. Наибольшее количество трещин фиксируется в первых слоях стали при реализации режимов с высокими мощностями лазерного излучения.

Соотношения эквивалентов хрома и никеля свидетельствуют о формировании зон перемешивания с различными режимами затвердевания и различными фазами. При наплавке Inconel 625 на сталь 316L в переходной зоне, где по химическому составу образуются сплавы на основе железа, последовательно реализуются режимы затвердевания FA (феррит – аустенит), AF (аустенит – феррит) и A (аустенит). При наплавке стали 316L на Inconel 625 в переходной зоне реализуется режим затвердевания с образованием только фазы аустенита. Результаты подтверждены данными рентгенофазового анализа. Со стороны стали феррит в междендритном пространстве зафиксирован с использованием метода растровой электронной микроскопии.

При проведении дюрOMETрических исследований было установлено, что с изменением режима наплавки средняя твердость материалов практически не изменяется. Уровень микротвердости для стали 316L составляет 230 ± 15 HV, для Inconel 625 она равна 298 ± 20 HV.

Список литературы

1. Effect of nickel-based filler metal types on creep properties of dissimilar metal welds between Inconel 617B and 10 % Cr martensitic steel / Y. Zhang, M. Hu, Z. Cai, C. Han, X. Li, X. Huo, M. Fan, S. Rui, K. Li, J. Pan // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 14. – P. 2289–2301. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.07.131.
2. Fabrication of steel-Inconel functionally graded materials by laser melting deposition integrating with laser synchronous preheating / W. Meng, W. Zhang,

- W. Zhang, X. Yin, B. Cui // Optics & Laser Technology. – 2020. – Vol. 131. – P. 106451. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106451.
3. *Naffakh H., Shamanian M., Ashrafizadeh F.* Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657 // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – Vol. 209 (7). – P. 3628–3639. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.019.
4. *Reed R.C.* The superalloys: fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge university press, 2008. – 363 p. – ISBN 9780511541285. – DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
5. Inconel 718: A solidification diagram / G.A. Knorovsky, M.J. Cieslak, T.J. Headley, A.D. Romig, W.F. Hammett // Metallurgical transactions A. – 1989. – Vol. 20 (10). – P. 2149–2158. – DOI: 10.1007/BF02650300.
6. Investigation on the Laves phase formation during laser cladding of IN718 alloy by CA-FE / H. Xie, K. Yang, F. Li, C. Sun, Z. Yu // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 52. – P. 132–144. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.01.050.
7. Effects of heat treatments on the microstructure of IN792 alloy / J. Yang, Q. Zheng, H. Zhang, X. Sun, H. Guan, Z. Hu // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527 (4–5). – P. 1016–1021. – DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.026.
8. *Раишковец М.В.* Структура и свойства никелевых сплавов, полученных по аддитивной технологии с использованием метода прямого лазерного выращивания: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2022. – 164 с.
9. *Deshpande A.* Additive manufacturing of nickel alloys // Springer handbook of additive manufacturing. – Cham: Springer, 2023. – P. 655–669. – ISBN 978-3-031-20751-8. – DOI: 10.1007/978-3-031-20752-5_39.
10. Microstructures and mechanical behavior of the bimetallic additively-manufactured structure (BAMS) of austenitic stainless steel and Inconel 625 / Md. R.U. Ahsan, X. Fan, G.-J. Seo, C. Ji, M. Noakes, A. Nycz, P.K. Liaw, D.B. Kim // Journal of Materials Science & Technology. – 2021. – Vol. 74. – P. 176–188. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.10.001.
11. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling / B.E. Carroll, R.A. Otis, J.P. Borgonia, J. Suh, R.P. Dillon, A.A. Shapiro, D.C. Hofmann, Z.-K. Liu, A.M. Beese // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 108. – P. 46–54. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.019.
12. Inconel-steel functionally bimetal materials by hybrid directed energy deposition and thermal milling: Microstructure and mechanical properties / P. Li, Y. Gong, Y. Xu, Y. Qi, Y. Sun, H. Zhang // Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2019. – Vol. 19 (3). – P. 820–831. – DOI: 10.1016/j.acme.2019.03.002.
13. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L-Inconel 625 bimetallic structure fabricated by laser wire direct energy deposition / S. Tyagi, S.K. Balla, M. Manjaiah, C. Aranas // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 33. – P. 8361–8371. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.130.
14. Design optimization for defect-free AISI 316 L/IN718 functionally graded materials produced by laser additive manufacturing / R. Ghanavati, H. Naffakh-Moosavy, M. Moradi, F. Mazzucato, A. Valente, S. Bagherifard, A. Saboori // Materials Characterization. – 2025. – Vol. 220. – P. 114697. – DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114697.
15. High temperature fracture behavior of 316L stainless steel-Inconel 718 functionally graded materials manufactured by directed energy deposition: Role of interface orientation and heat treatment / Y. Li, M. Koukolíková, J. Džugan, M. Brázda // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – Vol. 898. – P. 146389. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146389.
16. Влияние режимов лазерной наплавки на геометрические размеры стального трека / С.В. Долгова, А.Г. Маликов, А.А. Голышев, А.А. Никулина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 57–70. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-57-70.
17. Microstructural characteristics and crack formation in additively manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625 / N. Chen, H.A. Khan, Z. Wan, J. Lippert, H. Sun, S.-L. Shang, Z.-K. Liu, J. Li // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 32. – P. 101037. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101037.
18. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing / S.K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R.K. Leach, A.T. Clare // Materials & Design. – 2016. – Vol. 95. – P. 431–445. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.099.
19. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/Inconel 718 manufactured by selective laser melting / X. Mei, X. Wang, Y. Peng, H. Gu, G. Zhong, S. Yang // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 758. – P. 185–191. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.011.
20. Laser Beam Direct Energy Deposition of graded austenitic-to-martensitic steel junctions compared to dissimilar Electron Beam welding / F. Villaret, X. Boulmat, P. Aubry, Y. Yano, S. Ohtsuka, D. Fabrègue, Y. de Carlan // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 824. – P. 141794. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141794.
21. *Astafurov S., Astafurova E.* Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing:



A review // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (7). – P. 1052. – DOI: 10.3390/met11071052.

22. Pouranvari M., Khorramifar M., Marashi S.P.H. Ferritic–austenitic stainless steels dissimilar resistance

spot welds: metallurgical and failure characteristics // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2016. – Vol. 21 (6). – P. 438–445. – DOI: 10.1080/13621718.2015.1124491.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 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 the structure of gradient layers «steel - Inconel - steel», obtained by laser direct metal deposition

Svetlana Dolgova^{1, a}, Alexandr Malikov^{2, b}, Alexander Golyshev^{2, c}, Aelita Nikulina^{3, d, *}

¹ Novosibirsk semiconductor device plant Vostok, 60 Dachnaya st., Novosibirsk, 630082, Russian Federation

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

³ Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-3918-273X>, svetlanadolgova99@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0003-1268-8546>, smalik707@yandex.ru;

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

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 June 2025

Revised: 27 June 2025

Accepted: 22 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Additive manufacturing

Microstructure

Gradient layers

Phase composition

Austenitic stainless steel 316L

Nickel alloy Inconel 625

Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment of the S.A. Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS No. 124021500015-1.

Acknowledgements

Experiments on direct laser deposition were carried out at the Center of Collective Use "Mechanics" of ITAM SB RAS. Structural research was conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU and scientific and educational center in the field of mechanical engineering of NSTU.

ABSTRACT

Introduction. Traditionally, the most common technology for producing parts from nickel alloys involves casting followed by heat treatment to achieve the required phase composition. Significant disadvantages of this method include the segregation of chemical elements, the presence of large undesirable inclusions such as *Laves* phase and eutectic structures, and the non-uniform distribution of strengthening phases throughout the workpiece cross-section. At the same time, many complex-shaped parts are assembled into a single combined structure using welding. An analysis of the hardening characteristics of nickel alloys and the products derived from them suggests that additive manufacturing techniques are a promising approach for fabricating such workpieces. The structure and phase composition of the material volumes formed via layer-by-layer deposition will differ significantly from those obtained by conventional methods. In the case of producing combined structures using additive methods, identifying the patterns of structure and phase composition formation becomes an even more complex challenge. Therefore, **the purpose of this work** is to identify the structural features of "steel - nickel alloy - steel" gradient layers fabricated by direct metal deposition. The study examines dissimilar joints produced using the "Welding and Surfacing Complex based on a Multi-Coordinate Arm and a Fiber Laser" at the S.A. Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, employing direct metal deposition technology. **Research methods.** A Carl Zeiss *Axio Imager A1m* light microscope and a Carl Zeiss *EVO 50 XVP* scanning electron microscope, equipped with an *INCA X-Act* energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) attachment, were utilized for microstructural investigations of the fabricated layers. Phase composition analysis of the samples was performed using an *ARL X'TRA* X-ray diffractometer. Microhardness testing was conducted using a *Wolpert Group 402 MVD Vickers* hardness tester. **Results and discussion.** It was observed that the maximum layer height (up to 7 mm) was achieved when implementing the following parameters: 1,000 W laser power with a scanning speed of 35 mm/s, and 1,500 W laser power with a scanning speed of 15 mm/s. In the first case, minimal material mixing at the fusion boundary was noted. In all fabricated compositions, defects in the form of unmelted powder particles were observed, as well as cracks in the first steel layers. During the deposition of *Inconel 625* onto *316L* stainless steel, the transition zone exhibited solidification modes consistent with the formation of iron-based alloys, specifically *FA* (ferrite-austenite), *AF* (austenite-ferrite), and *A* (austenite) sequentially. When depositing *316L* stainless steel onto *Inconel 625*, the transition zone exhibited a solidification mode characterized by the formation of only the austenite phase. The microhardness values were found to be 230 ± 15 HV for *316L* stainless steel and 298 ± 20 HV for *Inconel 625*.

For citation: Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshev A.A., Nikulina A.A. Features of the structure of gradient layers «steel - Inconel - steel», obtained by laser direct metal deposition. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 205–220. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-205-220. (In Russian).

* Corresponding author

Nikulina Aelita A., D.Sc. (Engineering), Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation

Tel.: +7 383 346-11-71, e-mail: a.nikulina@corp.nstu.ru



References

1. Zhang Y., Hu M., Cai Z., Han C., Li X., Huo X., Fan M., Rui S., Li K., Pan J. Effect of nickel-based filler metal types on creep properties of dissimilar metal welds between Inconel 617B and 10 % Cr martensitic steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 14, pp. 2289–2301. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.07.131.
2. Meng W., Zhang W., Zhang W., Yin X., Cui B. Fabrication of steel-Inconel functionally graded materials by laser melting deposition integrating with laser synchronous preheating. *Optics & Laser Technology*, 2020, vol. 131, p. 106451. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106451.
3. Naffakh H., Shamanian M., Ashrafizadeh F. Dissimilar welding of AISI 310 austenitic stainless steel to nickel-based alloy Inconel 657. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209 (7), pp. 3628–3639. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.08.019.
4. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge, Cambridge university press, 2008. 363 p. ISBN 9780511541285. DOI: 10.1017/CBO9780511541285.
5. Knorovsky G.A., Cieslak M.J., Headley T.J., Romig A.D., Hammetter W.F. Inconel 718: A solidification diagram. *Metallurgical Transactions A*, 1989, vol. 20 (10), pp. 2149–2158. DOI: 10.1007/BF02650300.
6. Xie H., Yang K., Li F., Sun C., Yu Z. Investigation on the Laves phase formation during laser cladding of IN718 alloy by CA-FE. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 52, pp. 132–144. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.01.050.
7. Yang J., Zheng Q., Zhang H., Sun X., Guan H., Hu Z. Effects of heat treatments on the microstructure of IN792 alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527 (4–5), pp. 1016–1021. DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.026.
8. Rashkovets M.V. *Struktura i svoistva nikelovykh splavov, poluchennykh po additivnoi tekhnologii s ispol'zovaniem metoda pryamogo lazernogo vyrashchivaniya*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and properties of nickel alloys obtained by additive technology using the direct laser deposition method. PhD, eng. sc. diss.]. Novosibirsk, 2022. 164 p.
9. Deshpande A. Additive manufacturing of nickel alloys. *Springer handbook of additive manufacturing*. Cham, Springer, 2023, pp. 655–669. ISBN 978-3-031-20751-8. DOI: 10.1007/978-3-031-20752-5_39.
10. Ahsan Md. R.U., Fan X., Seo G.-J., Ji C., Noakes M., Nycz A., Liaw P.K., Kim D.B. Microstructures and mechanical behavior of the bimetallic additively-manufactured structure (BAMS) of austenitic stainless steel and Inconel 625. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 74, pp. 176–188. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.10.001.
11. Carroll B.E., Otis R.A., Borgonia J.P., Suh J., Dillon R.P., Shapiro A.A., Hofmann D.C., Liu Z.-K., Beese A.M. Functionally graded material of 304L stainless steel and Inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling. *Acta Materialia*, 2016, vol. 108, pp. 46–54. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.019.
12. Li P., Gong Y., Xu Y., Qi Y., Sun Y., Zhang H. Inconel-steel functionally bimetal materials by hybrid directed energy deposition and thermal milling: Microstructure and mechanical properties. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2019, vol. 19 (3), pp. 820–831. DOI: 10.1016/j.acme.2019.03.002.
13. Tyagi S., Balla S.K., Manjaiah M., Aranas C. Microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L-Inconel 625 bimetallic structure fabricated by laser wire direct energy deposition. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 33, pp. 8361–8371. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.130.
14. Ghanavati R., Naffakh-Moosavy H., Moradi M., Mazzucato F., Valente A., Bagherifard S., Saboori A. Design optimization for defect-free AISI 316 L/IN718 functionally graded materials produced by laser additive manufacturing. *Materials Characterization*, 2025, vol. 220, p. 114697. DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114697.
15. Li Y., Koukolíková M., Džugan J., Brázda M. High temperature fracture behavior of 316L stainless steel-Inconel 718 functionally graded materials manufactured by directed energy deposition: Role of interface orientation and heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 898, p. 146389. DOI: 10.1016/j.msea.2024.146389.
16. Dolgova S.V., Malikov A.G., Golyshchev A.A., Nikulina A.A. The effect of laser surfacing modes on the geometrical characteristics of the single laser tracks. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 57–70. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-57-70.
17. Chen N., Khan H.A., Wan Z., Lippert J., Sun H., Shang S.-L., Liu Z.-K., Li J. Microstructural characteristics and crack formation in additively manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101037. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101037.

18. Everton S.K., Hirsch M., Stravroulakis P., Leach R.K., Clare A.T. Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing. *Materials & Design*, 2016, vol. 95, pp. 431–445. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.01.099.
19. Mei X., Wang X., Peng Y., Gu H., Zhong G., Yang S. Interfacial characterization and mechanical properties of 316L stainless steel/Inconel 718 manufactured by selective laser melting. *Material Science and Engineering: A*, 2019, vol. 758, pp. 185–191. DOI: 10.1016/j.msea.2019.05.011.
20. Villaret F., Boulnat X., Aubry P., Yano Y., Ohtsuka S., Fabrègue D., De Carlan Y. Laser Beam Direct Energy Deposition of graded austenitic-to-martensitic steel junctions compared to dissimilar Electron Beam welding. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 824, p. 141794. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141794.
21. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review. *Metals*, 2021, vol. 11 (7), p. 1052. DOI: 10.3390/met11071052.
22. Pouranvari M., Khorramifar M., Marashi S.P.H. Ferritic–austenitic stainless steels dissimilar resistance spot welds: metallurgical and failure characteristics. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2016, vol. 21 (6), pp. 438–445. DOI: 10.1080/13621718.2015.1124491.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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



Влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама на характеристики металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al

Александр Бурков^a, Максим Дворник^b, Мария Кулик^{c, *}, Александра Быцура^d

Хабаровский Федеральный исследовательский центр ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  burkovalex@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>,  maxxxx80@mail.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  marijka80@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0005-4750-7970>,  alex_btsr@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.018.8

История статьи:

Поступила: 11 июня 2025
 Рецензирование: 03 июля 2025
 Принята к печати: 24 июля 2025
 Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Покрытие WC/Fe-Ni-Al
 Электроискровое легирование
 Коэффициент трения
 Жаростойкость
 Износ
 Нанопорошок WC

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00399-25-04.

АННОТАЦИЯ

Введение. Гранулометрия исходных порошков оказывает значительное влияние на твердость и прочность компактных металлокерамических материалов из карбида вольфрама (WC), однако это не исследовано при приготовлении покрытий WC/Fe-Ni-Al. **Цель работы.** Исследовать влияние гранулометрии исходного порошка WC, вводимого в нелокализованный электрод, на кинетику массопереноса, химический состав, структуру поперечных сечений покрытий WC/Fe-Ni-Al, их коррозионные и трибологические свойства. **Методы.** Осаждение покрытий WC/Fe-Ni-Al на сталь 45 проводилось методом электроискрового легирования с применением нелокализованного электрода, который состоял из железных гранул ($\varnothing = 4$ мм), порошков Ni и Al, а также порошков карбида вольфрама с различным размером зерен. По данным рентгенофазового анализа в составе приготовленных покрытий обнаруживаются карбид вольфрама, субкарбид вольфрама (W_2C), интерметаллид $Al_{86}Fe_{14}$, ферроникель (FeNi) и ОЦК-фазы AlNi, AlFe. **Результаты и обсуждение.** Определено, что при повышении размера фракции порошка WC в электроде состав матрицы покрытий обогащался алюминием, тогда как концентрация железа снижалась с 60 до 30 ат. %. Показано, что наиболее низкие значения твердости, износостойкости и жаростойкости наблюдались для образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама. Установлено, что микротвердость осажденных слоев находилась в диапазоне от 4,39 до 9,16 ГПа. Определено, что жаростойкость образцов с покрытиями при температуре 700 °C монотонно возрастала с ростом размера фракции порошка карбида вольфрама. В работе установлено, что применение порошка карбида вольфрама с размером фракций от 20 до 40 мкм обеспечивает наилучшие показатели твердости, износостойкости и жаростойкости покрытий WC/Fe-Ni-Al при температуре 700 °C. Показано, что такие покрытия позволяют повысить жаростойкость стали 45 в 11,6 раза, а износостойкость в 44–80 раз, что открывает перспективы их применения в высокоинтенсивных приложениях.

Для цитирования: Влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама на характеристики металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al / А.А. Бурков, М.А. Дворник, М.А. Кулик, А.Ю. Быцура // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 221–235. – DOI: 10.17121/1994-6309-2025-27.3-221-235.

Введение

В последнее время покрытия NiAl вызывают интерес среди исследователей благодаря своей превосходной стойкости к высокотемпературной газовой коррозии [1, 2]. Применение покрытий NiAl в высокотемпературных средах привлекло широкое внимание благодаря их способности образовывать плотную и стабильную окисную пленку.

*Адрес для переписки

Кулик Мария Андреевна, м.н.с.
 Хабаровский Федеральный исследовательский центр ДВО РАН,
 ул. Тихоокеанская, 153,
 680042, г. Хабаровск, Россия
 Тел.: 8 (4212) 22-69-56, e-mail: marijka80@mail.ru

Al_2O_3 [1]. Известно, что твердость, износостойкость и предел текучести при сжатии сплавов на основе NiAl растут с увеличением содержания железа до 20 ат. % [3]. В работе [4] были получены покрытия $Fe_{75}Ni_{15}Al_{10}$ и $Fe_{56}Ni_{14}Al_{30}$ на поверхности низкоуглеродистой стали с использованием метода газопламенного напыления смеси порошков железа, никеля и алюминия. Установлено, что повышение концентрации алюминия в покрытиях Fe-Ni-Al улучшает их жаростойкость.

Вместе с тем беглый анализ литературы показывает, что износостойкость композиций Fe-Ni-Al все еще сильно уступает металлоке-

рамическим композитам (МКК). Поэтому перспективно армировать композиции Fe-Ni-Al частицами керамических порошков, что призвано существенно повысить их твердость и износостойкость при сохранении высоких показателей жаростойкости.

Карбид вольфрама (WC) часто рассматривают в качестве армирующего компонента МКК благодаря его высокой твердости и хорошей смачиваемости расплавами металлов [5–7]. Композиция Fe-Ni-Al обладает исключительно высокой жаростойкостью, но слабой износостойкостью, тогда как твердый карбид вольфрама легко окисляется при высоких температурах. Поэтому армирование матрицы Fe-Ni-Al карбидом вольфрама позволяет создать композитное покрытие WC/Fe-Ni-Al, сочетающее высокую жаростойкость и износостойкость.

Согласно анализу литературы, металлокерамические покрытия WC/Fe-Ni-Al ранее наносили методами газопламенного распыления [8], плазменно-дугового напыления порошков [9] и электроискрового легирования (ЭИЛ) [10]. Электроискровое легирование представляет собой технологию поверхностного упрочнения, которая использует низковольтные электрические разряды высокого тока для плавления и полярного переноса материалов с рабочего электрода на поверхность подложки, что значительно повышает твердость и износостойкость ее поверхности. Технология ЭИЛ имеет очевидные преимущества, такие как простота процесса, высокая экономическая эффективность, низкие остаточные напряжения и отсутствие деформации подложки. Это было продемонстрировано как очень эффективный метод получения покрытий на металлах и сплавах [11]. Высокая температура, возникающая в процессе электроискрового разряда, расплавляет материал электрода, что приводит к нанесению однородного и плотного покрытия, а металлургическая связь обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке. Метод ЭИЛ используется в следующих случаях: для улучшения физико-химических свойств металлических материалов нанесением тугоплавких металлов и их соединений; для расширения области применения композиционных материалов путем создания на их поверхности износостойких и жаростойких слоев; для изменения в заданном направлении химического и фазового состава

поверхности путем обработки в присутствии реакционного газа (например, азотирование титанового сплава) [12].

Применение нелокализованного электрода (НЭ) для ЭИЛ обеспечивает автоматизацию процесса нанесения покрытия в том числе на криволинейные детали и позволяет использовать порошки в качестве основного компонента покрытий [13]. В предшествующей работе получены покрытия WC/Fe-Ni-Al с высокой долей керамики методом ЭИЛНЭ с применением НЭ, состоящего из набора никелевых и алюминиевых гранул, а также порошка α WC со средним размером частиц 1 мкм [10]. В области компактных металлокерамических материалов WC-Co размер частиц карбида вольфрама оказывает существенное влияние на твердость и прочность спеченных изделий [14, 15]. Однако в области металлокерамических покрытий влияние размера частиц используемых порошков WC систематически не исследовалось.

Цель работы: установить влияние гранулометрии исходного порошка WC, вводимого в НЭ, на кинетику массопереноса, химический состав, структуру поперечных сечений покрытий WC/Fe-Ni-Al и их коррозионные и трибологические свойства.

Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие **задачи**:

- с помощью измельчения в планетарной шаровой мельнице и ситового анализа подготовить различные фракции порошка карбида вольфрама;
- изучить влияние гранулометрии исходного порошка карбида вольфрама, вводимого в нелокализованный электрод, на массоперенос, состав и структуру покрытия;
- установить взаимосвязь между структурой покрытия и его свойствами – шероховатостью, смачиваемостью, твердостью, износостойкостью и жаростойкостью.

Материалы и методы исследования

Рабочим электродом для ЭИЛ выступал нелокализованный электрод, состоящий из железных гранул и порошков Ni, Al и WC (табл. 1). Железные гранулы получали путем нарезки сварочной проволоки диаметром $4 \pm 0,1$ мм (СВ-08АА) на цилиндры длиной $4 \pm 0,5$ мм. Фракции порош-

ка карбида вольфрама укладывались в диапазон от 80 нм до 40 мкм. В качестве наиболее дисперсной фракции использован наноструктурный

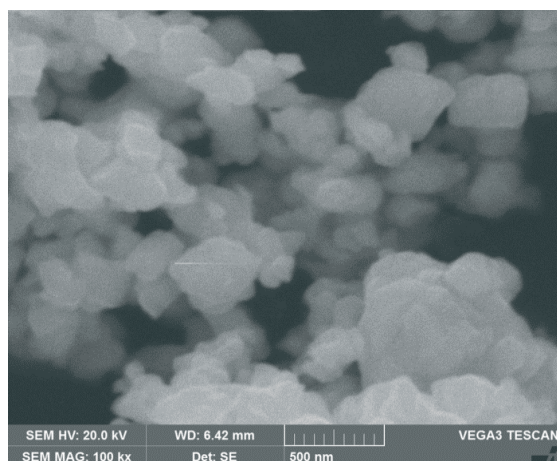
порошок WC (99,95 %) со средним диаметром частиц по объему $D [4.3]$ 0,8 мкм производства Hongwu (Китай) (рис. 1, а, б).

Таблица 1

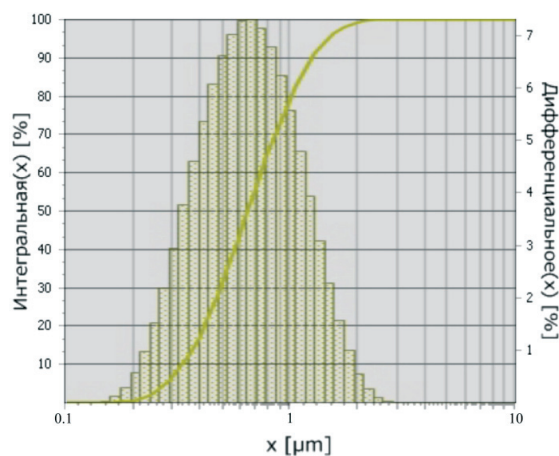
Table 1

Состав нелокализованного электрода и обозначение покрытий
Composition of non-localized electrode and coating designations

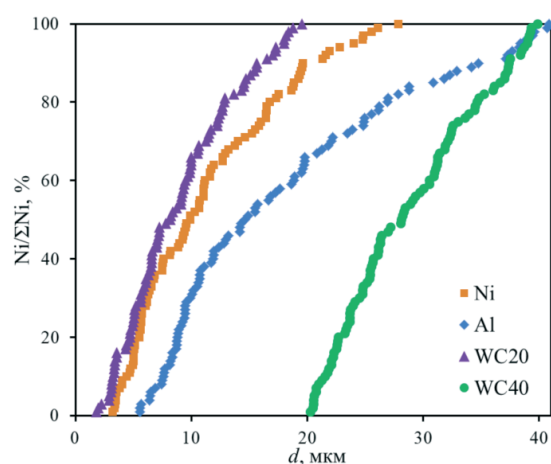
Обозначение покрытия	Доля (процент) гранул, об. %	Доля порошка Al, об. %	Доля порошка Ni, об. %	Доля порошка WC, об. %	Фракция порошка WC, мкм
WCn	93,80	2,05	1,35	2,80	$0,08 \leq WC \leq 0,1$
WC20					$1 \leq WC \leq 20$
WC40					$20 \leq WC \leq 40$



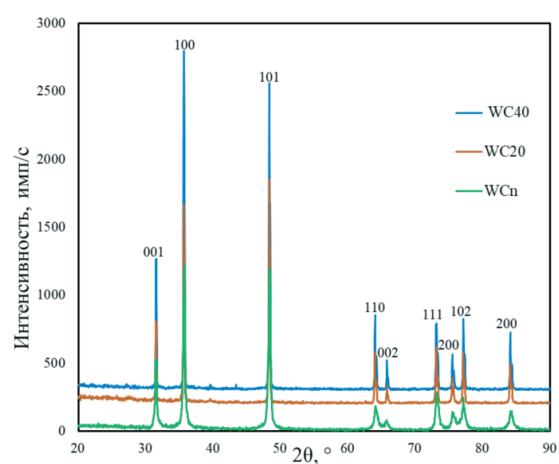
а



б



в



г

Рис. 1. СЭМ-изображение частиц порошка фракции WCn (а) и результаты его БЭТ-анализа (б); интегральное распределение порошков Ni, Al, WC20, WC40 (в) и рентгенофазовый анализ порошков WC (г)

Fig. 1. SEM image of WCn fraction powder particles (а) and the results of its BET analysis (б); integral distribution of Ni, Al, WC20, WC40 powders (в) and X-ray diffraction patterns of WC powders (г)

Для приготовления более крупных фракций был взят порошок WC (ТУ 6-09-03-360-78) с размером частиц $1 \leq WC \leq 40$ мкм, который разделяли через сита 40 и 20 мкм с помощью вибробстола. Диаметр частиц порошков измерялся методом произвольных секущих по стандарту ASTM E112-12. Средний размер частиц порошков алюминия и никеля составил $18,0 \pm 10,3$ мкм и $11,3 \pm 6,4$ мкм соответственно (рис. 1, в). При уменьшении диаметра частиц WC на рентгеновских дифрактограммах наблюдалось монотонное снижение интенсивности и увеличение ширины рефлексов, что согласуется с уравнением Шеррера (рис. 1, з).

Подложка (катод) из стали 45 в форме цилиндра ($d = 12$ мм, $h = 10$ мм), погружалась в смесь гранул с порошками торцевой поверхностью вниз. Таким образом, покрытие формировалось на торцевой и боковой поверхности подложки с суммарной покрываемой площадью $2,88$ см². В качестве источника импульсов тока использовался генератор IMES-40. Настройки прибора были следующие: длительность импульсов $100 \cdot 10^{-6}$ с, частота 10^3 Гц, сила тока в импульсе 170 А при напряжении разомкнутой цепи 25 В. Нанесение покрытий осуществлялось в потоке аргона со скоростью $0,3$ м³/час для защиты электродов от окисления. Полное время нанесения покрытия на один образец составляло 10 минут. Более детальное описание лабораторной установки для автоматического нанесения покрытий методом ЭИЛНЭ с порошками приведено в статье [16].

Привес подложки измерялся на аналитических весах (Vibra HT120) (10^{-4} г) каждые 120 секунд ЭИЛНЭ-обработки. Фазовый состав используемых порошков и полученных образцов определялся рентгенодифракционным методом. Для этого в работе применялся многофункциональный рентгеновский дифрактометр ДРОН-7 (НПП «Буревестник», Россия) с Cu-K α излучением ($\lambda = 1,54056$ Å). Для металлографического исследования микроструктуры и химического микроанализа образцов с покрытиями использовался сканирующий электронный микроскоп Vega 3 LMN (Tescan, Чехия), который оснащен микроанализатором (ЭДС) X-max 80 (Oxford Instruments, Великобритания). Измерение шероховатости поверхности покрытий проводилось на профилометре 296 (СССР). Для каждого об-

разца выполнено 10 измерений величины шероховатости и вычислены средние значения.

Для определения смачиваемости в работе использован метод «сидячей капли». Каплю дистиллированной воды наносили на горизонтальную поверхность покрытия и по профилю капли определяли угол контакта с поверхностью при температуре 25 °С [17]. Для каждого образца выполнено пять измерений величины смачиваемости и вычислены средние значения. Микротвердость была определена по методу восстановленного отпечатка с помощью микротвердомера ПМТЗ-М. Измерение микротвердости проводилось по Виккерсу при силе нагружения 1,96 Н, время воздействия 12 с. На каждом образце индентором сделано 20 отпечатков, проведено 20 измерений величины микротвердости и вычислены средние значения.

Испытания на коэффициент трения и износ образцов проводились по схеме «штифт – диск» [18–20] при нагрузке 25 Н со скоростями 0,47 и 1,89 м·с⁻¹ в течение 10 минут. Диски ($d = 50$ мм) из быстрорежущей стали М45 (60 HRC) применялись в качестве контртела. Для каждого образца было сделано не менее четырех измерений, вычислены средние массивы данных и определены средние значения коэффициента трения. Для определения износостойкости сделано не менее шести измерений каждого образца. Для изучения циклической жаростойкости в эксперименте использовали образцы кубической формы с ребром 6 мм из стали 45 и с покрытиями. Образцы выдерживали в муфельной печи циклами по ~6 ч при температуре 700 °С, после этого помещали в эксикатор для остывания, а затем взвешивали. Эксперимент проводился в течение 100 ч.

Результаты и их обсуждение

При испытании новых составов нелокализованного электрода необходимо контролировать привес катода в ходе обработки для установления величины удельного привеса, поскольку она характеризует объем материала, перенесенного на подложку, а при отрицательных значениях привеса покрытие формироваться не будет. В моменты прохождения импульсов напряжения в местах электрического контакта гранул с подложкой возникали электрические разряды, что сопровождалось переносом металла из линзы

расплава гранулы в линзу на поверхности подложки. Частицы порошков Ni, Al и WC, находящиеся на поверхности подложки или гранул в области воздействия разряда, смачивались расплавленным металлом и кооптировались в линзу расплава на подложке, формируя покрытие. При увеличении времени обработки привес подложки постепенно возрастал для всех образцов (рис. 2, а). За 10 минут обработки средние значения суммарного удельного привеса катода находились в интервале от 2,74 до 4,76 мг/см² с минимумом у образца WC40. Значения суммарного привеса для образцов WCn и WC20 были очень близкими, тогда как для WC40 скорость привеса оказалась заметно ниже. Это может быть связано с низкой удельной поверхностью крупных частиц. Низкая площадь поверхности дает более низкую удельную свободную поверхностную энергию, которой может быть недостаточно для надежного прикрепления частиц к поверхности гранул и катода, что могло ограничивать кооптацию таких частиц в покрытие.

Рентгенофазовый анализ показал, что в структуре покрытий присутствуют карбид вольфрама (WC), субкарбид вольфрама (W₂C), ОЦК-фазы, интерметаллид (Al₈₆Fe₁₄) и твердый раствор FeNi (рис. 2, б). ОЦК-фазы могут быть представлены интерметаллидами AlNi и AlFe, рефлексы

которых совпадают по шкале 2θ. Фаза W₂C образовалась в результате обезуглероживания карбида вольфрама при взаимодействии с расплавом железа в микрованне расплава согласно следующей реакции:



Таким образом, приготовленные покрытия имеют металлокерамическую структуру, где металлическая связка представлена алюминидом и ферроникелем, тогда как карбиды вольфрама выполняют роль армирующих фаз. Рентгеновские спектры покрытий, полученных с использованием микронных порошков и нанопорошка, сильно различаются. Так, в покрытиях WC20 и WC40 наибольшую концентрацию имеет карбид вольфрама WC, тогда как в покрытии WCn ферроникель и алюминид Al₈₆Fe₁₄ имеют повышенную концентрацию (табл. 2). Кроме того, концентрация фазы W₂C в покрытии WCn была наименьшей среди образцов.

Изображения поперечного сечения покрытий МКК представлены на рис. 3, а–г. Средняя толщина покрытий очень близка и составляет от 24,3 до 26,1 мкм. Структура покрытий представлена матрицей Fe-Ni-Al и зернами микронного и субмикронного диапазонов. Покрытие Wn является однородным без включений микронного размера (рис. 3, а). При высоком увеличении

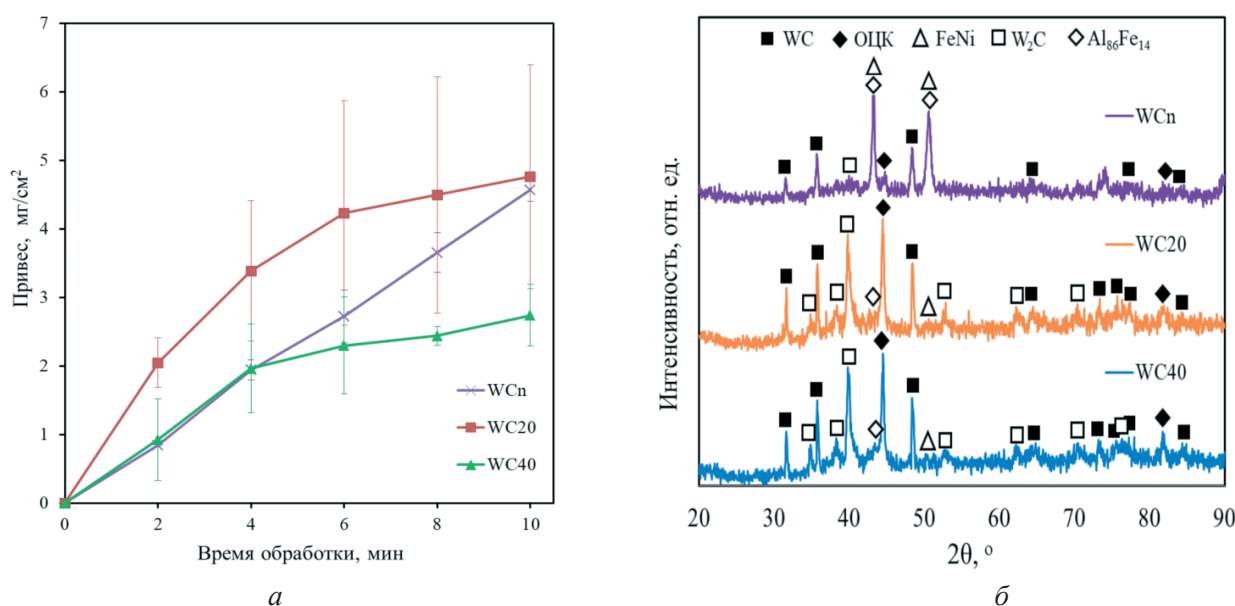


Рис. 2. Массоперенос образцов в процессе осаждения покрытий (а) и рентгенофазовый анализ приготовленных покрытий (б)

Fig. 2. Mass transfer of samples during coating deposition (a) and XRD analysis of the obtained coatings (b)

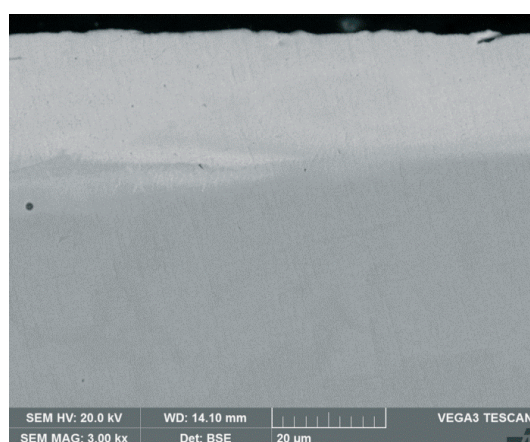
Таблица 2

Table 2

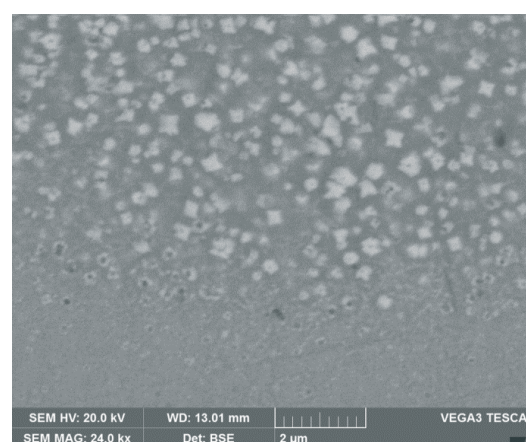
**Результаты полуколичественного фазового анализа покрытий
в соответствии с рис. 2, б**

**Results of semi-quantitative phase analysis of coatings in accordance
with Fig. 2, б**

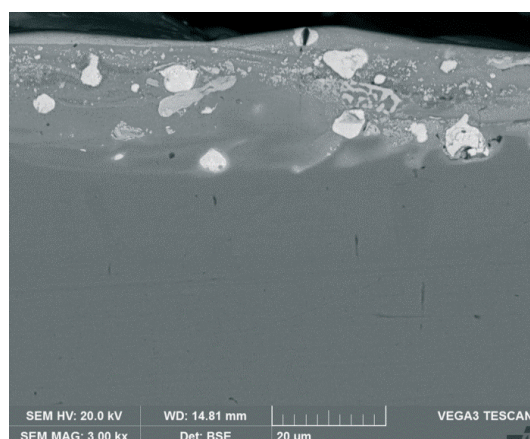
Образцы	Концентрация, об. %				
	WC	ОЦК	W ₂ C	FeNi	Al ₈₆ Fe ₁₄
WCn	19,5	20,5	3,9	40	16,1
WC20	32,3	23,6	20,9	15,6	7,5
WC40	31,0	28,4	30,0	6,4	4,6



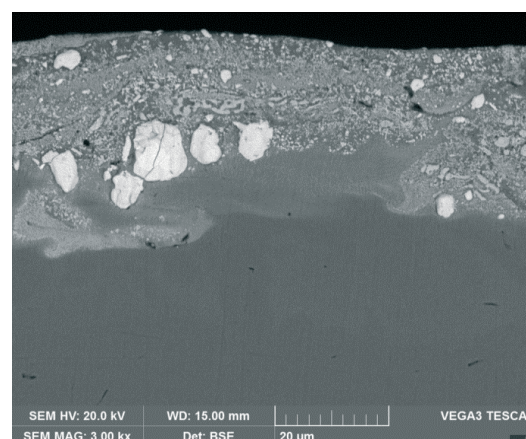
а



б



в



г

Рис. 3. СЭМ-изображения поперечного сечения покрытий: WCn (а, б), WC20 (в) и WC40 (г)

Fig. 3. SEM images of the cross-section of coatings: WCn (а, б), WC20 (в) and WC40 (г)

в покрытия Wn наблюдаются ромбовидные кристаллиты с размерами от 0,16 до 0,47 мкм, которые равномерно распределены в слое покрытия (рис. 3, б). Поскольку в данном покрытии фазы W₂C очень мало (рис. 2, б), то логично предположить, что ромбовидные кристаллиты являются карбидом вольфрама.

В покрытиях W20 и W40 наблюдаются зерна карбидов микронного и субмикронного размера. Результаты элементного картирования показывают, что микронные включения обогащены вольфрамом и углеродом (рис. 4). Различие в размерах и неоднородное распределение белых микронных включений в покрытиях WC20

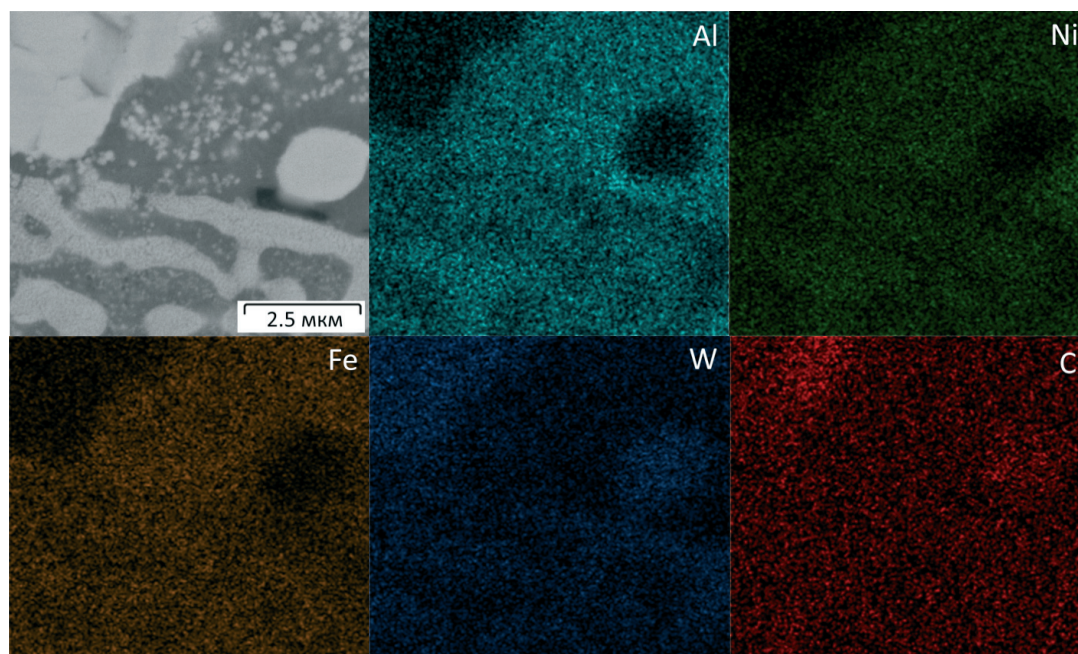


Рис. 4. Картирование участка покрытия WC20

Fig. 4. Mapping of the WC20 coating area

и WC40 указывают на то, что они являются исходными частицами карбида вольфрама WC. На изображениях поперечных сечений хорошо видно, что размер микронных включений WC увеличивается с ростом фракции порошка WC в электроде. Диаметр микронных зерен был меньше медианных значений исходных порошков W20 и W40 (см. рис. 1, в, г). Это приводит к выводу о том, что частицы исходного порошка были агломератами карбидов, которые распадались на фрагменты при смачивании расплавом Fe-Ni-Al в микрованне разряда и растворялись, взаимодействуя с железом.

Субмикронные включения, показанные на рис. 4, сформировались по механизму кристаллизации WC из расплава, поскольку они подобны ромбовидным включениям образца WCn, а реакция (*) является обратимой. Микронные включения также могли выступать центрами кристаллизации WC и достраивались при кристаллизации микрованной расплава после прекращения разряда. Области распределения алюминия, никеля и железа полностью совпадают, что говорит об однородном составе матрицы покрытия. Светло-серые области на рис. 4, вероятно, являются результатом обезуглероживания карбида вольфрама согласно уравнению (*).

Согласно данным ЭДС-анализа, в составе покрытий присутствуют металлы – вольфрам,

никель, алюминий и железо (рис. 5, а–в). Источником железа выступают гранулы и подложка. Концентрация элементов была постоянной по высоте покрытий. Колебания концентрации вольфрама объясняются присутствием зерен карбидов вольфрама на пути сканирующего луча. При повышении размера фракции порошка в НЭ состав матрицы покрытий обогащался алюминием, тогда как содержание железа (Fe) уменьшалось с 58 до 27 ат. % (рис. 5). В формировании ЭИЛ-покрытия неизбежно участвует подложка, которая является источником железа. Следует отметить, что использование железных гранул приводит к сопоставимым величинам концентрации железа в покрытии, как и в случае гранул Ni и Al [10]. Это объясняется тем, что порошки гораздо интенсивнее участвуют в формировании покрытий при ЭИЛНЭ по сравнению с компактными электродами (гранулами).

Величина шероховатости (Ra) образцов с покрытиями составляла от 5,87 до 8,23 мкм (табл. 3). При этом величина угла контакта с дистиллированной водой укладывалась в диапазон от 77,7° до 83,6°, что значительно выше, чем у стали 45 (54,1° ± 1,4°). Таким образом, нанесение покрытий WC/Fe-Ni-Al на детали из стали 45 повысит гидрофобность их поверхности вследствие уменьшения свободной поверхностной энергии. Это призвано уменьшить отложение

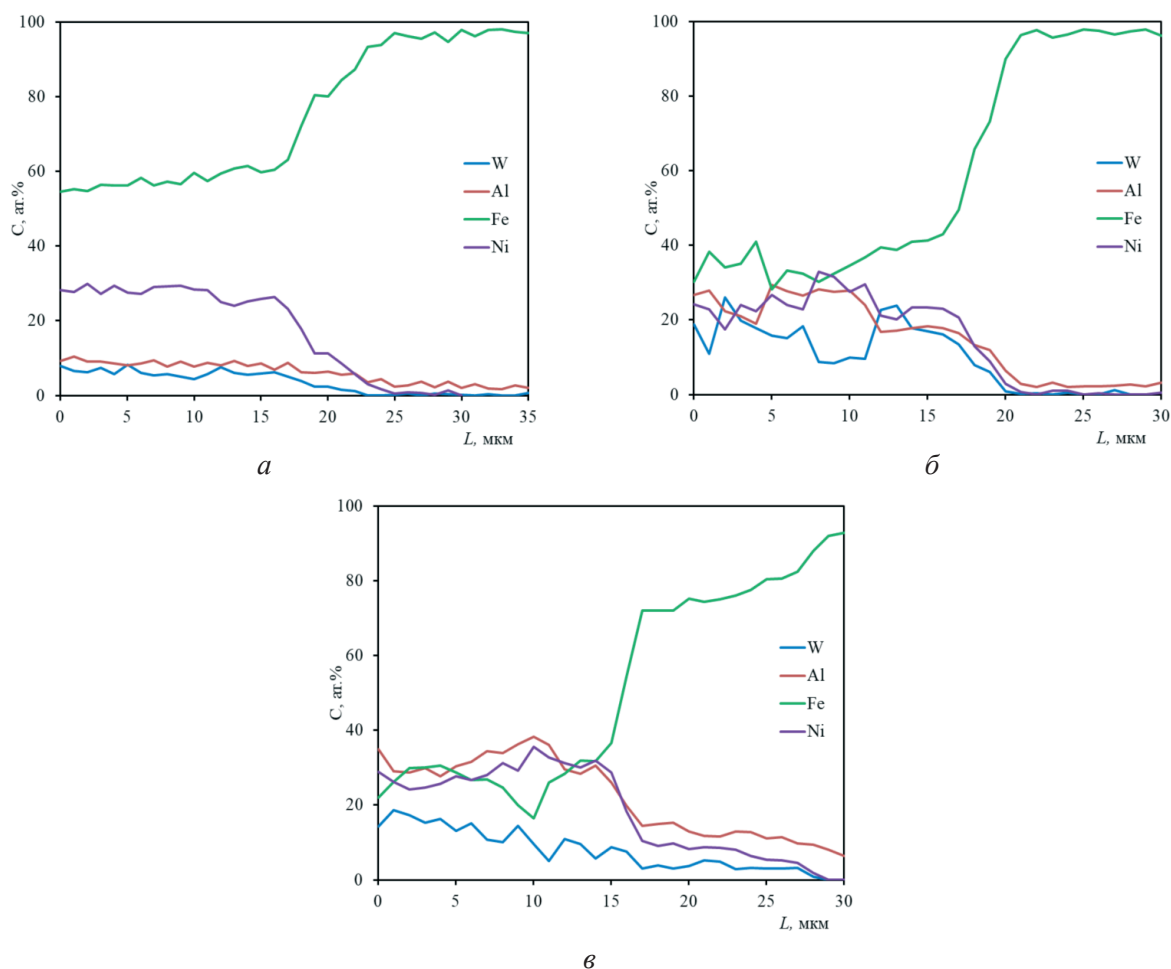


Рис. 5. Распределение концентраций металлов по высоте покрытий согласно результатам ЭДС-анализа:

a – WCn; *б* – WC2; *в* – WC40

Fig. 5. Metal concentration distribution of across coating height, according to the results of EDS analysis:

a – WCn; *б* – WC2 and *в* – WC40

Таблица 3

Table 3

Толщина, шероховатость и смачиваемость покрытий
Thickness, roughness and wettability of coatings

Характеристики	Образцы		
	WCn	WC20	WC40
Толщина, мкм	25,19 ± 5,78	24,35 ± 5,68	26,13 ± 6,10
Шероховатость, мкм	8,23 ± 2,17	6,73 ± 0,89	5,87 ± 0,94
Смачиваемость, град.	77,7 ± 1,6	83,6 ± 1,6	82,7 ± 1,6

загрязнений на поверхности и, как следствие, ограничит развитие коррозии на стальных конструкциях.

Результаты измерений микротвердости с поверхности покрытий показали, что величины твердости находились в диапазоне от 4,39 до 9,16 ГПа, с минимумом у образца WCn и макси-

мумом – у WC20 (рис. 6). Таким образом, нанесение покрытий позволяет повысить твердость изделий из стали 45 от 1,7 до 3,6 раза. Низкие значения твердости образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама, объясняются отсутствием крупных включений карбида вольфрама в его составе. Кроме того,

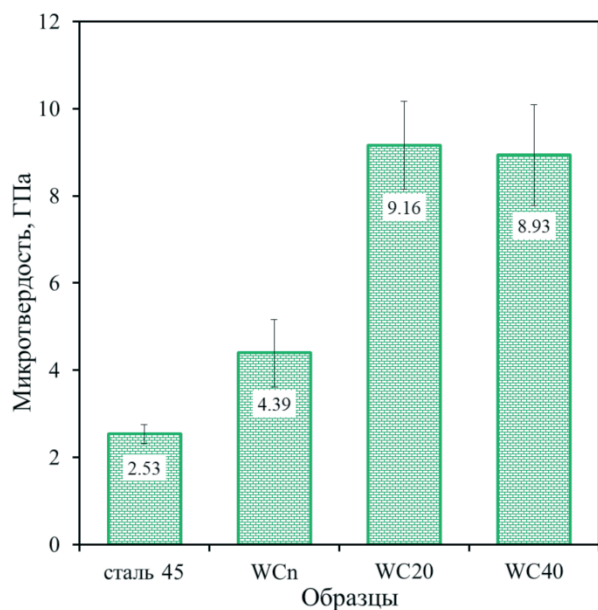


Рис. 6. Микротвердость поверхности покрытий

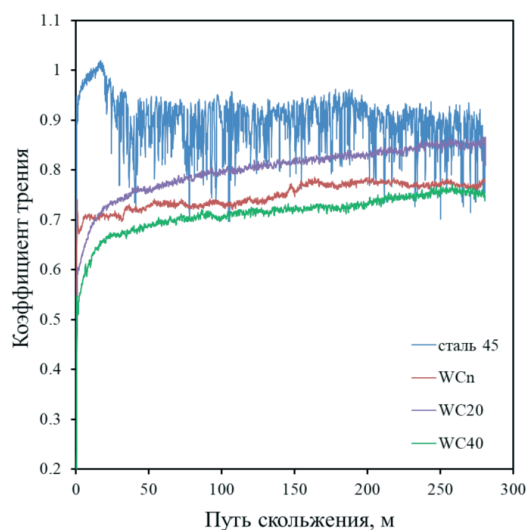
Fig. 6. Microhardness of the coating surface

в составе данного покрытия было наименьшее содержание наиболее твердой фазы W_2C (30 ГПа) [21]. Твердость покрытий WC20 и WC40 была практически одинаковой, но немного выше, чем у WCn, из-за высокого содержания фазы W_2C .

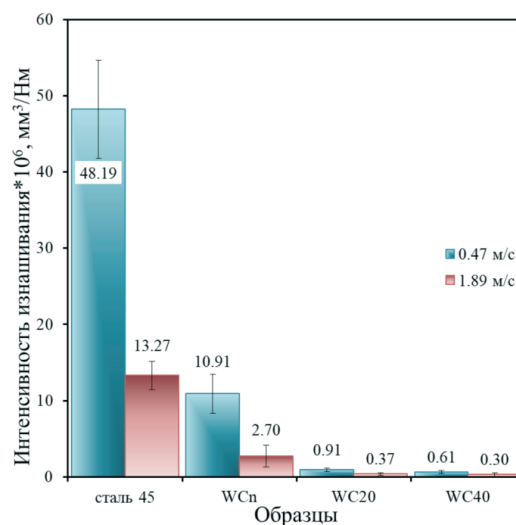
Результаты испытаний покрытий WC/Fe-Ni-Al на коэффициент трения при нагрузке 25 Н показаны на рис. 7, а. В начальные 30 м скольжения наблюдалось резкое повышение силы

трения, вызванное увеличением площади соприкосновения контрповерхностей в результате приработки, сглаживающей выступы шероховатости. Кривые коэффициента трения всех покрытий в стабильной стадии имели восходящий характер, тогда как значения силы трения стали 45 колебались возле постоянной величины. Это объясняется повышенной шероховатостью покрытий (табл. 3). По результатам анализа кривых коэффициента трения уровень шума силы трения для всех образцов с покрытиями был существенно меньше, чем у стали 45. Средние значения коэффициента трения покрытий WC/Fe-Ni-Al (0,73...0,83) были ниже, чем у стали 45 без покрытий (0,88), на 6–18 %. Это объясняется антифрикционными свойствами WO_3 , который образуется при окислительном износе карбида вольфрама [22]. Можно сделать вывод, что использование предложенных покрытий WC/Fe-Ni-Al позволяет снизить и стабилизировать коэффициент трения изделий из стали 45.

Износостойкость покрытий исследовалась на скоростях линейного скольжения 0,47 и 1,9 м/с при нагрузке 25Н. Интенсивность изнашивания покрытий WC/Fe-Ni-Al укладывалась в интервал от $0,61 \cdot 10^{-6}$ до $10,91 \cdot 10^{-6}$ мм³/Нм при скорости 0,47 м/с и от $0,30 \cdot 10^{-6}$ до $2,70 \cdot 10^{-6}$ мм³/Нм при скорости 1,89 м/с (рис. 7, б). Таким образом, износостойкость разработанных покрытий была в 5...80 раз выше, чем у исходной стали 45. При



а



б

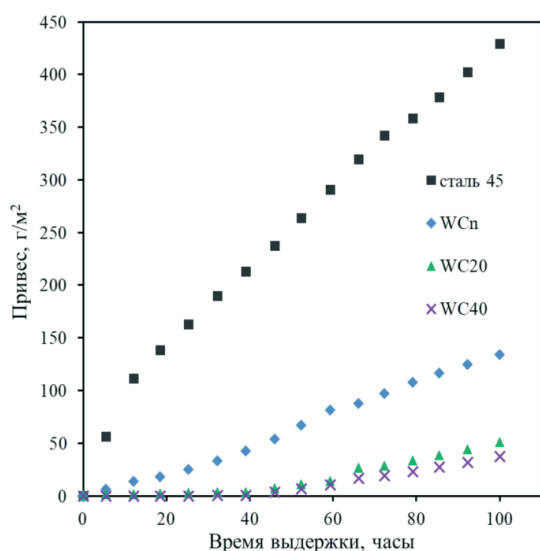
Рис. 7. Коэффициент трения при скорости скольжения 0,47 м/с и приведенный износ покрытий при 0,47 и 1,89 м/с

Fig. 7. Coefficient of friction at a sliding speed of 0.47 m/s and wear rate of coatings at 0.47 and 1.89 m/s

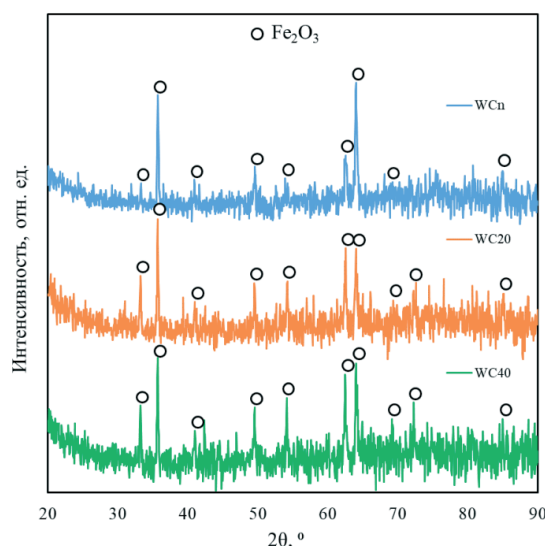
скорости скольжения 0,47 м/с износ образцов был выше, чем при высокой скорости (1,9 м/с). Это объясняется формированием самосмазывающего трибооксидного слоя из-за высокой мгновенной температуры, реализуемой в зоне трения при высокой скорости скольжения [23, 24]. При обеих скоростях наименьшей износостойкостью обладало покрытие WCn, а наибольшей – WC40. Высокая износостойкость покрытия WC40 объясняется присутствием крупных включений WC и участков с их скоплениями, которые удерживали контртело от взаимодействия с истираемой металлической матрицей покрытия.

Согласно графикам привеса покрытий WC/Fe-Ni-Al и стали 45 при температуре 700 °C, через 100 часов испытаний привес образцов с покрытиями составил от 37,0 до 133,8 г/м², а стали 45 без покрытия – 429,2 г/м² (рис. 8, а). Привес образцов с покрытиями увеличивался с ростом

дисперсности порошка, причем при переходе от образца WC20 к WCn он вырос в 2,6 раза. Таким образом, результаты работы указывают на то, что уменьшение диаметра частиц карбида вольфрама ухудшает жаростойкость композиции WC/Fe-Ni-Al. Это может быть вызвано интенсификацией обезуглероживания частиц WC с ростом их удельной поверхности, что приводит к большему введению в матрицу Fe-Ni-Al элементов W и C, которые снижают барьерные свойства слоя оксида алюминия, формируемого при высокотемпературном окислении. Привес в ходе испытания на жаростойкость вызван фиксацией кислорода на поверхности образцов в виде гематита Fe₂O₃ (рис. 8, б). В целом композиционные покрытия WC20 и WC40 проявили высокую жаростойкость при температуре 700 °C. Их применение позволяет повысить жаростойкость изделий из стали 45 в 8,4...11,6 раза.



а



б

Рис. 8. Графики привеса покрытий WC/Fe-Ni-Al и стали 45 от времени выдержки при температуре 700 °C (а) и рентгенофазовый анализ покрытий после испытания на жаростойкость (б)

Fig. 8. Graphs of weight gain of WC/Fe-Ni-Al coatings and 45 steel over time at a temperature of 700 °C (а) and XRD patterns of coatings after oxidation resistance testing (б)

Выводы

1. Впервые исследовано влияние гранулометрии порошка карбида вольфрама при получении металлокерамических покрытий WC/Fe-Ni-Al методом электроискрового легирования нелокализованным электродом на стали 45. Для осаждения покрытий были подготовлены фракции порошка карбида вольфрама в результате измельчения в планетарной шаро-

вой мельнице и ситового анализа $1 \text{ мкм} \leq \text{WC} \leq 20 \text{ мкм}$ и $20 \text{ мкм} \leq \text{WC} \leq 40 \text{ мкм}$.

2. Значения суммарного привеса для образцов WCn и WC20 были очень близкими, тогда как для WC40 скорость привеса оказалась заметно ниже. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что в структуре осажденных покрытий присутствуют карбид вольфрама, субкарбид вольфрама (W₂C), алюминид железа



($\text{Al}_{86}\text{Fe}_{14}$), ферроникель (FeNi) и ОЦК-фазы AlNi , AlFe . Показано, что при повышении размера фракции порошка WC в электроде состав матрицы покрытий обогащался алюминием, тогда как концентрация железа снижалась с 60 до 30 ат. %. Структура покрытий соответствует металллокерамическому композиту.

3. Шероховатость покрытий изменялась от 5,87 до 8,23 мкм с минимумом у образца WC40. Смачиваемость покрытий изменялась от $77,7^\circ$ до $83,6^\circ \pm 1,6^\circ$ с минимумом у образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама.

4. Микротвердость поверхности покрытий находилась в диапазоне от 4,39 до 9,16 ГПа с минимумом у образца, полученного с использованием нанопорошка карбида вольфрама.

5. В работе установлено что размер фракций частиц карбида вольфрама от 20 до 40 мкм обеспечивают наилучшие показатели износостойкости и жаростойкости покрытий WC/Fe-N-Al при температуре 700 °C. Показано, что применение таких покрытий позволяет повысить жаростойкость стали 45 в 11,6 раза, а износостойкость в 44...80 раз.

Список литературы

1. High-temperature corrosion characterization of Ni-Al laser cladding: The effect of Al content and Fe / X. Wang, Z. Liu, K. Cheng, J. Li, H. Ning, J. Mao // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2024. – Vol. 33 (5). – P. 1417–1439. – DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.
2. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect / Z. Wang, J. Zhang, F. Zhang, C. Qi // *Scientific Reports*. – 2024. – Vol. 14 (1). – P. 11685. – DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.
3. Microstructure, mechanical properties and wear of Ni–Al–Fe alloys / P.R. Munroe, M. George, I. Baker, F.E. Kennedy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2002. – Vol. 325 (1–2). – P. 1–8. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01403-4.
4. Structure and oxidation resistance of flame sprayed Fe–Ni–Al coating / A.S.I. Datu-Maki, Ciswandi, B. Hermanto, S.A. Saptari, T. Sudiro // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2019. – Vol. 1204 (1). – P. 012128. – DOI: 10.1088/1742-6596/1204/1/012128.
5. Optimization and experimental investigation on AA6082/WC metal matrix composites by abrasive flow machining process / R. Manikandan, P. Ponnusamy, S. Nanthakumar, A. Gowrishankar, V. Balambica, R. Girimurugan, S. Mayakannan // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. – DOI: 10.1016/j.matpr.2023.03.274.
6. Microstructure and tribology of cold spray additively manufactured multimodal Ni-WC metal matrix composites / S.A. Alidokht, L. Wu, S. Bessette, R.R. Chromik // *Wear*. – 2024. – Vol. 538. – P. 205218. – DOI: 10.1016/j.wear.2023.205218.
7. Effect of WC mass fraction on the microstructure and frictional wear properties of WC/Fe matrix composites / Z. Liao, X. Huang, F. Zhang, Z. Li, S. Chen, Q. Shan // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2023. – Vol. 114. – P. 106265. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2023.106265.
8. Microstructures and high-temperature wear behavior of NiAl/WC-Fex coatings on carbon steel by plasma cladding / J. Yuan, Q. Wang, X. Liu, S. Lou, Q. Li, Z. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 842. – P. 155850. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155850.
9. Abreu-Castillo H.O., d'Oliveira A.S.C.M. Challenges of nanoparticle-reinforced NiAl-based coatings processed by in situ synthesis of the aluminide // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 134 (3–4). – P. 1547–1561. – DOI: 10.1007/s00170-024-14162-x.
10. Бурков А.А. Использование гранул Ni и Al и порошка WC для электроискрового нанесения металллокерамических покрытий // *Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. – 2025. – Т. 19, № 2. – С. 62–72. – На англ. яз. – DOI: 10.17073/1997-308X-2025-2-62-72. – EDN NPZJWX.
11. Advancements in electrospark deposition (ESD) technique: A short review / C. Barile, C. Casavola, G. Pappalettera, G. Renna // *Coatings*. – 2022. – Vol. 12(10). – P. 1536. – DOI: 10.3390/coatings12101536.
12. Николенко С.В., Верхотуров А.Д. Новые электродные материалы для электроискрового легирования. – Владивосток: Дальнаука, 2005. – 219 с. – ISBN 5-80444-0404-0.
13. Burkov A.A., Kulik M.A. Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide Cr_7C_3 obtained by electric spark deposition // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. – 2020. – Vol. 56. – P. 1217–1221. – DOI: 10.1134/s2070205120060064.
14. Dvornik M., Mikhailenko E. The influence of the rotation frequency of a planetary ball mill on the limiting value of the specific surface area of the WC and Co nanopowders // *Advanced Powder Technology*. – 2020. – Vol. 31 (9). – P. 3937–3946. – DOI: 10.1016/j.appt.2020.07.033.
15. Dvornik M.I., Zaytsev A.V. Research of surfaces and interfaces increasing during planetary

ball milling of nanostructured tungsten carbide/cobalt powder // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2013. – Vol. 36. – P. 271–277. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.10.004.

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

17. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings / Y.C. Li, W.W. Zhang, Y. Wang, X.Y. Zhang, L.L. Sun // Surface and Coatings Technology. – 2022. – Vol. 437. – P. 128377. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128377.

18. Almond E.A., Gee M.G. Results from a UK inter-laboratory project on dry sliding wear // Wear. – 1987. – Vol. 120 (1). – P. 101–116. – DOI: 10.1016/0043-1648(87)90136-0.

19. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting // Tribology International. – 2015. – Vol. 82. – P. 534–542. – DOI: 10.1016/j.triboint.2013.10.022.

20. Characterization of wear rate of Al-12 wt% Si alloy based MMC reinforced with ZrO₂ particulates / M. Nataraja, G. Balakumar, N. Santhosh, M.R. Naik // Materials Research Express. – 2024. – Vol. 11 (3). – P. 036522. – DOI: 10.1088/2053-1591/ad3468.

21. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. Effect of microstructure of HVOF-sprayed WC-Co coatings on their mechanical properties // Thermal Spray. – 2007. – P. 1212. – DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2007p0297.

22. The influence of microstructure on tribological properties of WO₃ thin films / O.D. Greenwood, S.C. Moulzolf, P.J. Blau, R.J. Lad // Wear. – 1999. – Vol. 232 (1). – P. 84–90. – DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00255-0.

23. Jayashree P., Turani S., Straffellini G. Effect of velocity and temperature on the dry sliding behavior of a SiC-Graphite composite against WC-CoCr and WC-FeCrAlY HVOF coatings // Wear. – 2021. – Vol. 464. – P. 203553. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203553.

24. Ameen H.A., Hassan K.S., Mubarak E.M.M. Effect of loads, sliding speeds and times on the wear rate for different materials // American Journal of Scientific and Industrial Research. – 2011. – Vol. 2 (1). – P. 99–106. – DOI: 10.5251/ajsir.2011.2.1.99.106.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



The influence of tungsten carbide particle size on the characteristics of metalloceramic WC/Fe-Ni-Al coatings

Alexander Burkov^a, Maxim Dvornik^b, Maria Kulik^{c,*}, Alexandra Bytsura^d

Khabarovsk Federal Research Center FEB RAS, 153 Tihookeanskaya st., Khabarovsk, 680042, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  burkovalex@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>,  maxxxx80@mail.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  marijka80@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0005-4750-7970>,  alex_btsr@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 June 2025

Revised: 03 July 2025

Accepted: 24 July 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

WC/Fe-Ni-Al coating

Electrospark depositing (ESD)

Coefficient of friction

Oxidation resistance

Wear

WC nanopowder

Funding

The work was carried out within the framework of state assignment No. 075-00399-25-04.

ABSTRACT

Introduction. The granulometry (particle size distribution) of the starting powders significantly influences the hardness and strength of compacted tungsten carbide (WC) metalloceramic materials, but this effect has not been extensively studied in the context of WC/Fe-Ni-Al coatings. **The purpose of this work** is to investigate the influence of the granulometry of the starting WC powder introduced into the non-localized electrode on the kinetics of mass transfer, chemical composition, cross-sectional microstructure of WC/Fe-Ni-Al coatings, and their corrosion and tribological properties. **Methods.** WC/Fe-Ni-Al coatings were deposited on 45 steel substrates using the electrospark deposition (ESD) method with a non-localized electrode. The electrode comprised iron granules ($\varnothing = 4$ mm), Ni and Al powders, and WC powders with varying particle sizes. X-ray diffraction (XRD) analysis revealed that the coatings consisted of tungsten carbide, tungsten semicarbide (W_2C), intermetallic phases ($Al_{56}Fe_{14}$), ferronickel ($FeNi$), and body-centered cubic (BCC) phases ($AlNi$, $AlFe$). **Results and discussion.** It was determined that, with an increase in the WC powder particle size fraction in the electrode, the coating matrix composition became enriched with aluminum, while the iron concentration decreased from 60 to 30 at.%. The lowest values for hardness, wear resistance, and oxidation resistance were observed for the sample obtained using WC nanopowder. The microhardness of the coating surface ranged from 4.39 to 9.16 GPa. The oxidation resistance of the coated samples at 700 °C increased monotonically with increasing WC powder particle size. The study found that the use of WC powder with a particle size fraction of 20 to 40 μm resulted in the best performance in terms of hardness, wear resistance, and oxidation resistance of the WC/Fe-Ni-Al coatings at 700 °C. The application of these coatings increased the oxidation resistance of 45 steel by 11.6 times and wear resistance by 44 to 80 times, suggesting their potential for use in high-intensity applications.

For citation: Burkov A.A., Dvornik M.A., Kulik M.A., Bytsura A.Yu. The influence of tungsten carbide particle size on the characteristics of metalloceramic WC/Fe-Ni-Al coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 221–235. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-221-235. (In Russian).

References

1. Wang X., Liu Z., Cheng K., Li J., Ning H., Mao J. High-temperature corrosion characterization of Ni-Al laser cladding: The effect of Al content and Fe. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2024, vol. 33 (5), pp. 1417–1439. DOI: 10.1007/s11666-024-01782-8.
2. Wang Z., Zhang J., Zhang F., Qi C. Study on the microstructure and properties of a laser cladding Fe–Ni–Al coating based on the invar effect. *Scientific Reports*, 2024, vol. 14 (1), p. 11685. DOI: 10.1038/s41598-024-62306-6.
3. Munroe P.R., George M., Baker I., Kennedy F.E. Microstructure, mechanical properties and wear of Ni–Al–Fe alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 325 (1–2), pp. 1–8. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01403-4.

* Corresponding author

Kulik Maria A., Junior Researcher

Khabarovsk Federal Research Center FEB RAS,

153 Tihookeanskaya st.,

680042, Khabarovsk, Russian Federation

Tel.: +7 4212 22-69-56, e-mail: marijka80@mail.ru

4. Datu-Maki A.S.I., Ciswandi, Hermanto B., Saptari S.A., Sudiro T. Structure and oxidation resistance of flame sprayed Fe–Ni–Al coating. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, vol. 1204 (1), p. 012128. DOI: 10.1088/1742-6596/1204/1/012128.
5. Manikandan R., Ponnusamy P., Nanthakumar S., Gowrishankar A., Balambica V., Girimurugan R., Mayakannan S. Optimization and experimental investigation on AA6082/WC metal matrix composites by abrasive flow machining process. *Materials Today: Proceedings*, 2023. DOI: 10.1016/j.matpr.2023.03.274.
6. Alidokht S.A., Wu L., Bessette S., Chromik R.R. Microstructure and tribology of cold spray additively manufactured multimodal Ni-WC metal matrix composites. *Wear*, 2024, vol. 538, p. 205218. DOI: 10.1016/j.wear.2023.205218.
7. Liao Z., Huang X., Zhang F., Li Z., Chen S., Shan Q. Effect of WC mass fraction on the microstructure and frictional wear properties of WC/Fe matrix composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2023, vol. 114, p. 106265. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2023.106265.
8. Yuan J., Wang Q., Liu X., Lou S., Li Q., Wang Z. Microstructures and high-temperature wear behavior of NiAl/WC-Fex coatings on carbon steel by plasma cladding. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 842, p. 155850. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.155850.
9. Abreu-Castillo H.O., d'Oliveira A.S.C.M. Challenges of nanoparticle-reinforced NiAl-based coatings processed by in situ synthesis of the aluminide. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 134 (3–4), pp. 1547–1561. DOI: 10.1007/s00170-024-14162-x.
10. Burkov A.A. Use of Ni and Al granules and WC powder for electric spark deposition of metalloceramic coatings. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*, 2025, vol. 19, no. 2, pp. 62–72. DOI: 10.17073/1997-308X-2025-2-62-72.
11. Barile C., Casavola C., Pappalettera G., Renna G. Advancements in electrospark deposition (ESD) technique: A short review. *Coatings*, 2022, vol. 12 (10), p. 1536. DOI: 10.3390/coatings12101536.
12. Nikolenko S.V., Verkhoturov A.D. *Novye elektrodnye materialy dlya elektroiskrovogo legirovaniya* [New electrode materials for electrospark alloying]. Vladivostok, Dal'nauka Publ., 2005. 219 p. ISBN 5-80444-0404-0.
13. Burkov A.A., Kulik M.A. Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide Cr_7C_3 obtained by electric spark deposition. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2020, vol. 56, pp. 1217–1221. DOI: 10.1134/s2070205120060064.
14. Dvornik M., Mikhailenko E. The influence of the rotation frequency of a planetary ball mill on the limiting value of the specific surface area of the WC and Co nanopowders. *Advanced Powder Technology*, 2020, vol. 31 (9), pp. 3937–3946. DOI: 10.1016/j.apt.2020.07.033.
15. Dvornik M.I., Zaytsev A.V. Research of surfaces and interfaces increasing during planetary ball milling of nanostructured tungsten carbide/cobalt powder. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2013, vol. 36, pp. 271–277. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2012.10.004.
16. Burkov A.A. Production of amorphous coatings by electrospark treatment of steel 1035 in a mixture of iron granules with CrMoWCBSi powder. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 19–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30. (In Russian).
17. Li Y.C., Zhang W.W., Wang Y., Zhang X.Y., Sun L.L. Effect of spray powder particle size on the bionic hydrophobic structures and corrosion performance of Fe-based amorphous metallic coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 437, p. 128377. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128377.
18. Almond E.A., Gee M.G. Results from a UK interlaboratory project on dry sliding wear. *Wear*, 1987, vol. 120 (1), pp. 101–116. DOI: 10.1016/0043-1648(87)90136-0.
19. Kennedy F.E., Lu Y., Baker I. Contact temperatures and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting. *Tribology International*, 2015, vol. 82, pp. 534–542. DOI: 10.1016/j.triboint.2013.10.022.
20. Nataraja M., Balakumar G., Santhosh N., Naik M.R. Characterization of wear rate of Al-12 wt% Si alloy based MMC reinforced with ZrO_2 particulates. *Materials Research Express*, 2024, vol. 11 (3), p. 036522. DOI: 10.1088/2053-1591/ad3468.
21. Chivavibul P., Watanabe M., Kuroda S. Effect of microstructure of HVOF-sprayed WC-Co coatings on their mechanical properties. *Thermal Spray*, 2007, p. 1212. DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2007p0297.
22. Greenwood O.D., Moulzolf S.C., Blau P.J., Lad R.J. The influence of microstructure on tribological properties of WO_3 thin films. *Wear*, 1999, vol. 232 (1), pp. 84–90. DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00255-0.



23. Jayashree P., Turani S., Straffelini G. Effect of velocity and temperature on the dry sliding behavior of a SiC-Graphite composite against WC-CoCr and WC-FeCrAlY HVOF coatings. *Wear*, 2021, vol. 464, p. 203553. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203553.

24. Ameen H.A., Hassan K.S., Mubarak E.M.M. Effect of loads, sliding speeds and times on the wear rate for different materials. *American Journal of Scientific and Industrial Research*, 2011, vol. 2 (1), pp. 99–106. DOI: 10.5251/ajsir.2011.2.1.99.106.

Conflicts of Interest

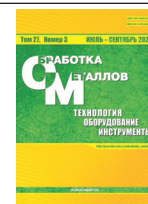
The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование механических свойств нанокompозитов на основе сплава Al7075-T6, полученных методом механического замешивания частиц в расплав, с микроструктурным и фрактографическим анализом поверхности

Сухас Патил^{1, а}, Сатиш Чинчаникар^{2, b, *}

¹ Кафедра машиностроения, Институт информационных технологий Вишвакарма, филиал Университета Савитрибай Пхуле Пуны, Пуна – 411048, Махараштра, Индия

² Кафедра машиностроения, Технологический институт Вишвакарма, филиал Университета Савитрибай Пхуле Пуны, Пуна – 411037, Махараштра, Индия

^а <https://orcid.org/0000-0002-2965-1531>, suhas.221p0007@viit.ac.in; ^б <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>, satish.chinchanikar@vit.edu

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.1:620.3:539.2:539.374:669.715

История статьи:

Поступила: 14 июля 2025

Рецензирование: 28 июля 2025

Принята к печати: 05 августа 2025

Доступно онлайн: 15 сентября 2025

Ключевые слова:

Металломатричные композиты (ММК)

Сплав Al7075-T6

Метод механического замешивания

частиц в расплав

Нанокompозиты

Механические свойства

АННОТАЦИЯ

Введение. Металломатричные композиты (ММК) на основе алюминия в последние годы вызывают повышенный интерес в связи с улучшенными механическими свойствами, что открывает широкие перспективы для их применения в различных отраслях промышленности. В то время как существуют различные способы введения упрочняющих компонентов в металлическую матрицу, метод механического замешивания частиц в расплав (stir casting) является относительно простым и эффективным способом, обеспечивающим более равномерное распределение упрочняющих частиц по объему матрицы. **Цель данной работы:** изучение влияния комбинированного упрочнения наночастицами графена и карбида кремния (SiC) на механические свойства сплава Al7075-T6. Известно, что введение частиц SiC в сплавы серии 7XXX приводит к повышению усталостной прочности. Ранее также было исследовано влияние частиц SiC на механические свойства композитов на основе сплава A356, включая показатели удлинения, прочности при сжатии, прочности при растяжении и твердости. Однако влияние комбинированного упрочнения, в частности введение комбинации графена и частиц SiC, на механические свойства сплава Al7075-T6 остается недостаточно изученным, что и определяет актуальность данного исследования. **Методы.** Учитывая широкую область применения алюминиевых матричных композитов (АМК) в автомобильной и аэрокосмической промышленности, в настоящем исследовании анализируется влияние различных соотношений наночастиц SiC и графена на твердость и предел прочности при растяжении нанокompозитов, полученных методом механического замешивания частиц в расплав на основе алюминиевого сплава Al7075-T6. Дополнительно был выполнен анализ микроструктуры и поверхностей излома композитов с использованием сканирующей электронной микроскопии – энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Основными **задачами исследования** являются разработка легких высокопрочных комбинированных металломатричных нанокompозитных материалов и оценка возможности введения наночастиц графена и SiC в матрицу сплава Al7075. Особое внимание уделено анализу взаимосвязи между составом, микроструктурой и механическими свойствами полученных комбинированных материалов. **Результаты и обсуждение.** В ходе исследования было установлено, что применение механического замешивания частиц в расплав способствует улучшению смачиваемости, когезии и прочности сцепления между упрочняющими компонентами и матрицей, а также снижению пористости. По сравнению с композитами, полученными без замешивания, нанокompозиты, полученные методом механического замешивания частиц в расплав, продемонстрировали повышенные показатели прочности и вязкости, что связано с изменением микроструктуры. Результаты исследования свидетельствуют, что оптимизация параметров механического замешивания частиц в расплав позволяет существенно влиять на механические свойства и морфологию поверхности нанокompозитов на основе Al7075. Анализ результатов показал, что использование комбинированного упрочнения наночастицами значительно повышает как твердость, так и предел прочности при растяжении сплава Al7075-T6. Отмечена четкая корреляция между соотношением наночастиц SiC и графена и механическими свойствами полученных образцов. В частности, образец Al7075, упрочненный 0,5 масс. % графена и 3 масс. % наночастиц SiC, продемонстрировал наилучшие показатели твердости и прочности при растяжении по сравнению с неупрочненным сплавом Al7075 и другими исследованными комбинациями SiC и графена. При содержании графена 0,5 масс. % и содержании SiC 1–3 масс. % нанокompозиты на основе Al7075 характеризовались хорошо сформированной зернистой структурой с четкими и непрерывными границами зерен. Образование мелкодисперсных наночастиц размером от 62,57 до 91,54 нм способствовало эффективной передаче нагрузки, измельчению зерен и препятствовало движению дислокаций, что, в свою очередь, привело к улучшению механических характеристик. Нанокompозит на основе Al7075 с оптимальным составом показал высокие механические свойства, а поверхность излома образцов была плотной, с однородными микропорами и минимальным количеством вырванных частиц. Такое поведение связано с пластическим характером разрушения, обусловленным прочной связью между матрицей и упрочняющими компонентами, а также эффективной передачей нагрузки.

Для цитирования: Патил С., Чинчаникар С. Исследование механических свойств нанокompозитов на основе сплава Al7075-T6, полученных методом механического замешивания частиц в расплав, с микроструктурным и фрактографическим анализом поверхности // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 3. – С. 236–251. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-236-251.

Введение

*Адрес для переписки

Чинчаникар Сатиш, д.т.н., профессор

Кафедра машиностроения,

Институт информационных технологий Вишвакарма,

филиал Университета Савитрибай Пхуле Пуны,

Пуна – 411048, Махараштра, Индия

Тел.: +91-2026950401, e-mail: satish.chinchanikar@viit.ac.in

Гибридные металломатричные композиты (ГММК) все шире применяются в автомобильной и аэрокосмической отраслях благодаря уникальному сочетанию свойств, включая низкую

плотность, высокую жесткость, повышенную удельную прочность и низкий коэффициент теплового расширения. Композиционные материалы классифицируются по типу матрицы (металлическая, полимерная или керамическая) и армирующего компонента (дисперсные частицы, волокна или нитевидные кристаллы). В настоящее время дисперсно-упрочненные металломатричные композиты (ДММК) являются одним из наиболее востребованных классов композиционных материалов. ДММК состоят из металлической матрицы (например, алюминия или магния) и дискретных армирующих частиц, таких как карбид кремния (SiC), графен (C), карбид бора (B_4C) или материалы природного происхождения (каменная пыль, яичная скорлупа, джутовое волокно).

Для внедрения армирующих частиц в металлическую матрицу используются различные методы. Метод механического перемешивания расплава (stir casting) выделяется как экономичный и эффективный способ, обеспечивающий достаточно равномерное распределение армирующих частиц в объеме матрицы. Алюминиевые металломатричные композиты (АММК) привлекают значительное внимание благодаря улучшенным механическим свойствам, что делает их перспективными для широкого спектра промышленных применений. Добавление армирующих частиц, таких как карбид кремния (SiC) и графен (Gr), способствует улучшению механических свойств, что подтверждается многочисленными исследованиями [1].

Существенное улучшение механических характеристик достигается при введении таких компонентов, как нанопластины графена (НПГ), нитрид бора (BN) и карбид ванадия (VC). Например, гибридный композит на основе сплава AA7075, армированный НПГ, BN и VC, демонстрирует повышенную твердость и сопротивление сжатию благодаря синергетическому эффекту упрочнения частицами [2]. Использование нанокристаллов борилов, таких как диборид гафния (HfB_2), также способствует увеличению твердости и измельчению зерна металлической матрицы [3].

Оптимизация микроструктуры материала (в частности, уменьшение размера зерна) может быть достигнута с помощью методов интенсивной пластической деформации, таких как равно-

канальное угловое прессование (РКУП/ЕСАР) и консолидация порошков методом искрового плазменного спекания (ИПС/SPS). Подобная оптимизация, в свою очередь, положительно влияет на предел текучести и твердость материала [4]. Для достижения оптимального сочетания свойств необходима комплексная оптимизация размера зерна, состава и параметров технологических процессов. Упрочнение границами зерен, обусловленное их уменьшенным размером, является важным механизмом улучшения механических свойств. Межфазная связь между матрицей и армирующими компонентами имеет решающее значение для эффективной передачи нагрузки, что напрямую определяет механическое поведение композиционного материала.

АММК приобретают все большую популярность благодаря улучшенным характеристикам по сравнению с неармированными алюминиевыми сплавами [5]. Механические и трибологические свойства АММК зависят от множества факторов, включая технологию изготовления, тип, размер и объемную долю армирующего компонента [6]. К основным методам производства АММК относятся литье с перемешиванием (stir casting), обработка трением с перемешиванием (friction stir processing), порошковая металлургия и искровое плазменное спекание [7].

Обработка трением с перемешиванием (FSP) эффективно измельчает зерно, уменьшая его размер до 10,3 раза по сравнению с исходным сплавом. Механизм измельчения основан на интенсивной пластической деформации и динамической рекристаллизации, вызванных трением, что приводит к значительному улучшению механических свойств. В частности, однородное распределение частиц гибридного упрочнителя, достигаемое с помощью FSP, способствует повышению твердости и предела прочности при сжатии получаемых композитов [2].

Методы порошковой металлургии, включая механическое легирование (mechanical alloying, MA) и горячее прессование (hot pressing, HP), также применяются для улучшения прочности на сжатие, пластичности (относительного удлинения при разрушении) и микротвердости композитов. Например, исследования показали, что горячее прессование обеспечивает превосходные механические свойства для композитов на основе сплава AA2024, армированных много-

стенными углеродными нанотрубками (МУНТ/MWCNTs), по сравнению с другими методами. Это объясняется более равномерным распределением МУНТ и формированием эффективного межфазного соединения [8].

Литье с перемешиванием (stir casting) – экономичный метод получения композитов путем внедрения частиц в металлический расплав. Однако он подвержен проблеме агломерации частиц. Порошковая металлургия, в свою очередь, признана успешным подходом к созданию гибридных алюминиевых нанокомпозитов [5]. Использование литья с перемешиванием позволяет получать нанокомпозиты с повышенной твердостью и улучшенной износостойкостью. Метод способствует формированию плотной микроструктуры с минимальной пористостью, что положительно сказывается на механических характеристиках композита [9].

В качестве упрочняющих фаз традиционно применяются карбид кремния (SiC) и карбид бора (B_4C). В дополнение к ним перспективным является использование порошков, полученных из сельскохозяйственных отходов, таких как зола рисовой шелухи и зола кокосовой скорлупы. Введение этих упрочняющих фаз улучшает прочность на сжатие, твердость и износостойкость [10]. Исследования показали, что добавление B_4C и SiC в композиты на основе сплава Al6061 оказывает значительное влияние на механические свойства, включая твердость, предел прочности при растяжении и ударную вязкость [11].

Установлено, что добавление упрочняющих фаз SiC в сплавы серии 7XXX повышает усталостную прочность [12]. Включение оксида алюминия (Al_2O_3), полученного из отходов алюминиевого производства, в материалы для колесных дисков также влияет на пористость, твердость, предел прочности при растяжении и предел прочности при сжатии [13–15]. Анализ влияния различных наночастиц в базовой жидкости на свойства наножидкостей и характеристики обработки показал, что размер и концентрация наночастиц играют важную роль в определении эффективности наножидкостей [16–19]. Кроме того, изучалось влияние упрочняющих фаз SiC на механические свойства композитов на основе сплава A356, включая твердость, предел прочности при растяжении, прочность на сжатие и относительное удлинение [20].

Несмотря на значительное количество исследований, влияние частиц гибридного упрочнителя на механические свойства сплава Al7075-T6 изучено недостаточно и требует дальнейшего исследования.

Карбид кремния (SiC) и графен (Gr) – перспективные упрочняющие компоненты для композиционных материалов, каждый из которых обладает уникальным набором преимуществ. SiC обеспечивает высокую твердость и предел прочности при растяжении, в то время как графен способствует снижению плотности и увеличению удельной прочности. В настоящей работе исследуется влияние различных пропорций наночастиц SiC и графена на твердость и предел прочности при растяжении сплава Al7075-T6, полученного методом литья с перемешиванием. Проведено исследование микроструктуры и морфологии поверхности изломов образцов композитов с помощью сканирующей электронной микроскопии (SEM) и энергодисперсионного спектрального микроанализа (EDX).

Целью исследования является разработка легких и высокопрочных гибридных металломатричных нанокомпозитов на основе сплава Al7075-T6 с использованием комбинации наночастиц SiC и графена. Особое внимание уделяется установлению взаимосвязи между составом гибридного наполнителя и результирующими механическими свойствами полученных материалов.

Материалы и методы исследования

Алюмоматричные композиты (АМК), армированные карбидом кремния (SiC) и графеном (Gr), активно используются в аэрокосмической и автомобильной промышленности благодаря их улучшенным механическим и трибологическим свойствам [21]. Графен, обладая высоким отношением прочности к весу, потенциально улучшает характеристики композитов, однако его применение может быть ограничено плохой смачиваемостью металлической матрицей и склонностью к агломерации [22]. Для достижения однородного распределения армирующих элементов в матрице из сплава Al7075 использовались различные методы, включая литье с перемешиванием [23].

В настоящей работе в качестве матричного материала выбран сплав Al7075-T6, а в качестве

армирующих элементов – наночастицы карбида кремния (размером 30...50 нм) и графена (размером 5...10 нм). Выбор SiC и графена обусловлен их различными, но взаимодополняющими характеристиками, позволяющими достичь оптимального сочетания механических и физических свойств композита для инженерных применений.

Карбид кремния, характеризующийся высокой твердостью, теплопроводностью и устойчивостью к коррозии и химическому воздействию, хорошо подходит для работы в условиях повышенных температур и обеспечивает повышенную износостойкость. SiC имеет плотность $3,22 \text{ г/см}^3$ и твердость по Бринеллю 2450 НВ, что делает его эффективным компонентом для применений, требующих высокой устойчивости к абразивному износу. Графен с низкой плотностью $2,2 \text{ г/см}^3$ и твердостью 110 НВ является перспективным материалом для создания легких и высокопрочных компонентов. Несмотря на более низкую твердость по сравнению с SiC, графен обладает выдающимся пределом прочности при растяжении (130 ГПа), что позволяет создавать гибкие, но прочные композиты с высоким удельным сопротивлением разрушению.

Механические испытания полученных образцов включали в себя определение твердости по методу Бринелля (в соответствии со стандартом ASTM E10) и испытания на одноосное растяжение (в соответствии со стандартом ASTM B557). Твердость измерялась с использованием

твердомера Бринелля. Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине (UTM). Микроструктура композитов и распределение армирующих частиц изучались с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, SEM). Для идентификации элементного состава различных областей образцов применялся энергодисперсионный рентгеновский анализ). SEM и EDX выполнялись на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-IT200.

Экспериментальная установка для приготовления нанокompозитов на основе сплава Al7075 с различными комбинациями армирующих элементов представлена на рис. 1. Исходные слитки сплава Al7075-T6 (массой 1,5 кг каждый) помещались в тигель печи для литья с перемешиванием. Расплавление металла происходило при температуре 750°C в течение 120 минут. Для предотвращения окисления в расплавленный металл добавляли 1 вес. % магния. Затем в расплав вводились наночастицы SiC и графена в различных пропорциях (восемь различных комбинаций). Перед введением в расплав наночастицы SiC и графена подвергались предварительному нагреву в течение 5...7 минут.

Для обеспечения равномерного распределения армирующих элементов в жидком сплаве использовалась механическая мешалка в течение 15 минут. Во избежание дефектов литья с поверхности расплава регулярно удалялся образующийся шлак. Полученные отливки имели



Рис. 1. Подготовка образцов Al7075 с различным упрочнением методом механического замешивания частиц в расплав

Fig. 1. Preparation of Al7075 specimens with varying reinforcements by stir casting

форму цилиндрических стержней диаметром 20 мм и длиной 250 мм. Для улучшения заполнения формы и предотвращения окисления расплава литейная форма предварительно нагревалась в течение 5...7 минут перед заливкой расплавленного металла. Химический состав сплава Al7075 представлен в табл. 1. Состав различных композиционных образцов, полученных методом литья с перемешиванием с использованием различных объемных долей SiC и графена, приведен в табл. 2.

Твердость образцов определялась с помощью твердомера Бринелля в соответствии со

стандартом ASTM E10. К поверхности образца прикладывалась нагрузка 187,5 кг (1839 Н) посредством стального шарикового индентора диаметром 2,5 мм в течение 20 секунд. Для оценки однородности распределения армирующих элементов измерения твердости проводились в двух различных точках каждого литого стержня.

Образцы для испытаний на растяжение изготавливались в соответствии со стандартом ASTM B557. Перед установкой в захваты универсальной испытательной машины (UTM) образцы проходили механическую обработку для приведения к требуемым размерам и форме.

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава Al7075-T6
Chemical composition of Al7075-T6 alloy

Элемент	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr	Al
Масс. %	0,10	0,23	1,48	0,07	2,11	0,22	0,01	5,29	0,07	0,02	Основа

Таблица 2

Table 2

Наноккомпозиты на основе Al7075 с различным упрочнением
Al7075 nanocomposites prepared with varying reinforcements

Образец	Упрочнение
S1	Неупрочненный сплав Al7075/ Unreinforced Al7075 alloy
S2	Al7075 + 0,5 % SiC + 0,1 % графена / Al7075 + 0,5 % SiC + 0,1 % graphene
S3	Al7075 + 0,5 % SiC + 0,2 % графена / Al7075 + 0,5 % SiC + 0,2 % graphene
S4	Al7075 + 0,5 % SiC + 0,3 % графена / Al7075 + 0,5 % SiC + 0,3 % graphene
S5	Al7075 + 0,5 % графена + 1 % SiC / Al7075 + 0,5 % graphene + 1 % SiC
S6	Al7075 + 0,5 % графена + 2 % SiC / Al7075 + 0,5 % graphene + 2 % SiC
S7	Al7075 + 0,5 % графена + 3 % SiC / Al7075 + 0,5 % graphene + 3 % SiC
S8	Al7075 + 1 % графена + 2 % SiC / Al7075 + 1 % graphene + 2 % SiC
S9	Al7075 + 1 % графена + 4 % SiC / Al7075 + 1 % graphene + 4 % SiC

Результаты и их обсуждение

В этом разделе представлены результаты исследования влияния различных соотношений наночастиц карбида кремния (SiC) и графена

(Gr) на твердость и предел прочности при растяжении сплава Al7075-T6, полученного методом литья с перемешиванием. Такое исследование актуально в связи с широким применением алюминиевых матричных композитов (АМК)

в аэрокосмической и автомобильной промышленности. Ниже приводятся данные микроструктурного анализа и исследования морфологии поверхности излома полученных композитов с использованием сканирующей электронной микроскопии с энергодисперсионным рентгеновским анализом (SEM-EDX).

Целью работы является разработка легких высокопрочных гибридных металлматричных нанокompозитов на основе сплава Al7075-T6 путем комбинирования наночастиц SiC и графена. Основное внимание уделяется установлению взаимосвязи между составом гибридного наполнителя и результирующими механическими свойствами полученных материалов.

Далее будут рассмотрены следующие аспекты:

- влияние различных пропорций наночастиц SiC и графена на твердость и предел прочности при растяжении сплава Al7075-T6;
- микроструктура и морфология поверхности излома нанокompозитов на основе сплава Al7075-T6, исследованные с помощью SEM-EDX;
- основные выводы работы и перспективы дальнейших исследований.

Механические свойства нанокompозитов на основе сплава Al7075-T6

В данном подразделе представлены результаты исследования механических свойств (твердости и предела прочности при растяжении) неармированного сплава Al7075-T6 и нанокompозитов на его основе, полученных методом литья с перемешиванием. Всего было изготовлено восемь образцов композиционных материалов с различным содержанием наночастиц карбида кремния (SiC) и графена (Gr), как указано в табл. 2. Были проведены измерения твердости и предела прочности при растяжении для всех образцов, и результаты сопоставлены для оценки влияния армирующих элементов. На рис. 2 представлены значения твердости и предела прочности при растяжении для неармированного сплава Al7075-T6 и композитов с различным содержанием SiC и Gr.

Анализ данных, представленных на рис. 2, показывает, что добавление армирующих элементов (Gr и SiC) в сплав Al7075-T6 приводит к значительному увеличению как предела проч-

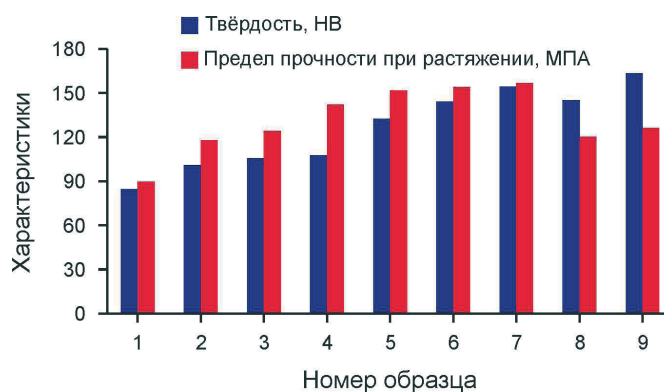


Рис. 2. Твердость и предел прочности при растяжении нанокompозитов на основе сплава Al7075-T6

Fig. 2. Hardness and tensile strength of Al7075-T6 nanocomposites

ности при растяжении, так и твердости материала, что свидетельствует об улучшении общей прочности. Неармированный сплав Al7075-T6 (образец № 1) имеет предел прочности при растяжении 89,47 МПа и твердость по Бринеллю 84,3 НВ. Увеличение содержания графена с 0,1 до 0,3 % (образцы № 2–4) при поддержании постоянного содержания SiC (0,5 %) приводит к постепенному увеличению твердости (от 101,40 до 107,5 НВ) и предела прочности при растяжении (от 117,68 до 141,82 МПа). Аналогично увеличение содержания SiC с 1 до 3 % (образцы № 5–7) при поддержании постоянного содержания графена (0,5 %) также приводит к значительному увеличению предела прочности при растяжении (от 151,55 до 156,62 МПа) и твердости (от 132,60 до 163,40 НВ).

Рис. 2 также демонстрирует, что армированные нанокompозиты на основе сплава Al7075-T6 имеют более высокие значения твердости и предела прочности при растяжении по сравнению с неармированным сплавом. Кроме того, наблюдается тенденция к повышению этих характеристик с увеличением содержания наночастиц SiC и графена. Однако следует отметить, что увеличение содержания SiC оказывает более выраженное влияние на твердость сплава Al7075-T6, чем увеличение содержания графена. При дальнейшем увеличении содержания графена до 1 % наблюдается снижение предела прочности при растяжении, когда содержание SiC становится выше 2 %.

Кроме того, при увеличении содержания SiC с 2 до 4 % при постоянном содержании графена 1 % (образцы № 8 и 9) наблюдается значитель-

ное снижение предела прочности при растяжении (от 120,24 до 126,16 МПа) по сравнению с увеличением твердости (от 145,16 до 163,40 НВ). Снижение предела прочности при растяжении нанокompозита Al7075-T6 при армировании более чем 2 % SiC и постоянном содержании графена 1 % может быть связано с увеличением хрупкости материала, вызванным концентрацией напряжений вокруг частиц SiC. Полученные результаты подчеркивают важность сбалансированного подхода при разработке нанокompозитов для поиска оптимального сочетания твердости и предела прочности при растяжении. Для достижения желаемых характеристик нанокompозитов на основе сплава Al7075 необходимо тщательно подбирать соотношение армирующих элементов.

Оптимальное сочетание упрочняющих элементов (графена и SiC) позволяет добиться синергетического эффекта, приводящего к улучшению механических свойств композита. В рамках данного исследования образец № 7 (Al7075 + 0,5 масс. % графена + 3 масс. % SiC) продемонстрировал наилучший баланс между пределом прочности при растяжении (156,62 МПа) и твердостью (155,52 НВ).

Повышение механических характеристик композита на основе сплава Al7075-T6 при добавлении SiC и графена объясняется следующими факторами:

- высокая твердость и модуль упругости SiC способствуют эффективной передаче нагрузки от матрицы к упрочняющим частицам, препятствуя пластической деформации;
- SiC способствует измельчению зерна металлической матрицы;
- высокая прочность на растяжение и большая площадь поверхности графена улучшают

межфазную адгезию и предотвращают образование трещин;

- различия в коэффициентах теплового расширения между матрицей и армирующими элементами приводят к возникновению дислокаций, которые затрудняют пластическую деформацию.

Таким образом, совместное использование карбида кремния и графена позволяет повысить предел прочности при растяжении, твердость и износостойкость композита.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что предел прочности при растяжении и твердость гибридных нанокompозитов выше, чем у неармированного сплава Al7075, и они увеличиваются с ростом суммарной объемной доли гибридного упрочнителя. В следующем подразделе на основе данных микроструктурного анализа и исследования поверхности излома будет проведено обсуждение взаимосвязи между механическими свойствами и однородностью распределения наночастиц, пористостью и агломерацией. Однородное распределение наночастиц способствует эффективному торможению движения дислокаций.

Микроструктурный анализ и анализ поверхности разрушения нанокompозитов

Для объяснения различий в механических свойствах, наблюдавшихся для различных составов композитов, был проведен анализ микроструктуры и морфологии поверхности разрушения образцов. В частности, наивысший предел прочности при растяжении (156,62 МПа) и твердость (155,52 НВ), продемонстрированные образцом № 7 (Al7075 + 0,5 масс. % Gr + 3 масс. % SiC), были проанализированы на основе данных ска-

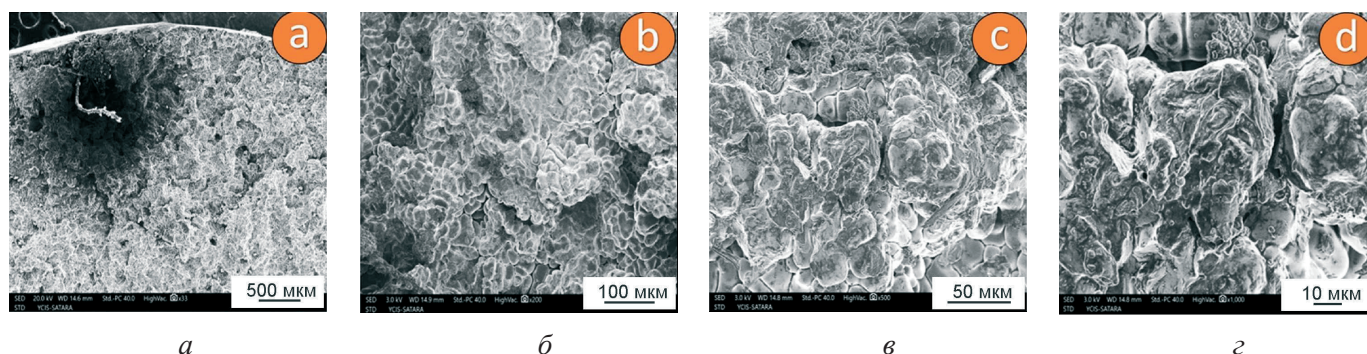


Рис. 3. Микрофотографии, полученные с помощью СЭМ, поверхности излома после испытания на растяжение образца № 7

Fig. 3. SEM images of fractured surfaces after tensile testing for Specimen 7

нирующей электронной микроскопии (СЭМ). На рис. 3 представлены СЭМ-изображения поверхности разрушения образца № 7 после испытания на растяжение, полученные при различных увеличениях (рис. 3, *а–г*) и позволяющие оценить микроструктурные особенности и механизмы разрушения.

СЭМ-анализ выявил плотную ямочную структуру поверхности разрушения с равномерно распределенными микропорами и небольшим вытягиванием частиц, что свидетельствует о преобладающем механизме вязкого разрушения и прочной связи между матрицей и армирующими элементами, обеспечивающей эффективную передачу нагрузки. Мелкие, равномерно распределенные ямки, по-видимому, формируются в местах локализации частиц SiC, действующих как центры зародышеобразования при затвердевании. Присутствие графена способствует замедлению распространения трещин и препятствует движению дислокаций.

Для сравнения на рис. 4, *а–г* представлены СЭМ-изображения поверхности разрушения образца № 8 (Al7075 + 1 масс. % Gr + 2 масс. % SiC). В данном случае наблюдаются неравномерные ямки с признаками смешанного (вязкого и хрупкого) типа разрушения. Неравномерное распределение ямок указывает на потерю адгезии на межфазной границе и вытягивание армирующих частиц из матрицы. Снижение адгезии может быть связано с агломерацией графена и ухудшением смачиваемости при увеличении его концентрации. В результате концентрация напряжений вблизи неоднородностей микроструктуры приводит к преждевременному образованию трещин, что объясняет более низкие значения

предела прочности при растяжении и твердости образца № 8 по сравнению с образцом № 7, несмотря на большее суммарное содержание армирующих элементов.

В рамках исследования было установлено, что образцы нанокompозитов на основе сплава Al7075, подвергавшиеся механическому перемешиванию во время приготовления, демонстрируют более однородную микроструктуру по сравнению с образцами, полученными без перемешивания. На рис. 5 представлены СЭМ-изображения поверхности композитов, полученных без перемешивания (рис. 5, *а*) и с перемешиванием (рис. 5, *б*). На поверхности композита, полученного без перемешивания, наблюдается плоская структура с разбросанными частицами, неравномерное армирование и агломераты, что указывает на недостаточное диспергирование армирующих элементов в матрице и плохую связь между матрицей и армирующими элементами. Напротив, на поверхности композита, полученного с перемешиванием, наблюдается однородная структура с равномерным распределением мелких частиц, что свидетельствует об улучшенном диспергировании армирующих элементов в матрице, а также о снижении пористости и улучшении адгезии между матрицей и армирующими элементами. Таким образом, механическое перемешивание оказывает существенное влияние на микроструктуру и механические свойства нанокompозитов на основе сплава Al7075.

Для подтверждения однородности распределения наночастиц SiC и графена в алюминиевой матрице был проведен анализ элементного состава методом энергодисперсионной спектро-

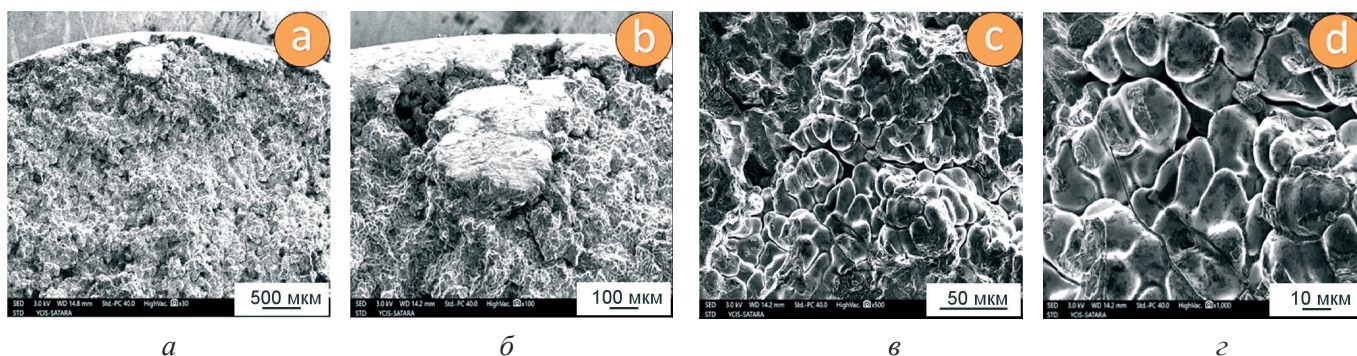


Рис. 4. Микрофотографии, полученные с помощью СЭМ, поверхности излома после испытания на растяжение образца № 8

Fig. 4. SEM images of fractured surfaces after tensile testing for Specimen 8

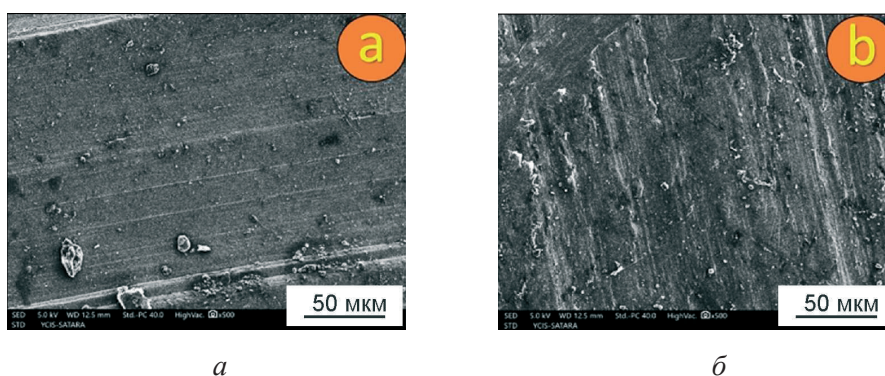


Рис. 5. Изображения поверхности образца № 7, полученного методом литья без механического перемешивания (а) и с перемешиванием (б)

Fig. 5. Surface images without (a) and with (б) stirring for Specimen 7

скопии (EDX). На рис. 6 и 7 представлены результаты EDX-анализа образцов № 7 (Al7075 + 0,5 масс. % Gr + 3 масс. % SiC) и № 8 (Al7075 + 1 масс. % Gr + 2 масс. % SiC) соответственно. Результаты EDX показывают присутствие наночастиц SiC в алюминиевой матрице, что подтверждается наличием пиков, соответствующих углероду (C) и кремнию (Si) на спектрах. Кроме того, результаты EDX четко показывают присутствие графена в алюминиевой матрице, о чем свидетельствуют пики углерода, наблюдаемые в обоих образцах. Таким образом, данные EDX подтверждают диспергирование наночастиц SiC и графена в алюминиевой матрице, что способствует улучшению механических свойств композитного материала.

Анализ элементного состава с помощью EDX показывает, что доминирующим элементом в нанокompозитах на основе сплава Al7075 является алюминий (Al), что подтверждается

интенсивным сигналом Al на спектрах, представленных на рис. 6 и 7. Наличие пиков титана (Ti) и циркония (Zr) может свидетельствовать о механической активации поверхности армирующих элементов или о присутствии этих элементов в исходном сплаве Al7075. Наличие кремния (Si) может указывать на образование интерметаллических соединений или керамических фаз. Следовые количества железа (Fe), марганца (Mn), хрома (Cr), никеля (Ni), меди (Cu) и цинка (Zn) указывают на сложный легирующий состав сплава Al7075, направленный на повышение прочности, износостойкости и коррозионной стойкости. Следует отметить, что метод EDX имеет ограниченную чувствительность к легким элементам, таким как углерод (C). Однако наличие небольшого пика углерода в области 2 кэВ указывает на присутствие графена или графитоподобного углерода. Несмотря на относительно низкую концентрацию, графен оказывает суще-

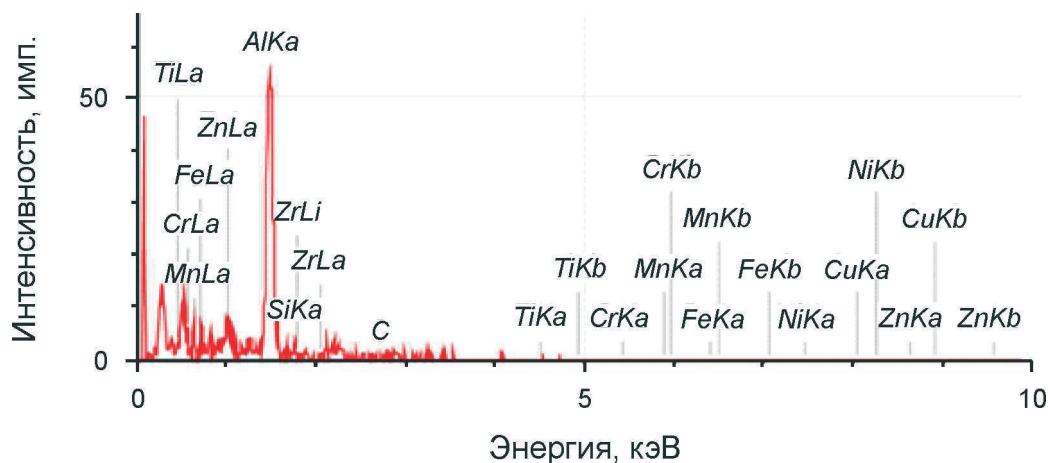


Рис. 6. Элементный состав образца № 7 (Al7075 + 0,5 % Gr + 3 % SiC)

Fig. 6. Elemental analysis of Specimen 7 (Al7075 + 0.5% graphene + 3% SiC)

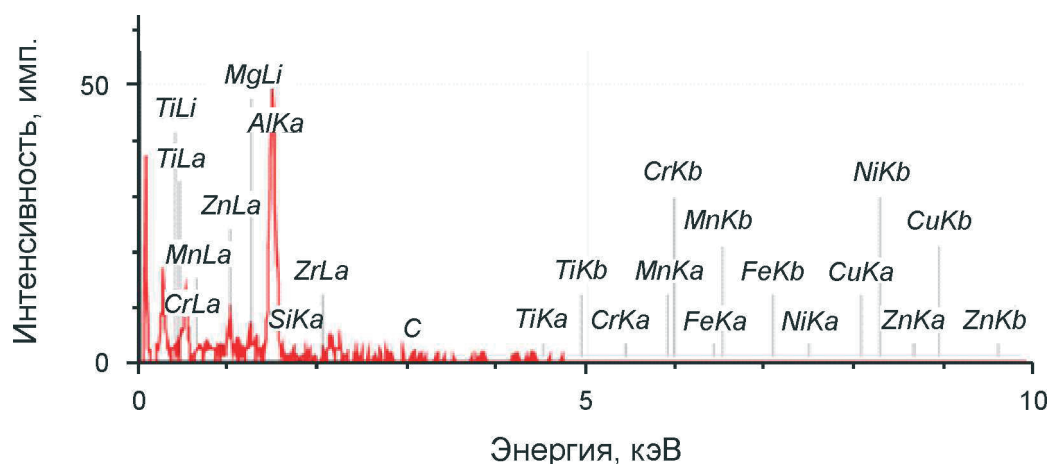


Рис. 7. Элементный состав образца № 8 (Al7075 + 1 % Gr + 2 % SiC)

Fig. 7. Elemental analysis of Specimen 8 (Al7075 + 1% graphene + 2% SiC)

ственное влияние на структурные и функциональные характеристики композита благодаря высокой прочности на растяжение и развитой поверхности.

В целом результаты EDX подтверждают успешное внедрение микро- и наноразмерных упрочняющих элементов в алюминиевую матрицу, что свидетельствует о перспективности разработанного композиционного материала для использования в передовых конструкциях.

На рис. 7 представлен анализ элементного состава образца № 8, полученный методом EDX. Как и в предыдущем случае, доминирует сигнал AlKα с энергией 1,5 кэВ, подтверждающий, что алюминий является основным компонентом матричного материала. Наличие интенсивного сигнала MgKα свидетельствует о присутствии магния, добавленного для улучшения прочностных характеристик, снижения плотности и повышения коррозионной стойкости сплава. Обнаружение пиков титана (TiLα, TiKα), циркония (ZrLα) и кремния (SiKα) подтверждает наличие упрочняющих фаз и, возможно, указывает на взаимодействие этих элементов с матрицей, улучшающее механические и термические свойства композита.

В диапазоне энергий от 5 до 9 кэВ наблюдаются пики, соответствующие переходным металлам, таким как хром (Cr), марганец (Mn), железо (Fe), никель (Ni), медь (Cu) и цинк (Zn). Это указывает на присутствие легирующих элементов, входящих в состав сплава Al7075, которые способствуют повышению твердости, износостойкости и многофункциональности композита.

Спектры EDX показывают различия в содержании магния, что, вероятно, связано с локальными вариациями состава образца. В целом спектр иллюстрирует сложную многофазную систему композита на основе алюминия, сформированную путем введения различных элементов для обеспечения заданных структурных и функциональных свойств.

На рис. 8 представлены оптические микрофотографии образцов № 7 (Al7075 + 0,5 масс. % Gr + 3 масс. % SiC) и № 8 (Al7075 + 1 масс. % Gr + 2 масс. % SiC), демонстрирующие микроструктуру композитов, полученных с различным соотношением графена и SiC.

На рис. 8, а отчетливо видна зернистая структура образца № 7. Структура характеризуется хорошо отполированной поверхностью и четкими непрерывными границами зерен. Отсутствие видимой пористости и агломерации свидетельствует об эффективной межфазной связи между матрицей и армирующими элементами. Кроме того, наличие мелкозернистой структуры указывает на то, что частицы SiC эффективно инициируют процесс зародышеобразования при затвердевании расплава. Анализ СЭМ-изображений высокого разрешения подтверждает наноразмерный размер армирующих частиц и их равномерное распределение в матрице. Размер частиц варьируется от 62,57 до 91,54 нм, что свидетельствует о хорошем диспергировании армирующей фазы. Высокое отношение площади поверхности к объему наноразмерных частиц обеспечивает прочную связь с матрицей, что способствует улучшению механических свойств композита.

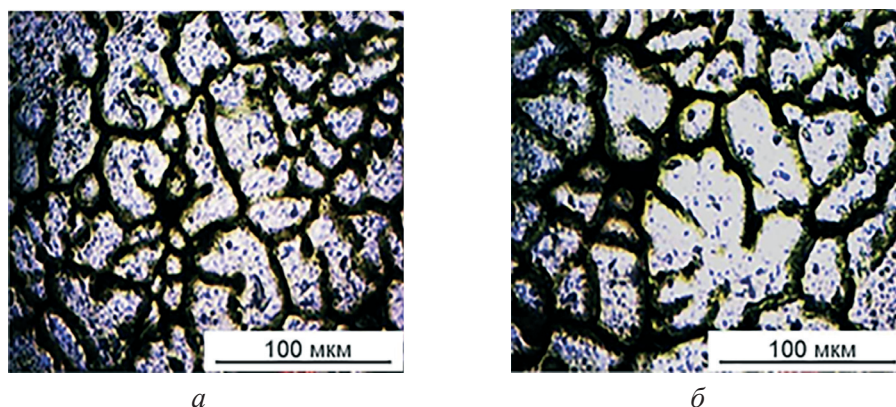


Рис. 8. Микроструктура:
а – образец № 7; б – образец № 8

Fig. 8. Microstructure observed for:
а – Specimen 7; б – Specimen 8

Эффективная передача нагрузки, измельчение зерна и затруднение движения дислокаций приводят к увеличению твердости, предела прочности при растяжении и износостойкости, что соответствует высоким значениям механических свойств, наблюдаемым для образца № 7.

Напротив, на рис. 8, б представлена микроструктура образца № 8, характеризующаяся более грубым распределением частиц с размером от 90,49 до 116,9 нм. Наблюдаются более крупные и менее однородные зерна с нечеткими границами. Наличие агломератов и больший размер частиц свидетельствуют об агломерации, которая может быть вызвана недостаточным перемешиванием или термодинамической нестабильностью в процессе обработки. Агломерированные частицы создают концентраторы напряжения и ухудшают взаимодействие между матрицей и армирующими элементами, ограничивая передачу нагрузки. Уменьшение плотности границ зерен и ухудшение однородности структуры приводят к снижению сопротивления движению дислокаций, что коррелирует со снижением механических свойств, наблюдаемым для образца № 8.

Таким образом, сравнительный анализ микроструктуры образцов № 7 и 8 показывает, что содержание упрочняющего элемента, размер частиц и качество диспергирования играют ключевую роль в определении механического поведения гибридных нанокомпозитов на основе сплава Al7075. Полученные результаты предоставляют ценные сведения для разработки передовых материалов с улучшенными характеристиками для различных промышленных применений.

Заключение

В настоящей работе было исследовано влияние различных соотношений наночастиц карбида кремния (SiC) и графена (Gr) на твердость и предел прочности при растяжении сплава Al7075-T6, полученного методом литья с перемешиванием. Актуальность работы обусловлена широким применением алюминиевых матричных композитов (АМК) в аэрокосмической и автомобильной промышленности. Микроструктурный анализ и анализ поверхности разрушения с использованием SEM-EDX позволили установить взаимосвязь между составом, микроструктурой и механическими свойствами разработанных гибридных нанокомпозитных материалов. Основной целью исследования являлась разработка легких и высокопрочных композитов путем объединения наночастиц SiC и Gr со сплавом Al7075. На основании полученных результатов можно сформулировать следующие выводы.

– Наилучшее сочетание предела прочности при растяжении (156,62 МПа) и твердости (155,52 НВ) было достигнуто для нанокомпозита на основе сплава Al7075, содержащего 0,5 масс. % Gr и 3 масс. % SiC. Установлено, что добавление SiC наиболее эффективно повышает твердость, а добавление Gr – предел прочности при растяжении.

– Механическое перемешивание расплава оказывает положительное влияние на однородность микроструктуры композитов, уменьшая пористость и улучшая смачиваемость и сцепле-

ние между матрицей и упрочняющими элементами. Композиты, полученные с использованием перемешивания, демонстрируют более высокую прочность и вязкость.

– Увеличение содержания графена до 1 масс. % при одновременном снижении содержания SiC до 2 масс. % (наноккомпозит на основе сплава Al7075) приводит к ухудшению механических свойств, что связано со снижением плотности границ зерен и ухудшением однородности структуры, облегчающими движение дислокаций.

– Анализ оптической микроструктуры наноккомпозита на основе сплава Al7075, содержащего 0,5 масс. % Gr и 1–3 масс. % SiC, выявил однородную структуру с отчетливыми и непрерывными границами зерен. Мелкодисперсные наночастицы (размером 62,57...91,54 нм) обеспечивают эффективную передачу нагрузки, измельчение зерна и затрудняют движение дислокаций, что способствует улучшению механических характеристик.

– Поверхность разрушения наноккомпозита с оптимальным сочетанием механических свойств характеризуется плотной ямочной структурой с однородными микропорами и небольшим вытягиванием частиц, что свидетельствует о преобладающем механизме вязкого разрушения и прочной связи между матрицей и упрочняющими элементами.

– В целом полученные результаты демонстрируют, что содержание упрочняющих элементов, их размер и качество диспергирования оказывают существенное влияние на механическое поведение гибридных наноккомпозитов на основе сплава Al7075. Результаты исследования могут быть использованы для разработки передовых материалов с улучшенными характеристиками для различных промышленных применений.

Список литературы

1. *Ajithkumar J.P., Xavier M.A.* Cutting force and surface roughness analysis during turning of Al 7075 based hybrid composites // *Procedia Manufacturing.* – 2019. – Vol. 30. – P. 180–187. – DOI: 10.1016/j.promfg.2019.02.026.

2. An investigation of the mechanical, thermal and electrical properties of an AA7075 alloy reinforced with hybrid ceramic nanoparticles using friction stir processing / A.B. Khoshaim, E.B. Moustafa, M.A. Alazwari,

M.A. Taha // *Superalloys.* – 2023. – Vol. 13 (1). – P. 124. – DOI: 10.3390/met13010124.

3. Ultrasound-assisted liquid-phase synthesis and mechanical properties of aluminum matrix nanocomposites incorporating boride nanocrystals / B. Ma, I. Gómez-Recio, L. Mazerolles, P. Mazeran, C. Sanchez, S. Delalande, D. Portehault // *Small.* – 2021. – Vol. 18 (4). – P. 2104091. – DOI: 10.1002/SMLL.202104091.

4. Microstructure, mechanical properties, and thermal stability of Al-Al₂O₃ nanocomposites consolidated by ECAP or SPS from milled powders / A. Lacour-Gogny-Goubert, V. Doquet, M. Novelli, A. Tanguy, S. Hallais, J. Bourgon, B. Villeroy, R. Massion // *Metals.* – 2023. – Vol. 13 (5). – P. 825. – DOI: 10.3390/met13050825.

5. *Ujah C.O., Kallon D.V.V.* Trends in aluminium matrix composite development // *Crystals.* – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1357. – DOI: 10.3390/cryst12101357.

6. Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites / A. Lakshmi-kanthan, S. Angadi, V. Malik, K.K. Saxena, C. Prakash, S. Dixit, K.A. Mohammed // *Materials.* – 2022. – Vol. 15 (17). – P. 6111. – DOI: 10.3390/ma15176111.

7. *Aynalem G.F.* Processing methods and mechanical properties of aluminium matrix composites // *Advances in Materials Science and Engineering.* – 2020. – Vol. 220 (1). – P. 3765791. – DOI: 10.1155/2020/3765791.

8. Mechanical properties of AA2024 aluminum/MWCNTs nanocomposites produced using different powder metallurgy methods / F. Stergioudi, A. Prospathopoulos, A. Farazas, E.Ch. Tsirogiannis, N. Michailidis // *Metals.* – 2022. – Vol. 12 (8). – P. 1315. – DOI: 10.3390/met12081315.

9. Stir casting process analysis and optimization for better properties in Al-MWCNT-GR-based hybrid composites / K. Shivalingaiah, V. Nagarajaiah, C. Selvan, S. Kariappa, N. Chandrashekarappa, A. Lakshmi-kanthan, M. Chandrashekarappa, E. Linul // *Metals.* – 2022. – Vol. 12 (8). – P. 1297. – DOI: 10.3390/met12081297.

10. *Ratna Kumar G.E.V., Senthil Kumar K., Ranga Babu J.A.* A Review on fabrication and mechanical characterization of particulate reinforced Al-7075 metal matrix composites/hybrid composites // *Journal of Advanced Research in Applied Sciences and Engineering Technology.* – 2023. – Vol. 34 (2). – P. 62–71. – DOI: 10.37934/araset.34.2.6271.

11. Characterization of hybrid silicon carbide and boron carbide nanoparticles-reinforced aluminum alloy composites / L. Poovazhagan, K. Kalaichelvan, A. Rajadurai, V. Senthilvelan // *Procedia Engineering.* – 2013. – Vol. 64. – P. 681–689. – DOI: 10.1016/j.proeng.2013.09.143.

12. Mechanical properties and morphology of aluminium metal matrix nanocomposites-stir

cast products / Md. T. Alam, A.H. Ansari, S. Arif, Md. N. Alam // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2017. – Vol. 3 (4). – P. 600–615. – DOI: 10.1080/2374068X.2017.1350543.

13. Characterization and machinability studies of aluminium-based hybrid metal matrix composites – A critical review / S.P. Patil, S.S. Kore, S.S. Chinchani, S.Y. Waware // *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*. – 2023. – Vol. 101 (2). – P. 137–163. – DOI: 10.37934/arfmts.101.2.137163.

14. Waware S.Y., Kore S.S., Patil S.P. Heat transfer enhancement in tubular heat exchanger with jet impingement: A review // *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*. – 2023. – Vol. 101 (2). – P. 8–25. – DOI: 10.37934/arfmts.101.2.825.

15. Innovative heat transfer enhancement in tubular heat exchanger: An experimental investigation with minijet impingement / S.Y. Waware, S.S. Kore, A.S. Kurhade, S.P. Patil // *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*. – 2024. – Vol. 116 (2). – P. 51–58. – DOI: 10.37934/arfmts.116.2.5158.

16. Kulkarni P., Chinchani S. A review on machining of nickel-based superalloys using nanofluids under minimum quantity lubrication (NFMQL) // *Journal of the Institution of Engineers (India): Series C*. – 2023. – Vol. 104 (1). – P. 183–199. – DOI: 10.1007/s40032-022-00905-w.

17. Chinchani S., Kore S.S., Hujare P. A review on nanofluids in minimum quantity lubrication machining // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 68. – P. 56–70. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.05.028.

18. Kulkarni P., Chinchani S. Machining effects and multi-objective optimization in Inconel 718 turning

with unitary and hybrid nanofluids under MQL // *Frattura ed Integrità Strutturale*. – 2024. – Vol. 18 (68). – P. 222–241. – DOI: 10.3221/IGF-ESIS.68.15.

19. Kulkarni P., Chinchani S. Machinability of Inconel 718 using unitary and hybrid nanofluids under minimum quantity lubrication // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2024. – Vol. 11 (1). – P. 421–449. – DOI: 10.1080/2374068X.2024.2307103.

20. Patil S.P., Ghadage K.L., Bhave S.V. Machinability studies of aluminium-based hybrid metal matrix composites – A critical review // *International Journal of Advanced Research in Science, Communication and Technology*. – 2023. – Vol. 3 (1). – P. 94–99. – DOI: 10.48175/IJARSC-9014.

21. Advancements in aluminum matrix composites reinforced with carbides and graphene: A comprehensive review / M.A. Alam, H.B. Ya, M. Azeem, M. Mustapha, M. Yusuf, F. Masood, R.V. Marode, S.M. Sapuan, A.H. Ansari // *Nanotechnology Reviews*. – 2023. – Vol. 12 (1). – P. 20230111. – DOI: 10.1515/ntrev-2023-0111.

22. Recent development in graphene-reinforced aluminium matrix composite: A review / A. Md Ali, M.Z. Omar, H. Hashim, M.S. Salleh, I.F. Mohamed // *Reviews on Advanced Materials Science*. – 2021. – Vol. 60 (1). – P. 801–817. – DOI: 10.1515/rams-2021-0062.

23. A systematic review on the mechanical, tribological, and corrosion properties of Al 7075 metal matrix composites fabricated through stir casting process / M. Sambathkumar, R. Gukendran, T. Mohanraj, D.K. Karupannasamy, N. Natarajan, D.S. Christopher // *Advances in Materials Science and Engineering*. – 2023. – Spec. iss. – P. 5442809. – DOI: 10.1155/2023/5442809.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Investigation on the mechanical properties of stir-cast Al7075-T6-based nanocomposites with microstructural and fractographic surface analysis

Suhas Patil^{1, a}, Satish Chinchani^{2, b, *}

¹ Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Information Technology, Affiliated to Savitribai Phule Pune University, Pune – 411048, India

² Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Technology, Affiliated to Savitribai Phule Pune University, Pune – 411037, India

^a  <https://orcid.org/0000-0002-2965-1531>,  suhas.221p0007@vit.ac.in; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>,  satish.chinchani@vit.edu

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 July 2025

Revised: 28 July 2025

Accepted: 05 August 2025

Available online: 15 September 2025

Keywords:

Metal matrix composites (MMCs)

Al7075-T6 alloy

Stir casting

Nanocomposites

Mechanical properties

ABSTRACT

Introduction. Aluminum-based metal matrix composites (MMCs) have garnered considerable attention recently due to their enhanced mechanical properties, making them suitable for a wide range of industrial applications. While other methods exist for incorporating reinforcements into the base metal, stir casting is a particularly efficient process as it promotes a more uniform distribution of reinforcement particles throughout the matrix. *The purpose of this work.* It has been demonstrated that adding silicon carbide (SiC) reinforcements to alloys from the 7XXX series enhances their fatigue strength. The impact of SiC reinforcements on the mechanical properties of A356 composites, such as elongation, compressive strength, tensile strength, and hardness, has also been investigated. However, there is a need for more research on how hybrid reinforcement particles affect the mechanical properties of Al7075-T6 alloy. **Methods.** Considering the broad application spectrum of aluminum matrix composites (AMCs) in the automotive and aerospace sectors, this study examines the influence of varying ratios of nano-sized SiC and graphene reinforcements on the hardness and tensile strength of stir-cast Al7075-T6 aluminum alloy. The scanning electron microscopy — energy-dispersive X-ray spectroscopy (SEM-EDS) analysis of the composites' microstructural and fractographic surfaces is also included. The objectives of this work are to develop lightweight, high-performance hybrid metal matrix nanocomposite materials and to explore the feasibility of integrating graphene and SiC nanoparticles into Al7075 alloy. Particular emphasis is placed on the discussion of the mechanical characteristics of these hybrid materials. **Results and discussion.** This study found that mechanical stirring improved the bonding, wetting, and cohesion between the reinforcements and matrix while reducing porosity. Compared to composites produced without stirring, stirred composites exhibited improved strength and toughness due to microstructural changes. The study suggests that appropriate mixing strategies can significantly impact the mechanical properties and surface morphology of Al7075 nanocomposites. The results indicated that the hybrid reinforcement nanoparticles significantly improved both the hardness and tensile strength of the Al7075-T6 alloy. Moreover, a distinct correlation between the ratio of silicon carbide to graphene nanoparticles and the mechanical properties of the specimens was observed. Specifically, an Al7075 specimen reinforced with 0.5 wt.% graphene and 3 wt.% silicon carbide nanoparticles demonstrated superior hardness and tensile strength compared to unreinforced Al7075 and other combinations of silicon carbide and graphene nanoparticles considered in this study. With a 0.5 wt.% graphene content and 1–3 wt.% SiC content, the Al7075-based nanocomposites consistently exhibited a well-defined grain structure with distinct, continuous grain boundaries. The resulting finely dispersed nanoparticles, ranging in size from 62.57 to 91.54 nm, facilitated effective load transfer, grain refinement, and impeded dislocation motion, leading to enhanced mechanical properties. An Al7075-based nanocomposite exhibited superior mechanical performance characterized by a dense, dimpled surface featuring uniform microvoids and minimal particle pull-out. This behavior was attributed to ductile fracture resulting from strong matrix-reinforcement bonding and efficient load transfer. Consistent with these observations, the study indicates that the mechanical behavior of hybrid Al7075-based nanocomposites is significantly influenced by the reinforcement ratio, particle size, and dispersion quality. This information is valuable for advanced industrial applications. The study further demonstrates that a balanced combination of graphene and silicon carbide nanoparticle reinforcements can enhance the mechanical properties of Al7075, emphasizing the need for further investigation into these synergistic effects.

For citation: Patil S., Chinchani S. Investigation on the mechanical properties of stir-cast Al7075-T6-based nanocomposites with microstructural and fractographic surface analysis. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 3, pp. 236–251. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.3-236-251. (In Russian).

References

1. Ajithkumar J.P., Xavier M.A. Cutting force and surface roughness analysis during turning of Al 7075 based hybrid composites. *Procedia Manufacturing*, 2019, vol. 30, pp. 180–187. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.02.026.

* Corresponding author

Satish Chinchani, Ph.D. (Engineering), Professor

Department of Mechanical Engineering,

Vishwakarma Institute of Information Technology,

Affiliated to Savitribai Phule Pune University, Pune – 411048, India

Tel.: 91-2026950401, e-mail: satish.chinchani@vit.edu

2. Khoshaim A.B., Moustafa E.B., Alazwari M.A., Taha M.A. An investigation of the mechanical, thermal and electrical properties of an AA7075 alloy reinforced with hybrid ceramic nanoparticles using friction stir processing. *Superalloys*, 2023, vol. 13 (1), p. 124. DOI: 10.3390/met13010124.
3. Ma B., Gómez-Recio I., Mazerolles L., Mazeran P.-E., Sanchez C., Delalande S., Portehault D. Ultrasound-assisted liquid-phase synthesis and mechanical properties of aluminum matrix nanocomposites incorporating boride nanocrystals. *Small*, 2021, vol. 18 (4), p. 2104091. DOI: 10.1002/SMLL.202104091.
4. Lacour-Gogny-Goubert A., Doquet V., Novelli M., Tanguy A., Hallais S., Bourgon J., Villeroy B., Arruffat-Massion R. Microstructure, mechanical properties, and thermal stability of Al-Al₂O₃ nanocomposites consolidated by ECAP or SPS from milled powders. *Metals*, 2023, vol. 13 (5), p. 825. DOI: 10.3390/met13050825.
5. Ujah C.O., Kallon D.V.V. Trends in aluminium matrix composite development. *Crystals*, 2022, vol. 12 (10), p. 1357. DOI: 10.3390/cryst12101357.
6. Lakshmikanthan A., Angadi S., Malik V., Saxena K.K., Prakash C., Dixit S., Mohammed K.A. Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites. *Materials*, 2022, vol. 15 (17), p. 6111. DOI: 10.3390/ma15176111.
7. Aynalem G.F. Processing methods and mechanical properties of aluminium matrix composites. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 2020 (1), p. 3765791. DOI: 10.1155/2020/3765791.
8. Stergioudi F., Prospathopoulos A., Farazas A., Tsirogiannis E.-Ch., Michailidis N. Mechanical properties of AA2024 aluminum/MWCNTs nanocomposites produced using different powder metallurgy methods. *Metals*, 2022, vol. 12 (8), p. 1315. DOI: 10.3390/met12081315.
9. Shivalingaiah K., Nagarajaiah V., Selvan C., Kariappa S., Chandrashekarappa N., Lakshmikanthan A., Chandrashekarappa M., Linul E.E. Stir casting process analysis and optimization for better properties in Al-MWCNT-GR-based hybrid composites. *Metals*, 2022, vol. 12 (8), p. 1297. DOI: 10.3390/met12081297.
10. Ratna Kumar G.E.V., Senthil Kumar K., Ranga Babu J.A. A review on fabrication and mechanical characterization of particulate reinforced Al-7075 metal matrix composites/hybrid composites. *Journal of Advanced Research in Applied Sciences and Engineering Technology*, 2023, vol. 34 (2), pp. 62–71. DOI: 10.37934/araset.34.2.6271.
11. Poovazhagan L., Kalaichelvan K., Rajadurai A., Senthilvelan V. Characterization of hybrid silicon carbide and boron carbide nanoparticles-reinforced aluminum alloy composites. *Procedia Engineering*, 2013, vol. 64, pp. 681–689. DOI: 10.1016/j.proeng.2013.09.143.
12. Alam Md. T., Ansari A.H., Arif S., Alam Md. N. Mechanical properties and morphology of aluminium metal matrix nanocomposites-stir cast products. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2017, vol. 3 (4), pp. 600–615. DOI: 10.1080/2374068X.2017.1350543.
13. Patil S.P., Kore S.S., Chinchani S.S., Waware S.Y. Characterization and machinability studies of aluminium-based hybrid metal matrix composites – A critical review. *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*, 2023, vol. 101 (2), pp. 137–163. DOI: 10.37934/arfmts.101.2.137163.
14. Waware S.Y., Kore S.S., Patil S.P. Heat transfer enhancement in tubular heat exchanger with jet impingement: A review. *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*, 2023, vol. 101 (2), pp. 8–25. DOI: 10.37934/arfmts.101.2.825.
15. Waware S.Y., Kore S.S., Kurhade A.S., Patil S.P. Innovative heat transfer enhancement in tubular heat exchanger: An experimental investigation with minijet impingement. *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*, 2024, vol. 116 (2), pp. 51–58. DOI: 10.37934/arfmts.116.2.5158.
16. Kulkarni P., Chinchani S. A review on machining of nickel-based superalloys using nanofluids under minimum quantity lubrication (NFMQL). *Journal of the Institution of Engineers (India): Series C*, 2023, vol. 104 (1), pp. 183–199. DOI: 10.1007/s40032-022-00905-w.
17. Chinchani S., Kore S.S., Hujare P. A review on nanofluids in minimum quantity lubrication machining. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 68, pp. 56–70. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.05.028.
18. Kulkarni P., Chinchani S. Machining effects and multi-objective optimization in Inconel 718 turning with unitary and hybrid nanofluids under MQL. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 2024, vol. 18 (68), pp. 222–241. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.68.15.
19. Kulkarni P., Chinchani S. Machinability of Inconel 718 using unitary and hybrid nanofluids under minimum quantity lubrication. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2024, vol. 11 (1), pp. 421–449. DOI: 10.1080/2374068X.2024.2307103.
20. Patil S.P., Ghadage K.L., Bhawe S.V. Machinability studies of aluminium-based hybrid metal matrix composites – A critical review. *International Journal of Advanced Research in Science, Communication and Technology*, 2023, vol. 3 (1), pp. 94–99. DOI: 10.48175/IJARSCT-9014.



21. Alam M., Ya H., Azeem M., Mustapha M., Yusuf M., Masood F., Marode R., Sapuan S., Ansari A. Advancements in aluminum matrix composites reinforced with carbides and graphene: A comprehensive review. *Nanotechnology Reviews*, 2023, vol. 12 (1), p. 20230111. DOI: 10.1515/ntrev-2023-0111.

22. Md Ali A., Omar M.Z., Hashim H., Salleh M.S., Mohamed I.F. Recent development in graphene-reinforced aluminium matrix composite: A review. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2021, vol. 60 (1), pp. 801–817. DOI: 10.1515/rams-2021-0062.

23. Sambathkumar M., Gukendran R., Mohanraj T., Karupannasamy D.K., Natarajan N., Christopher D.S. A systematic review on the mechanical, tribological, and corrosion properties of Al 7075 metal matrix composites fabricated through stir casting process. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2023, spec. iss., p. 5442809. DOI: 10.1155/2023/5442809.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые **Авторы**, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (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 завершённых научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть [зарегистрирован на сайте журнала *http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration*](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration). Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.

Рукопись статьи готовится в соответствии с **правилами оформления** в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию»**.

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается **авторский лицензионный договор**.

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Правила оформления рукописи

«Правила оформления» (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). 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/> 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’a недопустим!)**. При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID’e использовать латинский алфавит, а не кириллицу!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружались такие ошибки, обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ к публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

АННОТАЦИЯ к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (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 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 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 Госстандарту.

При проведении испытаний приводится следующая информация. 1. Тип и условия испытаний, например температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда. 2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, решением и т. д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / *Results and Discussion*

Этот раздел содержит краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Вышеперечисленные рекомендации актуальны также и для теоретической и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно для того, чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без попытки выявить причинно-следственные связи не украшает работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Этот раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / *Conclusion*

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая подрисовочная подпись (на **русском и на английском языке!**). Шрифты на рисунках должны быть увеличены и приведены к единообразию. Уважаемые авторы, журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является полноцветным печатным изданием. В вашей работе присутствуют рисунки, которые (для повышения наглядности) рекомендуется сделать цветными.

Название таблиц (как и внутреннее содержание) должно быть как на русском, так и на английском языках! (см. «Правила оформления».)

Математические формулы: сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны **только в редакторе формул Microsoft Equation 3.0 или Math Type!**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / *References*

Список цитируемой литературы включает источники, содержащие материалы, которые автор использовал при написании статьи, и оформляется по образцам, приведенным ниже. Состав литературных источников должен отражать состояние научных исследований в разных странах в рассматриваемой проблемной области. Ссылки должны быть доступны научной общественности, поэтому приветствуется наличие DOI публикации. Количество литературных ссылок должно быть **не менее 20** с большей (**более 50 %**) долей зарубежных источников. Ссылки в тексте даются в квадратных скобках, например [1] или [2–5]. Нумерация источников должна соответствовать очередности ссылок на них в тексте. Ссылки на авторефераты диссертаций, диссертации на соискание ученой степени допускаются при наличии их доступных электронных версий. Ссылки на учебники, учебные пособия, монографии должны иметь подчиненное значение и составлять не более 10–15 %, поскольку малодоступны широкой научной общественности. Ссылки на неопубликованные работы недопустимы. Самоцитирование не должно превышать **15–17 %**. Если работа была издана и на русском, и на английском (или других) языках, то в списке литературы и в *References* лучше давать ссылку на переводную работу. В связи с вхождением журнала в базы цитирования научных публикаций помимо традиционного списка литературы (**ГОСТ 7.0.5–2008**) необходим дополнительный список с переводом русскоязычных источников на латиницу и английский язык. Применяется транслитерация строго по системе BSI (см. <http://ru.translit.net/?account=bsi>) или (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-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. перешел на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке

с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. **После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык** (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. **Внимание!** Англоязычный вариант статьи необходимо прислать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of **IMRAD** (**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 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.

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 or Math Type!**

References

The list of cited literature includes sources containing materials that the author used when writing the paper, and is drawn up according to the samples below. The composition of literary sources should reflect the state of scientific research in different countries in the problem area under consideration. Links should be available to the scientific community, so the DOI of the publication is desirable. The number of references should be **at least 20** with **more than 50 %** of foreign sources. References in the text are given in square brackets, for example [1] or [2–5]. The numbering of sources should correspond to the order of references to it in the text. Links to extended abstract of dissertation and dissertations are allowed if its available electronic versions are available. References to textbooks, teaching aids, monographs should be of subordinate importance and should not exceed 10–15%, since it is not easily accessible to the general scientific community. Links to unpublished works are not allowed. Self-citation should not exceed **15–17 %**. If the work was published in both Russian and English (or other) languages, then it is better to give a link to the translated work in the References. In connection with the entry of the journal into the citation database of scientific publications, in addition to the traditional list of references (**GOST 7.0.5–2008**), an additional list is required with the translation of Russian-language sources into Roman type and English language. Transliteration is strictly according to the BSI system (see <http://ru.translit.net/?account=bsi>) or (<https://antropophob.ru/utility-i-prochie-melochi/16-transliteratsiya-bsi>).

If the paper has a DOI, be sure to indicate it! If the book has an ISBN, be sure to include it!

Pay attention to the guidelines for formatting Russian-language sources in the **English-language section of the paper (in References)**.

Dear Authors, the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” has successfully passed the re-registration procedure with ROSCOMNADZOR and, starting from 2021, is switching to the publication of a scientific publication in two languages. The first – printed (basic) – in Russian with an English part; the second – Electronic Publications (pdf) – all the work is completely in English. **After receiving a message about the acceptance of the paper for publication in the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”, the authors should provide a high-quality translation of their paper into English** (machine translation is not allowed!). English version of the work should be formatted according to the template. **Attention!** The English version of the paper should be sent to the journal’s mail (metal_working@mail.ru) within 2 weeks!

*Editorial board and editorial council of the journal
“Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science”*

МАТЕРИАЛЫ СОУЧРЕДИТЕЛЕЙ

Внимание, инженеры и технические специалисты, занимающиеся проектированием, эксплуатацией, наладкой электроавтоматики металлорежущих и металлообрабатывающих станков, а также студенты и аспиранты профильных специальностей вузов, соучредитель журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)» ООО Научно-производственная коммерческая фирма «МАШСЕРВИСПРИБОР» готова предоставить свои страницы под рубрику «Системы автоматизации металлорежущих и металлообрабатывающих станков».

В представляемых для данной рубрики статьях должны быть изложены проблемы и их решения в рамках следующих тем:

- системы ЧПУ;
- станочные электроприводы;
- датчики и элементы станочной электроавтоматики;
- модернизация систем автоматизации и электроприводов;
- импортозамещение;
- автоматизация разработки технологических программ для станков с ЧПУ.

Преимуществом публикации будут пользоваться статьи, где отражены разработка и производство отечественных систем и элементов электроавтоматики, а также темы, посвященные импортозамещению. Для авторов статей под указанной выше рубрикой публикация является бесплатной.

Важно! Работа должна поступить не позднее чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику. В исключительных случаях по согласованию с редакцией журнала срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели. Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы Антиплагиат. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %. Объем материалов рубрики в одном выпуске журнала не должен превышать трех печатных страниц журнала (15 000 знаков без пробелов).

Материалы для публикации принимаются ООО Научно-производственной коммерческой фирмой «МАШСЕРВИСПРИБОР» (e-mail: msp@chpu.ru). 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.

Вниманию авторов! Материалы, поступившие от лица ООО Научно-производственной коммерческой фирмы «МАШСЕРВИСПРИБОР», не индексируются в Национальной библиографической базе данных научного цитирования РИНЦ – метаданные статей не подаются в научную электронную библиотеку eLIBRARY.RU. Кроме того, метаданные указанных материалов соучредителя не отправляются в международные базы Web of Science и Scopus.

Для опубликования материалов в основных рубриках журнала «ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология · оборудование · инструменты)», индексируемых в РИНЦ, Web of Science и Scopus, необходимо следовать правилам оформления и правилам подачи статей, представленных на сайте научного издания https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov.

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

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



WEB OF SCIENCE



Журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» индексируется в крупнейших в мире реферативно-библиографических и наукометрических базах данных *Web of Science* и *Scopus*.



Полный текст журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» можно найти в базах данных компании EBSCO Publishing на платформе EBSCOhost. EBSCO Publishing является ведущим мировым агрегатором научных и популярных изданий, а также электронных и аудиокниг.



Журнал входит в «Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук».

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



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 27 Number 3

JULY – SEPTEMBER 2025

OB RABOTKA METALLOV

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK