

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 27, Номер 2

АПРЕЛЬ – ИЮНЬ 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.

Ознакомьтесь 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 № 2 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: **Чувилин А.Л.**, кандидат физико-математических наук, профессор, научный руководитель группы электронной микроскопии «CIC nanoGUNE», г. Сан-Себастьян

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

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

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИИнструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАЕ, 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, **Яношкин 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

Сундуков С.К., Нигметзянов Р.И., Приходько В.М., Фатюхин Д.С., Кольдюшов В.К. Сравнение методов ультразвуковой обработки поверхностей, полученных послойным синтезом, на примере сплава Ti6Al4V.....	6
Кейт Н., Кулкарни А.П., Дама Й.Б. Сравнительная оценка трения и износа альтернативных материалов, используемых для производства фрикционных композиционных материалов тормозных систем.....	29
Наумов С.В., Панов Д.О., Соколовский В.С., Черниченко Р.С., Салищев Г.А., Белинин Д.С., Лукьянов В.В. Влияние режимов аргонодуговой сварки на структуру и свойства сварных соединений из сплава ВТИ-4 (Ti ₂ AlNb).....	43
Джатти В.С., Сингараджан В., Сайятибрагим А., Джатти В.С., Кришнан М.Р., Джатти С.В. Улучшение характеристик электроэрозионной обработки сплавов NiTi, NiCu и BeCu с использованием многокритериального подхода на основе функции полезности.....	57
Стельмаков В.А., Гимадеев М.Р., Никитенко А.В. Обеспечение точности формы отверстий, полученных при чистовой обработке методом растачивания.....	89

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Патил Н., Агарвал С., Кулкарни А.П., Сараф А., Ране М., Дама Й.Б. Экспериментальное исследование наноСОЖ на основе оксида графена при сверлении композиционного алюмоматричного материала, армированного частицами SiC, в условиях минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости.....	103
Гимадеев М.Р., Стельмаков В.А., Никитенко А.В., Улисков М.В. Прогнозирование шероховатости поверхности при фрезеровании сфероцилиндрическим инструментом с использованием искусственной нейронной сети.....	126
Осипович К.С., Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Никонов С.Н., Колубаев Е.А. Условия изготовления биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства.....	142
Бабаев А.С., Савченко Н.Л., Козлов В.Н., Семёнов А.Р., Григорьев М.В. Работоспособность композиционной керамики Y-TZP-Al ₂ O ₃ при сухом высокоскоростном тчении термически упрочнённой стали марки 40X.....	159

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Соколов Р.А., Муратов К.Р., Мамадалиев Р.А. Морфологические изменения поверхности деформированной конструкционной стали в коррозионно-активной среде.....	174
Черниченко Р.С., Панов Д.О., Наумов С.В., Кудрявцев Е.А., Салищев Г.А., Перцев А.С. Влияние гетерогенной структуры, сформированной деформационно-термической обработкой, на механическое поведение аустенитной нержавеющей стали.....	189
Панов Д.О., Черниченко Р.С., Наумов С.В., Кудрявцев Е.А., Салищев Г.А., Перцев А.С. Влияние холодной радиальнойковки на структуру, текстуру и механические свойства легкой аустенитной стали.....	206
Дешпанде А., Кулкарни А.П., Анерао П., Дешпанде Л., Соматкар А. Комплексное численное и экспериментальное исследование трибологических характеристик композиционного материала на основе ПТФЭ.....	219
Воронцов А.В., Панфилов А.О., Николаева А.В., Черемнов А.В., Княжев Е.О. Влияние ударной обработки на структуру и свойства никелевого сплава ЖС6У, полученного литьем и электронно-лучевым аддитивным производством.....	238
Мисоченко А.А. Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с импульсным током.....	255

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

270

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

279

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 03.06.2025. Выход в свет 16.06.2025. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 35,0. Уч.-изд. л. 65,1. Изд. № 77. Заказ 150. Тираж 300 экз.

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

BRABOTKA OMETALLOV

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 27 No.2 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 Ukraine:

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

The Russian Federation:

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

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

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

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

Aleksandr N. 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. Larionov 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

Sundukov S.K., Nigmatzyanov R.I., Prikhodko V.M., Fatyukhin D.S., Koldyushov V.K. Comparison of ultrasonic surface treatment methods applied to additively manufactured Ti-6Al-4V alloy.....	6
Kate N., Kulkarni A.P., Dama Y.B. A comparative evaluation of friction and wear in alternative materials for brake friction composites.....	29
Naumov S.V., Panov D.O., Sokolovsky V.S., Chernichenko R.S., Salishchev G.A., Belinin D.S., Lukianov V.V. Microstructure and mechanical properties of Ti ₂ AlNb-based alloy weld joints as a function of gas tungsten arc welding parameters.....	43
Jatti V.S., Singarajan V., Saiyathibrahim A., Jatti V.S., Krishnan M.R., Jatti S.V. Enhancement of EDM performance for NiTi, NiCu, and BeCu alloys using a multi-criteria approach based on utility function.....	57
Stelmakov V.A., Gimadeev M.R., Nikitenko A.V. Ensuring hole shape accuracy in finish machining using boring.....	89

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Patil N., Agarwal S., Kulkarni A.P., Saraf A., Rane M., Dama Y.B. Experimental investigation of graphene oxide-based nano cutting fluid in drilling of aluminum matrix composite reinforced with SiC particles under nano-MQL conditions.....	103
Gimadeev M.R., Stelmakov V.A., Nikitenko A.V., Uliskov M.V. Prediction of surface roughness in milling with a ball end tool using an artificial neural network.....	126
Osipovich K.O., Sidorov E.A., Chumaevskii A.V., Nikonov S.N., Kolubaev E.A. Manufacturing conditions of bimetallic samples based on iron and copper alloys by wire-feed electron beam additive manufacturing.....	142
Babaev A.S., Savchenko N.L., Kozlov V.N., Semenov A.R., Grigoriev M.V. Performance of Y-TZP-Al ₂ O ₃ composite ceramics in dry high-speed turning of thermally hardened steel 0.4 C-Cr (AISI 5135).....	159

MATERIAL SCIENCE

Sokolov R.A., Muratov K.R., Mamadaliev R.A. Morphological changes of deformed structural steel surface in corrosive environment.....	174
Chernichenko R.S., Panov D.O., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Effect of heterogeneous structure on mechanical behavior of austenitic stainless steel subjected to novel thermomechanical processing.....	189
Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Effect of cold radial forging on structure, texture and mechanical properties of lightweight austenitic steel.....	206
Deshpande A., Kulkarni A.P., Anerao P., Deshpande L., Somatkar A. Integrated numerical and experimental investigation of tribological performance of PTFE based composite material.....	219
Vorontsov A.V., Panfilov A.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.V., Knyazhev E.O. Effect of impact processing on the structure and properties of nickel alloy ZhS6U produced by casting and electron beam additive manufacturing.....	238
Misochenko A.A. Martensitic transformations in TiNi-based alloys during rolling with pulsed current.....	255

EDITORIAL MATERIALS	270
----------------------------	-----

FOUNDERS MATERIALS	279
---------------------------	-----



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Сравнение методов ультразвуковой обработки поверхностей, полученных послойным синтезом, на примере сплава Ti6Al4V

Сергей Сундуков^{a, *}, Равиль Нигметзянов^b, Вячеслав Приходько^c,
 Дмитрий Фатюхин^d, Владимир Кольдюшов^e

Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ), Ленинградский проспект, 64, г. Москва, 125319, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-4393-4471>, sergey-lefmo@yandex.ru, ^b <https://orcid.org/0009-0008-1443-7584>, lefmo@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-8261-0424>, prikhodko@madi.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-5914-3415>, mitriy2@yandex.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0005-6711-6256>, v.koldyushov@list.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 534-8 + 621.9.048.6

История статьи:

Поступила: 30 января 2025
 Рецензирование: 17 февраля 2025
 Принята к печати: 17 марта 2025
 Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Ультразвуковая обработка
 Кавитация
 Абразив
 Поверхностное деформирование
 Селективное лазерное плавление
 Шероховатость
 Сферические дефекты

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00463, <https://rscf.ru/project/24-19-00463/>

АННОТАЦИЯ

Введение. Метод селективного лазерного плавления порошков металлов позволяет изготавливать детали любой формы, что недоступно традиционным технологиям. Главными недостатками метода являются высокая шероховатость поверхности, обусловленная разбрызгиванием металла, сферондизацией, частичным оплавлением и прилипанием порошка, а также сложности с финишной обработкой сложнопрофильных участков поверхности. Одним из эффективных способов, позволяющих производить обработку таких изделий, является применение ультразвуковых жидкостных технологий, где рабочими телами служат кавитационные пузырьки, проникающие в любые участки поверхности и совершающие там работу. **Цель работы:** определение влияния различных видов ультразвуковой обработки на свойства поверхности, полученной методом селективного лазерного плавления, путем проведения сравнительных испытаний. **В работе исследованы** образцы из титанового сплава Ti6Al4V, изготовленные методом селективного лазерного плавления на станке EOS M280. **Методика исследований.** Для ультразвуковой обработки применялась стержневая магнитострикционная колебательная система, торец излучателя которой располагался на расстоянии 20 мм от боковой поверхности образца. В качестве жидкой среды использовался травильный раствор (3% HF + 5% HNO₃ + H₂O) для удаления оксидной пленки, препятствующей воздействию кавитации. Проводилась кавитационно-эрозионная обработка (КЭО), кавитационно-абразивная обработка (КАО), а также дополнительно проводилось ультразвуковое поверхностно-пластическое деформирование (ППД). У всех образцов после обработки оценивалось состояние поверхности, шероховатость и субмикрорельеф, у образцов после ППД дополнительно исследовалась микроструктура. **Результаты и обсуждение.** Методом высокоскоростной съемки проведено сравнение основных механизмов воздействия на поверхность при КЭО и КАО. Так, при КЭО это схлопывающиеся и пульсирующие кавитационные кластеры, располагающиеся в местах наибольших выступов и впадин поверхности, а при КАО к ним добавляется микрорежущее действие абразивных частиц, которые воспринимают ударные волны, возникающие при схлопывании пузырьков, ударяются о поверхность, совершают колебательные, вращательные и продольные движения. В результате сравнения динамики изменения состояния поверхности установлено, что КЭО позволяет полностью удалить дефекты поверхности до дорожек расплава; при КАО часть дефектов поверхности удаляется, а оставшиеся деформируются; при ультразвуковом ППД сферические дефекты сминаются, образуя большие плоские участки. Все виды ультразвуковой обработки снижают шероховатость поверхности: при КЭО *Ra* снижается на 33 %, при КАО – на 43 %, при ультразвуковом ППД – на 52 %, но при этом *Rmax* меньше всего при КАО. Микроструктура после ППД характеризуется упрочненным слоем глубиной примерно 100 мкм и увеличением микротвёрдости до 35 %. При этом после ППД в поверхностном слое образуются дефекты в виде трещин, частично деформированных сфер и заметно наличие необработанных глубоких впадин поверхностей, что значительно снижает эксплуатационные свойства, поэтому перед ППД целесообразно проводить КЭО или КАО для удаления дефектов поверхности.

Для цитирования: Сравнение методов ультразвуковой обработки поверхностей, полученных послойным синтезом, на примере сплава Ti6Al4V / С.К. Сундуков, Р.И. Нигметзянов, В.М. Приходько, Д.С. Фатюхин, В.К. Кольдюшов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 6–28. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-6-28.

Введение

Производство методом послойного синтеза позволяет изготавливать детали практически любой формы и соответственно снизить металлоёмкость производства, уменьшить вес конструкций и заменить ответственные процессы

*Адрес для переписки

Сундуков Сергей Константинович, к.т.н., доцент
 Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),
 Ленинградский проспект, 64,
 125319, г. Москва, Россия
 Тел.: +7 926 369-19-70, e-mail: sergey-lefmo@yandex.ru

сборки соединений на их изготовление целиком за одну операцию [1–3].

Перечисленные преимущества делают производство по аддитивным технологиям одной из самых быстроразвивающихся отраслей промышленности, что выражается в ежегодном росте доли применения аддитивных деталей относительно полученных по традиционным технологиям [4, 5].

Для машиностроения наибольший интерес представляют технологии, позволяющие изготавливать металлические изделия из порошка, к которым относятся селективное лазерное спекание SLP и селективное лазерное плавление SLM.

Производство данными методами имеет ряд значительных недостатков [6–8]:

- низкую производительность;
- высокие требования к гранулометрическому составу порошков металлов;
- необходимость печати поддерживающих элементов, которые затем необходимо удалять;
- необходимость удаления нерасплавленного порошка, что исключает возможность изготовления полых деталей с замкнутым контуром;
- образование пор внутри детали;
- различия механических свойств детали в параллельном и перпендикулярном направлениях относительно слоёв детали;
- высокую шероховатость получаемых поверхностей, что при несоответствии заданной требует дополнительной обработки, которая может быть недоступна для участков со сложной геометрией.

Поскольку качество поверхностного слоя во многом определяет эксплуатационные свойства изделия в целом, то именно высокая шероховатость является основным фактором, препятствующим более широкому применению аддитивных технологий [9].

Независимо от химического состава сплавляемого металла для селективного лазерного плавления шероховатость поверхности формируется в результате воздействия следующих факторов [10–15]:

- разбрызгивания металла из ванны расплава;
- сфероидизации жидкого металла под действием сил поверхностного натяжения при удалении пучка лазера от зоны плавления;
- не полностью расплавленных частичек порошка, обладающих различной адгезией к поверхности;

– нерасплавленных частиц порошка, прилипших к поверхности;

– наличия границ между отдельными слоями, которые вызваны различной степенью плавления частиц порошка, располагающихся по границам каждого слоя.

Другая значительная проблема аддитивного производства – это высокая вероятность появления пор внутри изделия, что значительно снижает прочностные свойства изделия, особенно если поры находятся близко к поверхности.

Вопросы обработки таких изделий являются актуальными и находят отражение во многих научных работах, в которых предлагаются такие способы, как лазерное оплавление поверхностей [16], изостатическое прессование (в первую очередь оно применяется для уплотнения материала) [17, 18], различные виды химического воздействия [19, 20], нанесение покрытий [21] и поверхностно-пластическое деформирование (ППД) [22].

Недостатки перечисленных способов заключаются в том, что они не обеспечивают возможность обработки сложнопрофильных поверхностей. Для этой цели одним из наиболее эффективных методов является применение ультразвуковой жидкостной обработки [23, 24]. В этом случае рабочими телами служат кавитационные пузырьки, способные проникать в любые участки поверхности и осуществлять работу по их изменению [25, 26].

В современных исследованиях по данной тематике рассматриваются два вида ультразвуковой жидкостной обработки [27–37]: кавитационно-эрозионная (КЭО) и кавитационно-абразивная (КАО).

Результатами во всех исследованиях стало снижение различных параметров шероховатости и изменение морфологии обрабатываемой поверхности, выраженное в уменьшении количества дефектов на поверхности. При этом результаты очень разнятся и достигаются при различных параметрах обработки: время – от одной минуты до нескольких часов, а амплитуды ультразвуковых колебаний – от 5 до 80 мкм. Лучшие результаты достигаются при КАО, когда расстояние между торцом излучателя и обрабатываемой поверхностью составляет 1...2 мм, что является, по сути, размерной обработкой и не может применяться для обработки сложно-

профильных деталей, или при КЭО и КАО, совмещённых с электрохимическим полированием на высоких амплитудах колебаний 60...80 мкм. Эти колебания вызывают значительный нагрев электролита, что в свою очередь ускоряет химические реакции и затрудняет оценку вклада ультразвука в получаемый эффект.

Ряд работ посвящён ультразвуковому ППД [38–47], которое приводит к существенному снижению шероховатости поверхности, ее упрочнению и способствует закрытию пор в приповерхностном слое. Недостатком данного способа являются сложности и ограничения при обработке сложнопрофильных поверхностей, связанные с невозможностью подведения индентора ультразвуковой колебательной системы в труднодоступные места.

Таким образом, требуется проведение дополнительных исследований для более подробного изучения влияния различных видов ультразвуковой обработки на свойства поверхностей, полученных аддитивными технологиями, и оптимизация режимов с целью обработки сложнопрофильных изделий.

Исходя из вышесказанного, *целью работы* является определение влияния различных видов ультразвуковой обработки на свойства поверхности, полученной методом селективного лазерного плавления, путем проведения сравнительных испытаний.

Для достижения цели поставлены следующие *задачи исследований*:

- анализ основных механизмов воздействия при ультразвуковых методах обработки (КЭО, КАО, ППД);
- исследование динамики изменения поверхности при данных методах;
- исследование микро- и субмикрорегии обработанной поверхности;
- исследование микроструктуры поперечно-го микрошлифа после ультразвукового ППД.

Методика исследований

Материал и изготовление образцов

Образцы для проведения экспериментальных исследований представляли собой кубики размерами 10×10×10 мм, изготовленные методом селективного лазерного плавления порошка титанового сплава Ti6Al4V, имеющего следующий химический состав (табл. 1).

Выбор данного материала для исследований обусловлен тем, что он широко применяется в аэрокосмическом машиностроении, где производство деталей сложной формы особенно перспективно, и при этом после SLM на его поверхности имеются ярко выраженные дефекты, описанные выше.

Изготовление образцов производилось в институте СТАНКИН, на кафедре «Высокоэффективные технологии обработки», на станке EOS M280 из порошка диаметром 40 мкм при мощности пучка лазера 200 Вт и скорости сканирования 1100 мм/с.

В качестве исследуемой поверхности выбрана боковая, так как именно она образует сложнопрофильные элементы. На рис. 1, а представлена фотография состояния поверхности после производства, на рис. 1, б – поперечный микрошлиф с указанием дефектов.

Всего было изготовлено 25 образцов: 5 контрольных и по 5 для рассматриваемых видов обработки. Схемы обработки приведены на рис. 2 и 4.

Рельеф поверхности в основном представляет собой последовательность сфер различного диаметра, одна часть из которых является следствием сфероидизации, а другая – частично расплавленным порошком или частицами нерасплавленного порошка, прилипшими к поверхности при кристаллизации крайних дорожек расплава.

Наиболее сложными из рассмотренных дефектов с точки зрения дальнейшей обработки

Таблица 1

Table 1

Химический состав порошка Ti6Al4V
Chemical composition of Ti-6Al 4V powder

Элемент / Element	Ti	Al	V	Fe	Zr	Остальное / Bal.
Содержание, % / Content, %	89,72	5,3	3,7	0,17	0,04	≈ 1

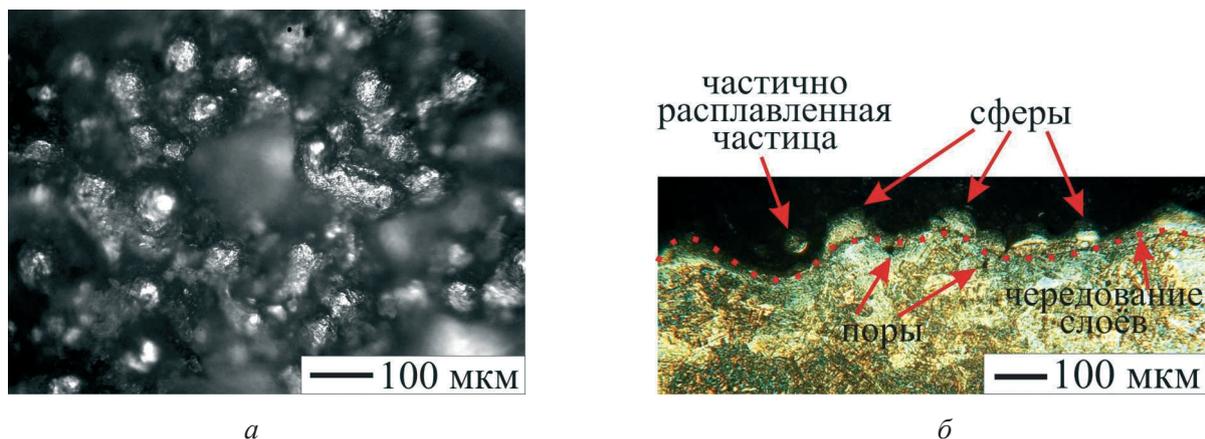


Рис. 1. Фотографии состояния боковой поверхности образцов:
a – вид сверху; *б* – поперечный микрошлиф

Fig. 1. Images showing the condition of the samples side surface:
a – top view; *б* – cross-sectional micrographic image

для снижения шероховатости являются дефекты сфероидизации, поскольку такие сферы образуются из расплавленных дорожек жидкого металла и после кристаллизации они фактически становятся частью поверхности.

Схемы проведения ультразвуковой обработки и применяемое оборудование

Для изменения состояния поверхности применялись ультразвуковые КЭО, КАО и ППД.

Предварительные эксперименты по проведению жидкостных процессов КЭО и КАО образцов из Ti6Al4V показали, что вследствие наличия на поверхности прочной оксидной пленки данный сплав имеет высокую кавитационную стойкость, в результате даже при достаточно длительной ультразвуковой обработке (1 час) с поверхности было удалено лишь незначительное количество частиц порошка, обладающих

низкой адгезией, что не оказывает влияния на общее состояние поверхности. Поэтому обработка проводилась в травильном растворе, состоящем из плавиковой и азотной кислоты, а также дистиллированной воды (3 % HF + 5 % HNO₃ + H₂O), по схемам, представленным на рис. 2. Для сравнения эффективности воздействия ультразвука проводилась химическая обработка в травильном растворе (ХО) без введения ультразвуковых колебаний (рис. 2, *a*).

ХО осуществлялось путем погружения образца в травильный раствор на 30 мин. Каждые 10 мин образец вытаскивался, промывался 1 мин под проточной водой, сушился и протирался этиловым спиртом. Далее с помощью микроскопа выполнялось фотографирование боковой поверхности.

Совмещенные процессы КЭО + ХО и КАО + ХО проводились при введении в жидкость

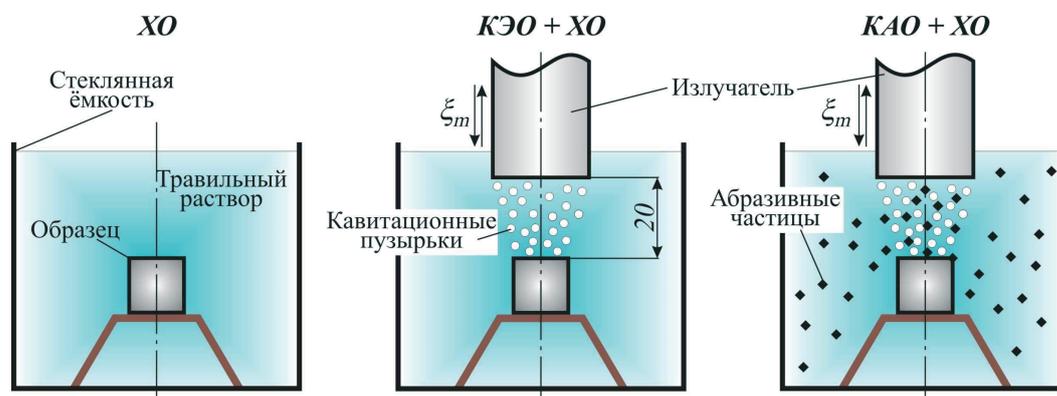


Рис. 2. Схемы обработки

Fig. 2. Schematic diagrams of treatment

излучателя ультразвуковой стержневой колебательной системы ПМС 2,0/22, состоящей из магнестрикционного преобразователя, представляющего собой пакет О-образных пластин из пермендюра, и припаянного к нему волновода из титанового сплава. Излучатель, изготовленный из ВТ-3, имел диаметр излучающей поверхности 30 мм. Расстояние между торцом излучателя и обрабатываемой поверхностью образца составляло 20 мм.

Питание колебательной системы осуществлялось ультразвуковым генератором УЗГ 2,0/22. Резонансная частота колебаний $f = 19\,750$ Гц, амплитуда колебаний $\xi_m = 20$ мкм. При таком режиме обработки потребляемая генератором мощность составила примерно 600 Вт.

Амплитуда колебаний 20 мкм соответствует высокоамплитудному режиму обработки, при котором помимо кавитационных пузырьков значительный вклад в процесс обработки вносят крупномасштабные акустические течения, направленные от торца излучателя к поверхности образца. При выбранных условиях эксперимента сила течения образуемых потоков превышает силу тяжести абразивных частиц, что обеспечивает их непрерывную циркуляцию в озвучиваемом объеме и возврат в зону кавитационной обработки.

В качестве абразива использовался порошок карбида бора B_4C (рис. 3), имеющий высокую твердость и устойчивость к химическому воздействию.

Порошок абразива насыпался до уровня выше обрабатываемой поверхности, объемная концентрация при этом составила 20 %. После включения ультразвука под действием потоков абразив распределялся по объему.



Рис. 3. Частицы карбида бора

Fig. 3. Boron carbide particles

Для минимизации эффекта нагрева при ультразвуковой обработке стеклянная емкость с травильным раствором помещалась в большую емкость с водой комнатной температуры (20 °С).

С периодичностью 1...3 мин обработка прерывалась для фотографирования изменений поверхностей.

Ультразвуковое ППД осуществлялось путем прижима торца колебательной системы к образцу под собственным весом $P = 70$ Н (рис. 4).

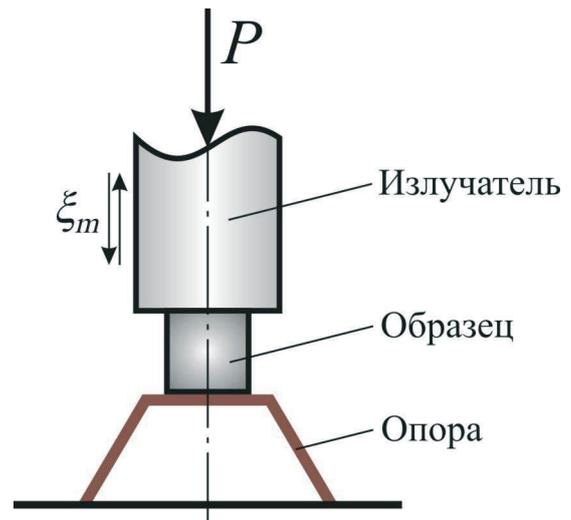


Рис. 4. Схема ультразвукового ППД

Fig. 4. Scheme of ultrasonic surface plastic deformation

Обработка проводилась в течение 10 с при фотографировании поверхности каждые 2 с.

Сравнение механизмов обработки поверхности при КЭО и КАО

Для сравнения механизмов воздействия на поверхность при КЭО и КАО производилась высокоскоростная съемка процессов обработки металлической пластины в воде, также расположенной на расстоянии 20 мм от торца излучателя.

Съемка осуществлялась на камеру Fastec Нisрес, позволяющую записывать видеофрагменты с частотой от 500 до 112 000 кадров в секунду.

Для анализа картины перемещений кавитационных пузырьков и абразивных частиц по обрабатываемой поверхности в данной работе снимались видеофрагменты со скоростью 5339 кадров в секунду при размере снимаемой области 3,4×3,3 мм.

Далее с помощью специального программного обеспечения, поставляемого изготовителем

высокоскоростной камеры, производилась покадровая обработка полученных видеофрагментов.

Результаты представлены в виде последовательности кадров от момента включения ультразвука. Время, указанное в правом верхнем углу каждого кадра, определялось как отношение номера кадра N от момента включения ультразвука к скорости съёмки ($t = N/5339$).

Исследование структуры и шероховатости поверхности

При проведении всех вышеуказанных видов обработки выполнялась фотосъёмка боковой поверхности образцов с использованием металлографического микроскопа МЕТАМ-РВ-22.

После ультразвукового ППД дополнительно исследовался поперечный микрошлиф, изготовленный из образца, для анализа изменения микроструктуры в результате упрочнения.

По достижении времени обработки, после которого не происходит значительных изменений поверхности, на профилометре модели 130 производилось измерение параметров шерохо-

ватости с получением рельефа в виде профилеграмм. За результаты брались средние значения из пяти измерений высотных параметров шероховатости Ra , Rz , $Rmax$.

Изменения субмикроскопии поверхностей после обработки оценивались методом атомно-силовой микроскопии на сканирующем мультимикроскопе СММ-2000 при использовании кантилевера MSCT с жесткостью балки 0,1 Н/м.

Микротвердость измерялась по методу Виккерса на приборе ПМТ-3 путем вдавливания алмазной пирамиды с нагружением 50 г в течение 10 с.

Результаты и их обсуждение

Сравнение механизмов КЭО и КАО поверхности

На рис. 5 представлена кинограмма процесса КЭО.

В момент включения ультразвука жидкость оказывается под переменным воздействием сжимающих и растягивающих сил, соответ-

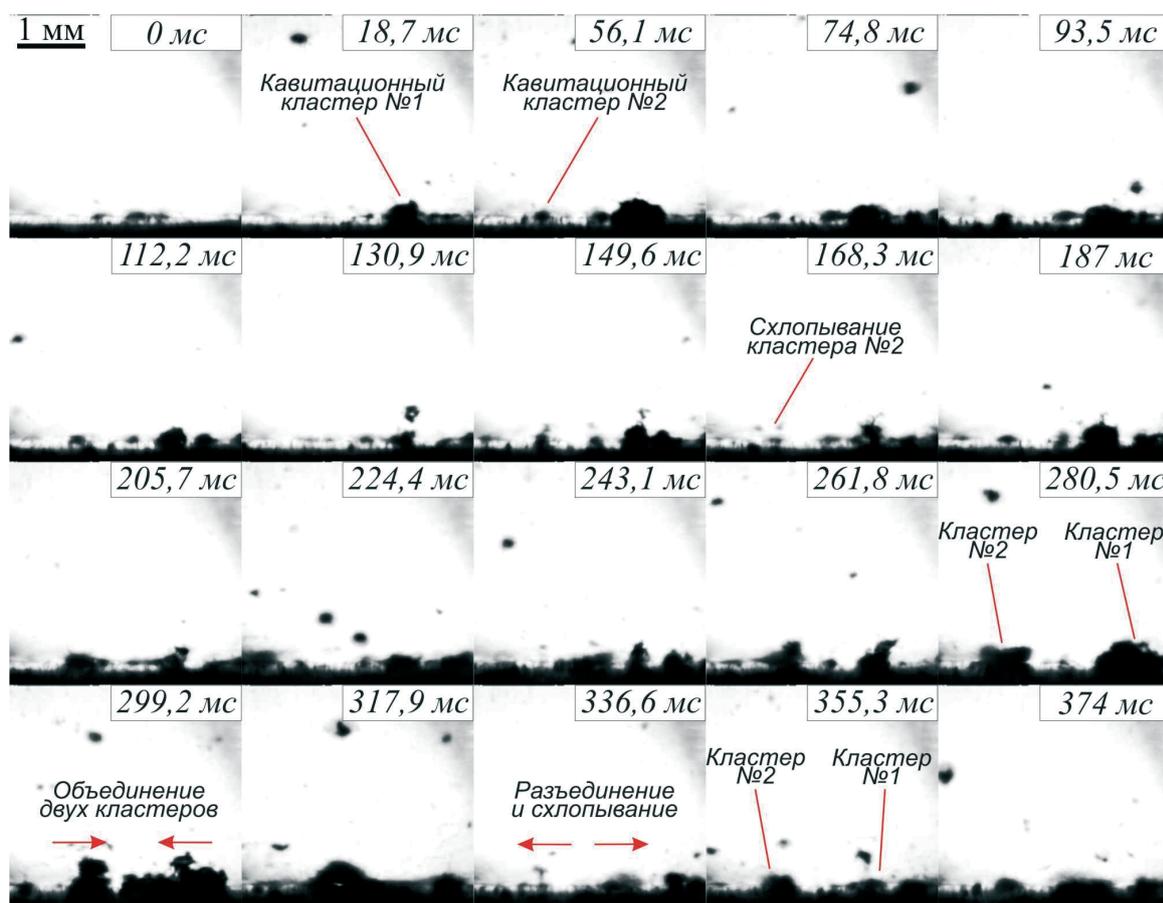


Рис. 5. Кинограмма процесса КЭО (скорость съёмки 5339 кадров/с)

Fig. 5. CET process cinematography (frame rate: 5,339 fps)

ствующих фазам колебаний торца излучателя. В результате разрывов сплошности жидкости образуются кавитационные пузырьки, которые осциллируют, схлопываются, объединяются и перемещаются в обрабатываемом объеме под действием акустических потоков. Наиболее благоприятным местом для образования и скопления пузырьков являются различные неоднородности поверхности, например выступы и впадины микрорельефа.

На первом кадре показано образование кавитационных пузырьков на обрабатываемой поверхности. Этот процесс начинается раньше, чем пузырьки, образованные под излучателем, будут туда перенесены акустическим потоком. С течением времени количество пузырьков увеличивается, они объединяются около наибольшей неровности поверхности, образуя кавитационный кластер. Аналогично на поверхности в различное время образуются другие кластеры. На кадрах показано образование и часть жизненного цикла двух кавитационных кластеров, которые пульсируют, затягивают в себя кавитационные пузырьки, переносимые

акустическим потоком, схлопываются и образуются заново.

На кадре, соответствующем 168 мс обработки, показано схлопывание кластера № 2, на следующем кадре (187 мс) он начинает зарождаться на том же месте и достигает своего максимального размера к 280,5 мс. На отметке 299,2 мс два кластера начинают объединяться, затем объединенный кластер частично схлопывается, а оставшаяся часть пузырьков разъединяется на две (336,6 мс), которые возвращаются на прежние места и начинают снова расти (355,3–374 мс).

В итоге основным механизмом КЭО является схлопывание и пульсация кавитационных пузырьков в местах наибольших неровностей поверхности. С точки зрения обработки аддитивных изделий это, с одной стороны, способствует удалению дефектов поверхности, а с другой – приводит к увеличению глубины впадин микрорельефа.

При КАО (рис. 6) в момент включения ультразвука на поверхности, покрытой слоем абразива, также образуются кавитационные кластеры,

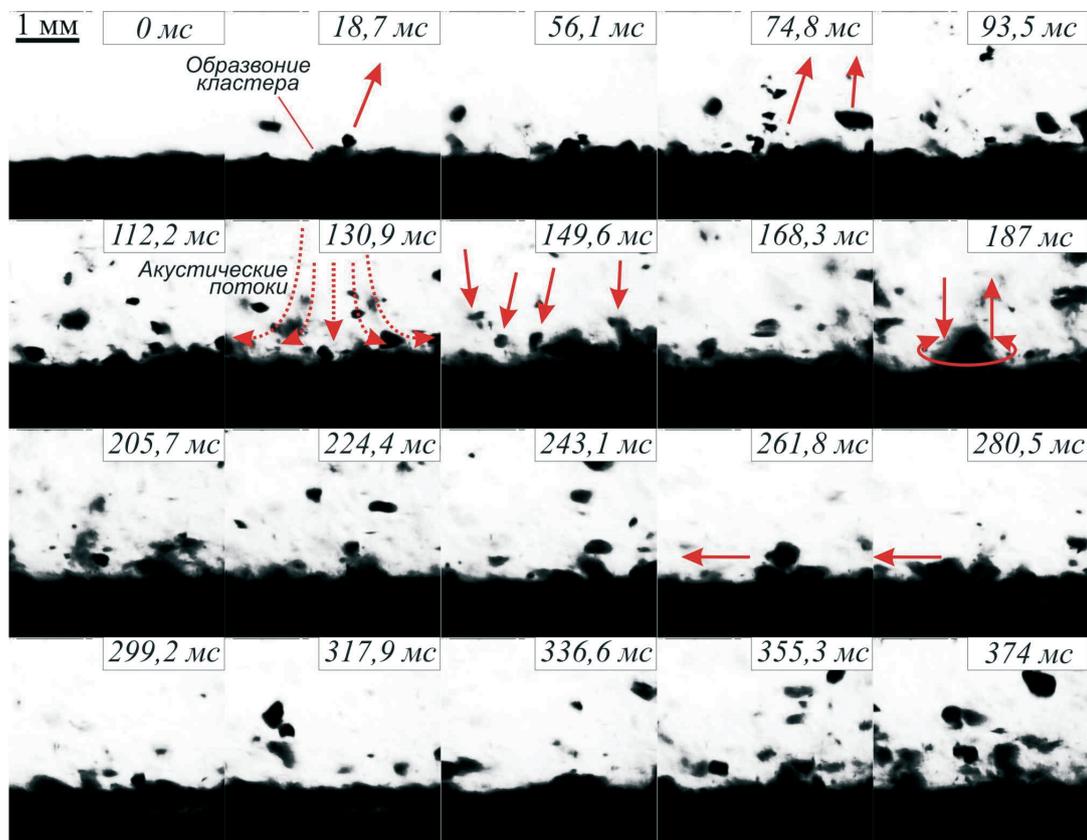


Рис. 6. Кинограмма процесса КАО (скорость съемки 5339 кадров/с)

Fig. 6. Cinemagram of the cavitation-abrasive treatment process (shooting speed 5339 fps)

пульсация которых приводит к отрыву частичек абразива (0–18,7 мс). С ростом кластеров процесс усиливается и большинство абразивных частиц отделяются от поверхности (56,1–112,2 мс). К этому моменту акустический поток и переносимые им кавитационные пузырьки от излучателя достигают области обработки (130,9 мс), увлекают за собой абразивные частицы и переносят их обратно к поверхности. При этом оказывается ударное воздействие, определяющееся скоростью движения абразива. Она может быть равна скорости потока или значительно увеличиваться при схлопывании пузырька рядом с абразивной частицей, которая воспринимает на себя импульс возникающей ударной волны (кадры с 149,6 мс).

После удара о поверхность значительное количество частиц попадают в поле действия кластеров, где колеблются вместе с ними, вращаются (187 мс), ударяются о поверхность при схлопывании кластера, перемещаются вдоль поверхности (261,8–280,5 мс). Во всех случаях на поверхность оказывается микрорежущее действие со стороны абразивных частиц, которое изменяет микрорельеф.

В моменты, когда мощность уходящего в стороны акустического потока превышает действующие силы на абразивную частицу, она уносится в сторону, потом опять же акустическим

потоком возвращается под торец излучателя, откуда переносится к поверхности, где производит работу по микрорезанию.

На кадрах 355,3–374 мс в большей степени проявляется совместное воздействие кавитационных кластеров и абразивных частиц.

Таким образом, при добавлении в жидкость абразива обеспечивается равномерное воздействие по всем участкам поверхности в результате совместного действия кавитационных кластеров и абразивных частиц.

Динамика изменения поверхностного слоя при различных видах обработки

При ХО в травильном растворе сначала удаляется оксидная плёнка, после чего травильный раствор начинает взаимодействовать со сплавом и с малой скоростью растворять контактирующие участки поверхности (рис. 7).

В процессе ХО происходит уменьшение размеров сфер, размываются границы в скоплениях сфер, что приводит к образованию площадок большего размера. С увеличением времени ХО такие площадки частично объединяются, образуя большие. При этом одновременно происходит травление впадин неровностей поверхности, которые на фотографиях представляют собой нефокусированные участки.

При введении в раствор ультразвуковых колебаний динамика обработки полностью изменяется (рис. 8). Кавитационные кластеры образуются и совершают работу в местах наибольших неровностей поверхности.

При схлопывании пузырьков в кластерах возникают ударные волны и кумулятивные струи, что сопровождается мгновенными давлениями и температурами, которые достигают 700 МПа и 4000 °С соответственно [48–49]. В результате накопительного действия от этих эффектов происходит пластическая деформация обрабатываемой поверхности [50, 51]. В случае КЭО + ХО мгновенные высокие температуры дополнительно приводят к значительной интенсификации химической реакции в местах схлопывания пузырьков.

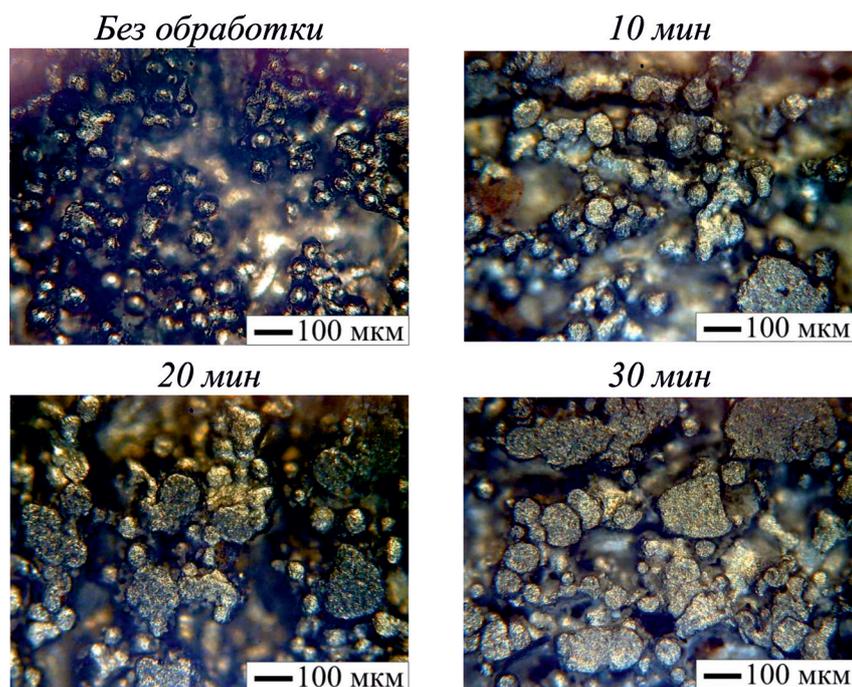


Рис. 7. Динамика изменения поверхности в процессе ХО

Fig. 7. Dynamics of surface changes during chemical treatment process

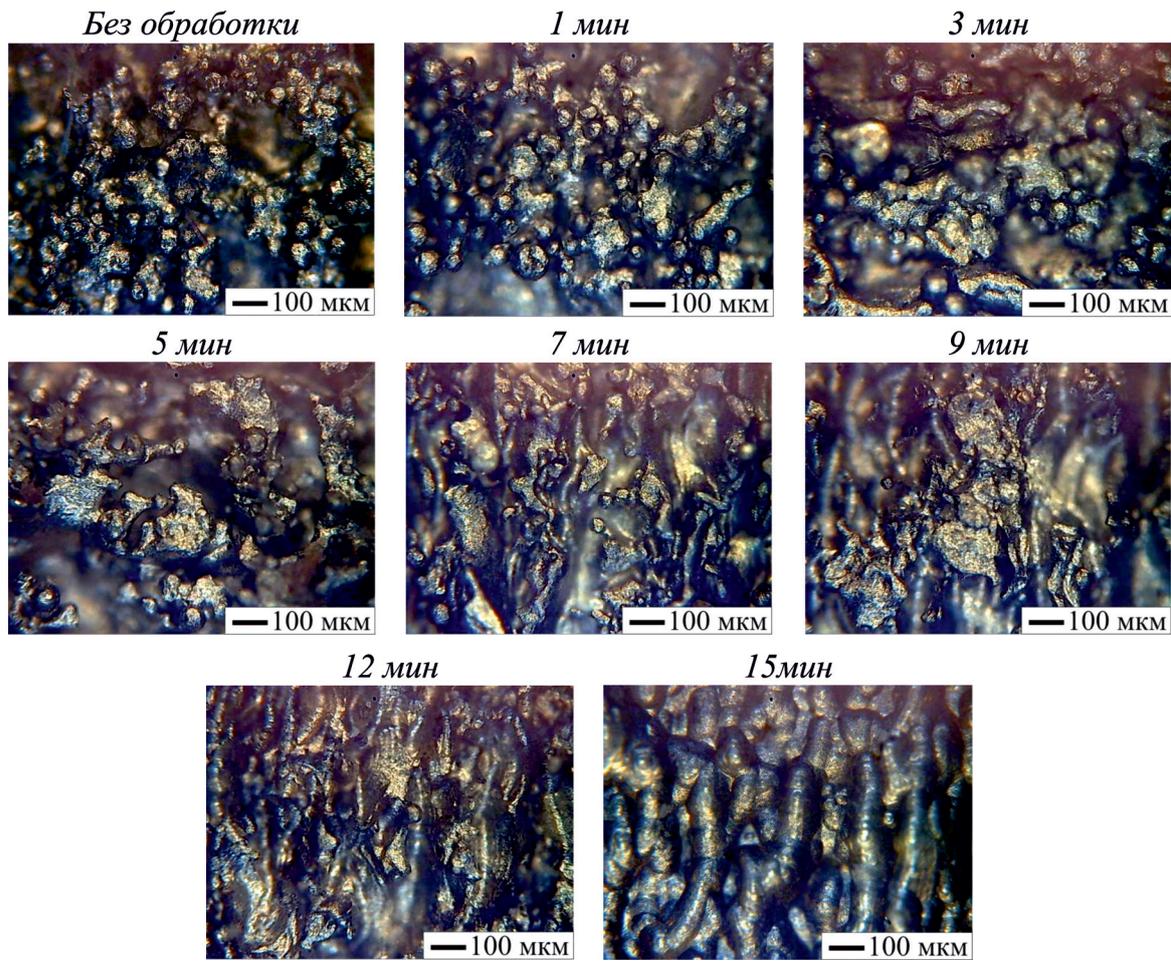


Рис. 8. Динамика изменения поверхности в процессе КЭО + ХО
 Fig. 8. Dynamics of surface changes during CET + Chemical treatment

В результате уже после 3 мин обработки получаемая поверхность схожа с поверхностью, обработанной ХО в течение 20 мин, т. е. процесс ускоряется практически в 7 раз.

Главным отличием КЭО + ХО является то, что с увеличением времени обработки происходит уменьшение количества выступов неровностей и на каждой последующей фотографии увеличивается несфокусированная зона, т. е. происходит удаление дефектов поверхности. Начиная с 7 мин обработки отчётливо заметна часть поверхности, представляющая собой чередование дорожек расплавления порошка. При 15 мин обработки с поверхности полностью удаляются дефекты в виде брызг металла и сфер.

Добавление абразивных частиц при КАО также изменяет характер обработки (рис. 9).

В данном случае большая часть энергии, образующаяся при схлопывании пузырька, передаётся абразивным частицам, которые, ударяясь

о поверхность, осуществляют микрорезание. В результате перераспределения энергии характер обработки изменяется на преимущественно механическую абразивную.

Через 1 мин обработки происходит удаление значительной части сфер; эффект образования площадок, как при ХО и КЭО + ХО, практически незаметен. Это говорит о том, что за счет ударов абразива сначала производится удаление дефектов, обладающих слабой адгезией. Далее действие КАО + ХО заключается в том, что за счёт ХО происходит травление дефектов, уменьшается прочность их сцепления с поверхностью, после чего ударом абразива они удаляются. Дефекты, имеющие высокую прочность сцепления и в основном являющиеся результатом сфероидизации, при ударах абразива деформируются, что приводит к уменьшению высоты неровностей рельефа.

В итоге после 10 мин обработки поверхность представляет собой совокупность значительно

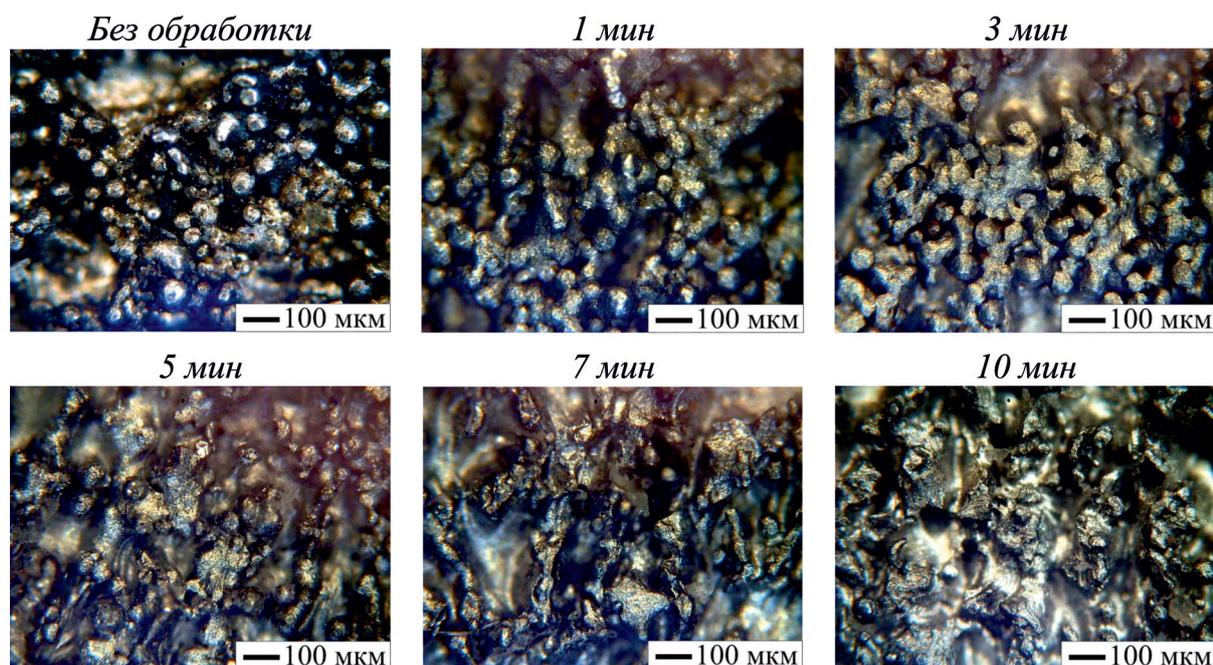


Рис. 9. Динамика изменения поверхности в процессе КАО + ХО

Fig. 9. Dynamics of surface changes during CAT + Chemical treatment

деформированных сфер и дорожек расплавления, также имеющих следы абразивного воздействия.

Механизм ультразвукового ППД заключается в пластической деформации неровностей поверхности (рис. 10).

Под действием нормально приложенной к поверхности силы происходит деформирование выступов неровностей. Высота сфер умень-

шается с образованием плоской площадки, одновременно они растут в ширину и начинают касаться других сфер. В результате на поверхности образуются деформированные области достаточно большой площади. При дальнейшей обработке начинают деформироваться сферы, располагающиеся ниже, и площадь деформированных областей растет. Наибольшая площадь

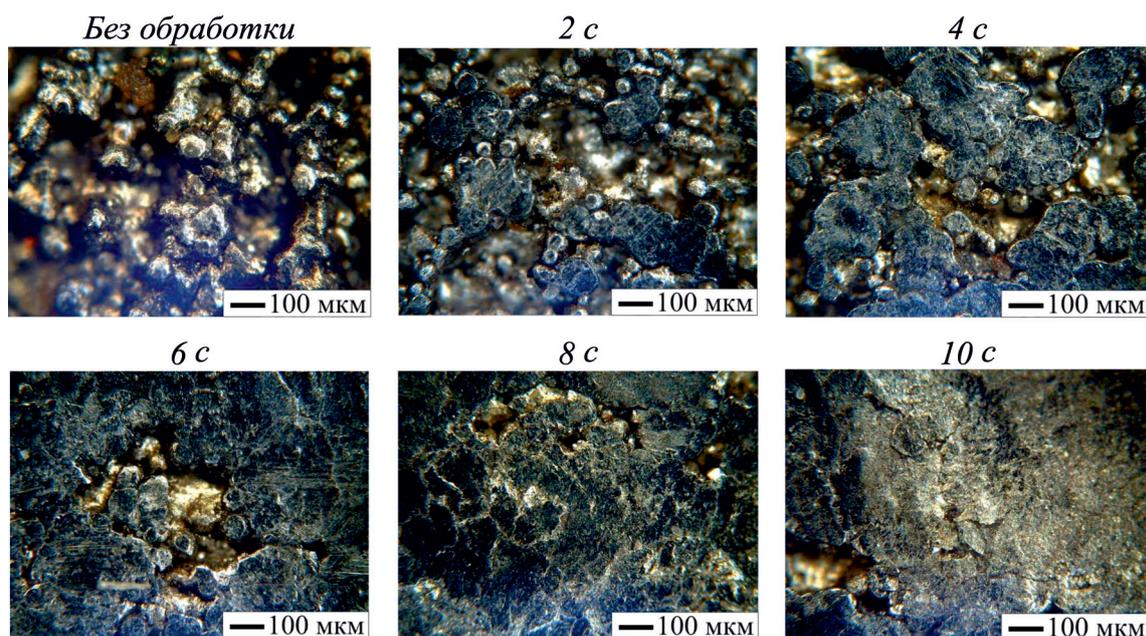


Рис. 10. Динамика изменения поверхности в процессе ультразвукового ППД

Fig. 10. Dynamics of surface changes during ultrasonic SPD

достигается при 10 с обработки. С увеличением времени обработки значительных изменений не происходит, что связано с достижением максимальной степени деформации.

Несмотря на значительный эффект по выглаживанию поверхности, для данного способа недоступна обработка впадин микрорельефа, что проиллюстрировано на всех снимках.

Анализ изменений микроструктуры приведен далее.

Анализ изменений шероховатости поверхности

Полученные при рассмотренных видах обработки изменения поверхности приводят к изменению ее шероховатости. Участки профилей длиной 2,5 мм и значения высотных параметров шероховатости для всех видов обработки представлены в табл. 2.

Профиль микронеровностей контрольного образца представляет собой чередование высту-

Таблица 2

Table 2

Микрогеометрия поверхности Surface microgeometry

Обработка / Treatment	Участок профиля поверхности (2,5 мм) / Surface profile section (2.5 mm)	Параметры шероховатости / Roughness parameters
Без обработки / Without Treatment		$Ra = 28,6$ $Rz = 114$
ХО (30 мин) / Chemical treatment (30 min)		$Ra = 23,2$ $Rz = 103$
КЭО + ХО (15 мин) / CET and chemical treatment (15 min)		$Ra = 19,3$ $Rz = 94,2$
КАО + ХО (10 мин) / CAT and chemical treatment (10 min)		$Ra = 16,2$ $Rz = 80,5$
УЗ ППД (10 с) / USPD (10 sec)		$Ra = 13,6$ $Rz = 76,3$

пов с закругленными пиками и впадин с большим преобладанием выступов. Наибольшая высота профиля $R_{\max} = 174$ мкм.

После ХО профиль имеет схожий рельеф, но с меньшей высотой выступов и немного большей шириной впадин. Среднее арифметическое отклонение профиля R_a снижается с 28,6 до 23,2 мкм.

Ультразвуковые методы обработки приводят к значительным изменениям профиля как по форме профилограммы, так и по числовым значениям параметров шероховатости.

Так, после КЭО + ХО профиль поверхности выравнивается и состоит из близких по размеру выступов и впадин, что связано с отсутствием на поверхности дефектов сферической формы. Параметр R_a уменьшается до 19,3 мкм.

Профиль после КАО + ХО отличается меньшим количеством впадин и большим количеством деформированных абразивом выступов; $R_a = 16,2$ мкм, что составляет снижение на 43,5 %. Профилограмма после данного способа обработки также имеет наименьшую высоту 89 мкм.

Рельеф поверхности после ультразвукового ППД за счет наличия больших ровных площадок имеет наименьшее значение $R_a = 13,6$ мкм, но при этом перепад между высотой выступов и глубиной впадин доходит до 98 мкм, что больше, чем при КАО + ХО. Это показывает, что со-

вместное кавитационно-абразивное воздействие является более эффективным способом уменьшения выступов поверхности.

Оценка изменений субмикроструктуры

Объемные изображения топографии поверхностей размером 308×308 нм (рис. 11) получены при проведении атомно-силовой микроскопии (АСМ) методом постоянной высоты (Constant Height), заключающимся в поддержании постоянного расстояния между кантилевером и исследуемой поверхностью в процессе сканирования.

По данным изображениям можно судить о механизмах образования исследуемых поверхностей.

Субмикроструктура контрольного образца имеет слегка округлую форму с волнообразными ступенями, что, вероятно, является следствием кристаллизации сферической частицы.

На АСМ-изображении после ХО показан участок с границей между сферой (правый угол изображения), имеющей ярко выраженные ступени после травления, и частью поверхности, полученной при нормальной кристаллизации дорожки расплава.

После КЭО + ХО полосчатая субмикроструктура является следствием направленного теплоотвода при кристаллизации дорожки расплава.

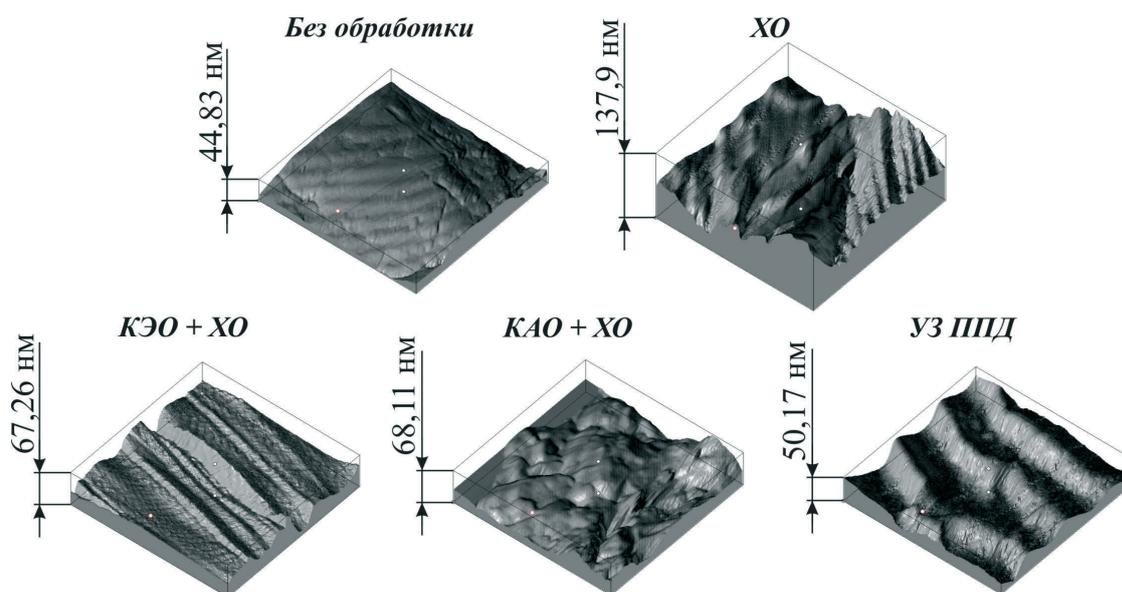


Рис. 11. АСМ-изображения поверхностей 308×308 нм

Fig. 11. AFM images of surfaces (308×308 nm)

Поверхность после КАО + ХО отличается от других хаотичной структурой, образованной в результате периодического воздействия абразивных частиц.

Широкие ступени, похожие на наплывы, показывают течение металла перпендикулярно направлению деформации при ультразвуковом ППД.

Исследование упрочненного слоя после ультразвукового ППД

Изменения профиля поверхности (рис. 12) фактически соответствуют профилограммам поверхностей в табл. 2.

В результате смятия сферических неровностей профиль поверхности выравнивается и представляет собой крупные прямолинейные участки, чередующиеся со впадинами. При этом поверхностный слой приобретает некоторые дефекты (далее номер дефекта соответствует обозначению на рис. 12).

1. Несплошность металла в местах контакта деформированных сфер в виде вертикальных трещин.
2. Выкрашивание сфер под действием вибраций и ударной нагрузки.
3. Частично деформированные сферы со слабой адгезией к поверхности.
4. Необработанные глубокие впадины, которые повышают шероховатость и в которых могут располагаться прилипшие частицы порошка.

Деформированный слой после ультразвукового ППД составляет около 90...100 мкм. Без обработки образец имеет типичную для сплава Ti6Al4V пластинчатую микроструктуру, одинаковую в поверхностном слое (рис. 13, а) и в основном металле (рис. 13, б). После обработки микроструктура материала имеет чётко выраженные следы деформации (рис. 13 в, г). Причем участок поверхности без сфер (рис. 13, в) деформирован в большей степени, чем участок со сферами (рис. 13, г), где сами сферы деформированы значительно сильнее, чем дальнейший слой металла.

Деформированный слой отличается повышенной микротвёрдостью (рис. 14). Максимальное упрочнение достигается ближе к краю поверхностного слоя и составляет примерно 35 %. При удалении от поверхности микротвёрдость постепенно снижается, достигая уровня основного металла после 100 мкм.

В итоге ультразвуковое ППД приводит к значительному снижению шероховатости поверхности и созданию упрочненного слоя, но возникающие при этом дефекты поверхности могут привести к значительному снижению эксплуатационных характеристик детали. Поэтому целесообразно проводить ультразвуковое ППД после удаления дефектов поверхности вышеописанными способами: КЭО + ХО или КАО + ХО.

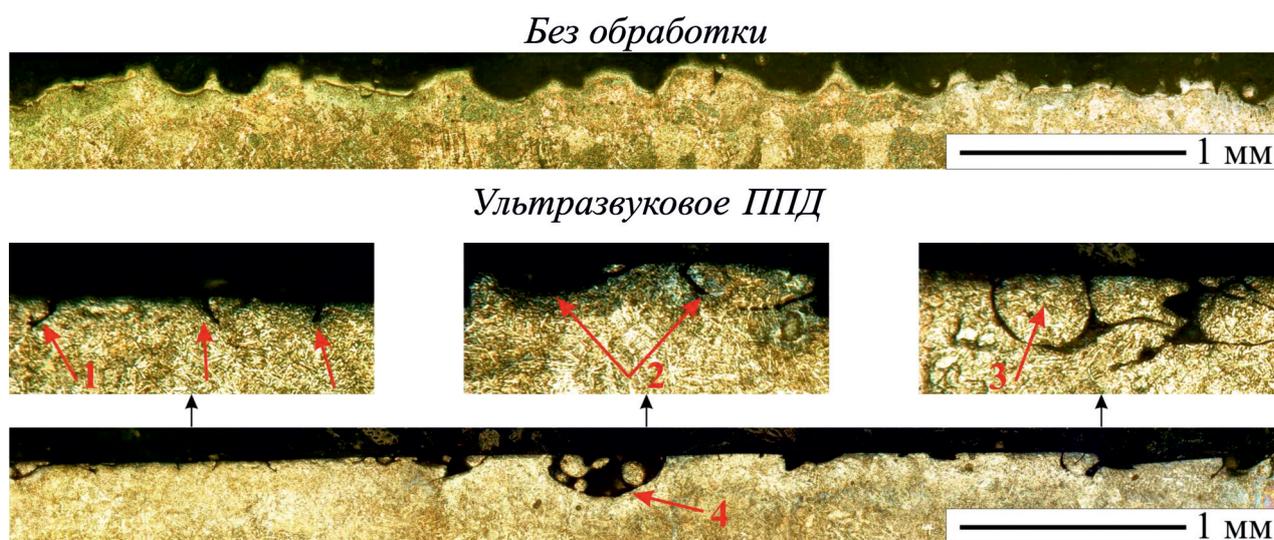


Рис. 12. Профиль поверхностей в поперечном микрошлифе:
1, 2, 3, 4 – дефекты поверхностного слоя

Fig. 12. Surface Profile in Cross-Sectional Micrograph:
1, 2, 3, 4 – surface layer defects

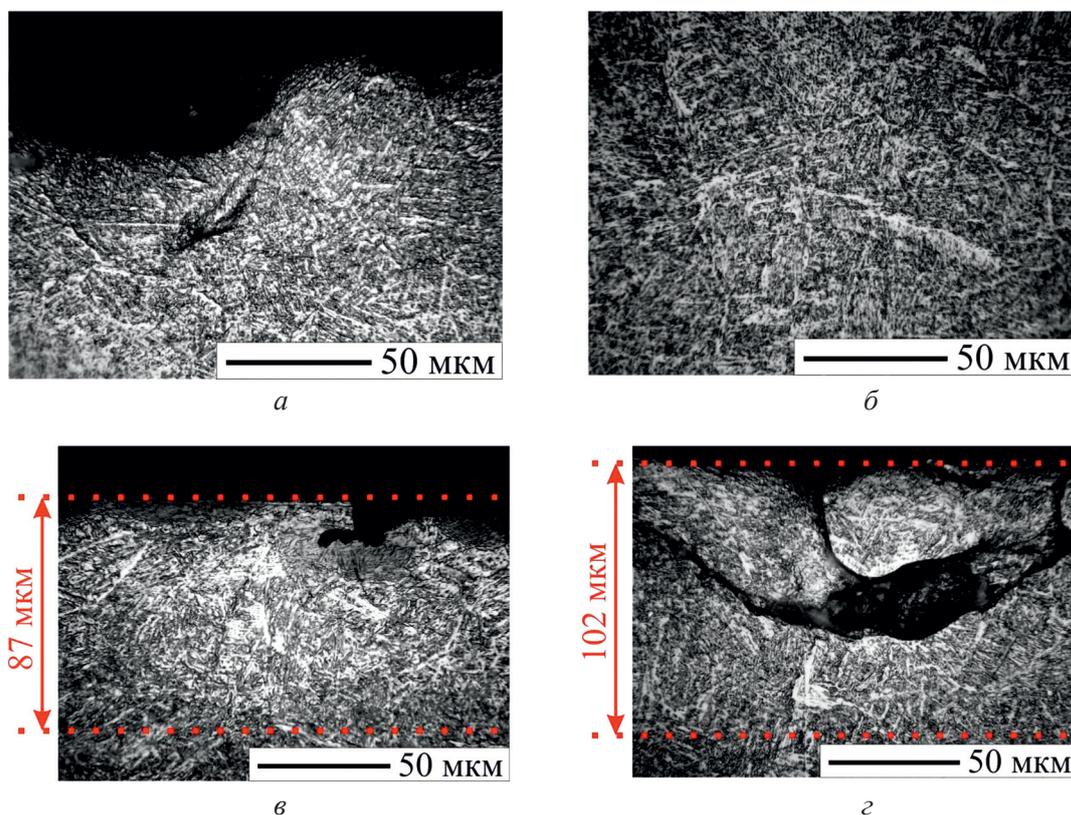


Рис. 13. Микроструктуры:

a – край контрольного образца; *б* – основной металл; *в* – край образца после ППД;
г – деформированные сферы после ППД

Fig. 13. Microstructures:

a – edge of control sample; *b* – bulk material; *v* – edge of sample after USPD; *z* – deformed spheres after USPD

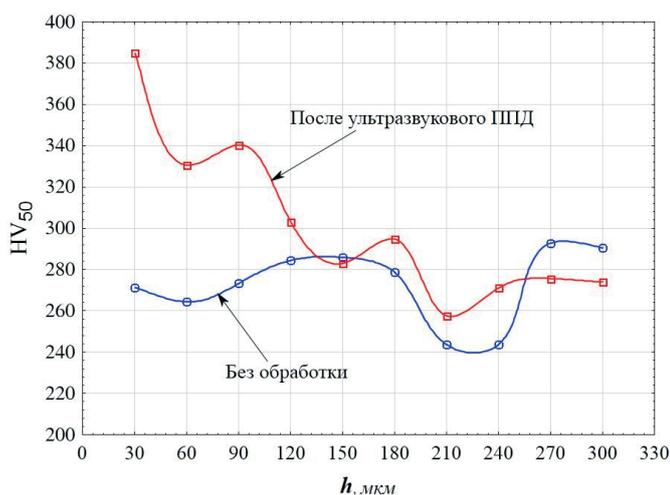


Рис. 14. Профили микротвердости образцов

Fig. 14. Microhardness profiles of samples

Описание механизмов воздействия при ультразвуковой обработке

Объёмные изображения поверхностей образцов, полученные фотографированием с расширенным фокусом, представлены на рис. 15. Эти

изображения позволяют наглядно визуализировать изменения поверхности, происходящие при различных видах обработки.

Изменения состояния поверхности определяются видом применяемой ультразвуковой обработки и соответствующими ей механизмами воздействия, схематично изображёнными на рис. 16.

При КЭО основное воздействие оказывают кавитационные кластеры, возникающие в местах наибольших неоднородностей поверхности, которыми являются сферические дефекты и впадины микронеровностей. Образующиеся при схлопывании кластеров давление и температура приводят к пластической деформации поверхности, удалению сфер и увеличению глубин впадин. Поскольку на рассматриваемых образцах впадины в основном образованы между сферами, то в процессе обработки до момента удаления всех сфер шероховатость будет снижаться. Совмещение КЭО + ХО значительно ускоряет

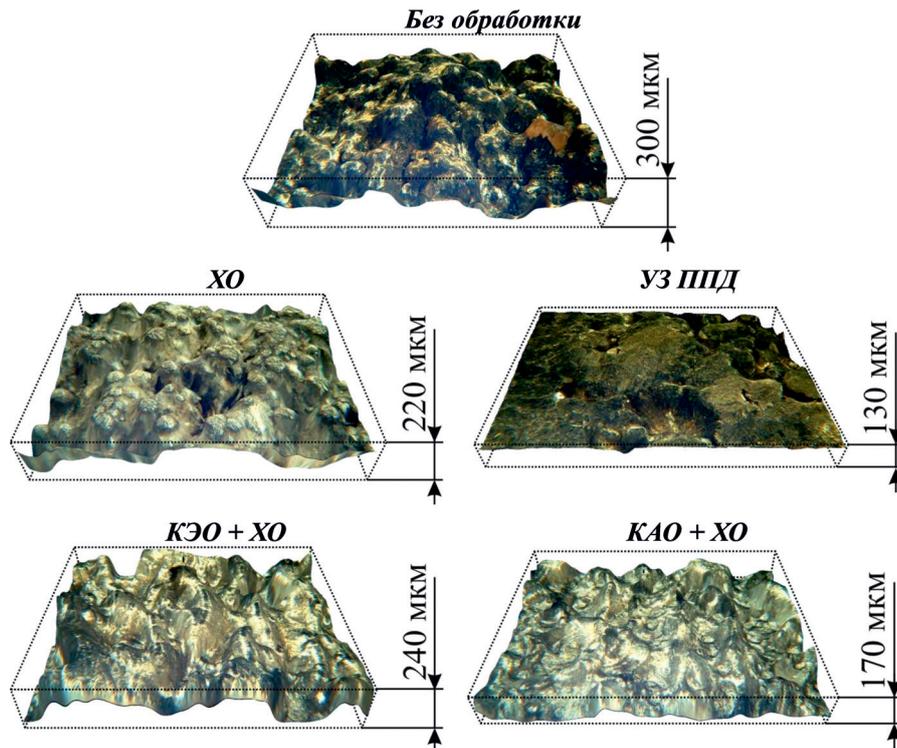


Рис. 15. Объёмные изображения поверхностей после различных видов обработки

Fig. 15. Three-dimensional images of surfaces after various treatments

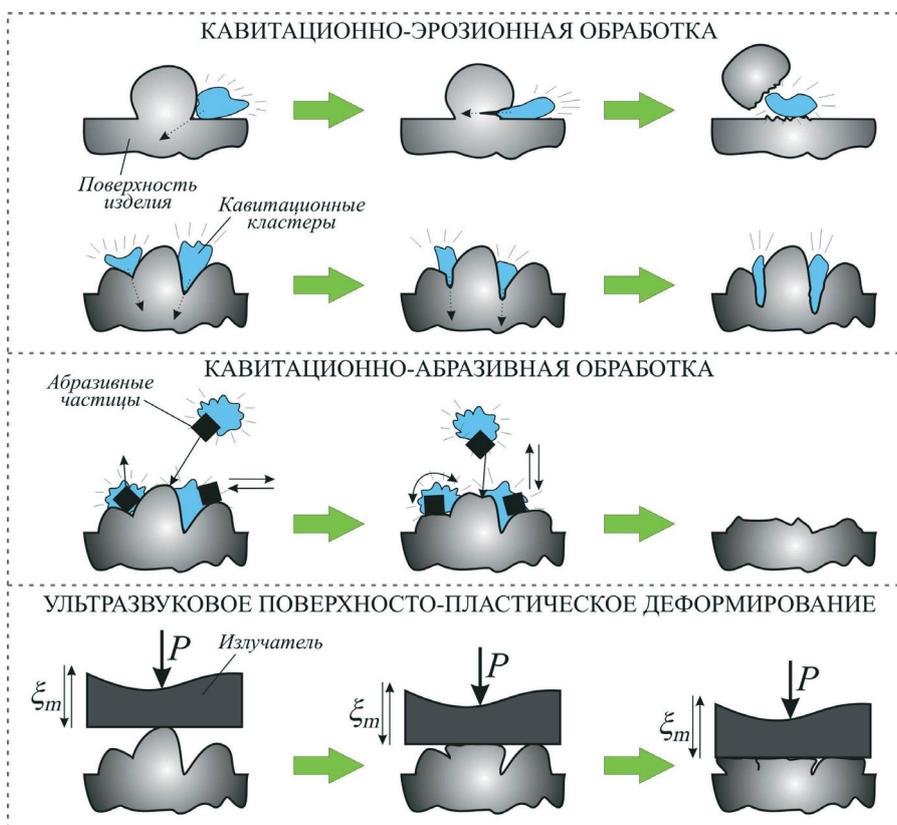


Рис. 16. Схематическое изображение динамики изменения поверхности при различных видах ультразвуковой обработки

Fig. 16. Schematic illustration of surface change dynamics during various types of ultrasonic treatment

процесс обработки за счет удаления прочной оксидной плёнки и интенсификации химического травления за счет высоких температур.

При схлопывании кластеров в процессе КАО возникающие ударные волны воспринимаются абразивными частицами, которые ударяются о поверхность и оказывают микрорежущее воздействие. Помимо этого, частицы при взаимодействии с кластером совершают колебательные, вращательные и продольные перемещения вдоль поверхности, деформируя её неровности.

При ультразвуковом ППД основным механизмом является деформация выступов микронеровностей и сфер под действием высокочастотной микроударной нагрузки.

Выводы

В результате проведенных сравнительных исследований по различным видам ультразвуковой обработки образцов из титанового сплава Ti6Al4V, полученных методом селективного лазерного плавления, установлено следующее:

– микрогеометрия поверхности образца представляет собой совокупность сферических дефектов, обусловленных особенностями производства и являющихся причиной высокой шероховатости;

– жидкостные способы обработки КЭО и КАО эффективны в среде травителя (3 % HF + 5 % HNO₃ + H₂O), который позволяет убрать оксидную плёнку;

– сравнение КЭО и КАО с помощью высокоскоростной съёмки показало, что при КЭО кавитационные пузырьки объединяются в кластеры в местах наибольших неровностей поверхности, где осуществляют работу, а при КАО происходит совместное воздействие кластеров и абразивных частиц, которые помимо ударов о поверхность совершают колебательные, вращательные и продольные движения, деформируя выступы микронеровностей;

– высокие давления и температуры, возникающие при схлопывании кавитационных пузырьков, значительно ускоряют химическое травление в местах схлопывания;

– КЭО + ХО в течение 15 мин приводит к полному удалению всех сферических дефектов поверхности, которая после обработки представляет собой чередование дорожек расплава;

– при КАО + ХО возникающие давления и температуры в значительной мере воспринимаются абразивными частицами. Они получают ускорение и совершают микрорежущие действия, в результате которых часть дефектов удаляется, а часть деформируется;

– обработка методом ультразвукового ППД приводит к смятию дефектов поверхности и образованию на ней больших плоских участков;

– при всех рассмотренных видах ультразвуковой обработки происходит снижение шероховатости поверхности: *Ra* при КЭО + ХО снижается на 33 %, при КАО + ХО – на 43 %, при ультразвуковом ППД – на 52 %, но при этом показатель наибольшей высоты неровностей *Rmax* меньше всего при КАО + ХО;

– анализ структуры микрошлифа после ППД показывает наличие упрочненного слоя глубиной примерно 100 мкм с увеличением микротвёрдости до 35 %;

– главным недостатком ППД является образование в поверхностном слое дефектов в виде трещин и частично деформированных сфер, а также наличие необработанных глубоких впадин поверхностей;

– перед ППД целесообразно проводить КЭО + ХО или КАО + ХО для удаления дефектов поверхности.

Список литературы

1. A review of post-processing technologies in additive manufacturing / X. Peng, L. Kong, J.Y.H. Fuh, H. Wang // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2021. – Vol. 5 (2). – P. 38. – DOI: 10.3390/jmmp5020038.

2. Сундуков С.К. Ультразвуковые технологии в процессах получения неразъемных соединений. – М.: Техполиграфцентр, 2023. – 269 с. – ISBN 978-5-94385-209-1.

3. Григорьев С.Н., Тарасова Т.В. Возможности технологии аддитивного производства для изготовления сложнопрофильных деталей и получения функциональных покрытий из металлических порошков // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 10 (724). – С. 5–10.

4. Possibilities of additive technologies for the manufacturing of tooling from corrosion-resistant steels in order to protect parts surfaces from thermochemical treatment / A. Metel, T. Tarasova, E. Gutsaliuk, R. Khmyrov, S. Egorov, S. Grigoriev // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (10). – P. 1551. – DOI: 10.3390/met11101551.

5. Current surface issues in additive manufacturing / J. Magnien, P. Cosemans, N. Nutal, T. Kairet // *Plasma Processes and Polymers*. – 2020. – Vol. 17 (1). – P. 1900154. – DOI: 10.1002/ppap.201900154.
6. *Tarasova T.V., Nazarov A.P., Prokof'ev M.V.* Effect of the regimes of selective laser melting on the structure and physicomechanical properties of cobalt-base superalloys // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116 (6). – P. 601–605. – DOI: 10.1134/S0031918X15060101.
7. Ultrasonic methods for improving object surface quality prepared by corrosion-resistant steel powder selective laser melting / V.A. Aleksandrov, D.S. Fatyukhin, S.K. Sundukov, A.A. Filatova // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2018. – Vol. 60 (5–6). – P. 381–386. – DOI: 10.1007/s11041-018-0287-1.
8. Перспективы применения ультразвуковых технологий в аддитивном производстве / С.Г. Конов, Д.В. Котобан, С.К. Сундуков, Д.С. Фатюхин // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2015. – № 9 (51). – С. 28–34.
9. *Tang C., Tan J.L., Wong C.H.* A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2018. – Vol. 126. – P. 957–968. – DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.06.073.
10. *Zhang B., Li Y., Bai Q.* Defect formation mechanisms in selective laser melting: a review // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. – 2017. – Vol. 30. – P. 515–527. – DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.
11. On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM) / M.H. Nasab, D. Gastaldi, N. Lecis, M. Vedani // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 24. – P. 373–377. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.10.011.
12. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: process parameters, defects and post-treatments / A.K. Singla, M. Banerjee, A. Sharma, J. Singh, A. Bansal, M.K. Gupta, N. Khanna, A.S. Shahi, D.K. Goyal // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 64. – P. 161–187. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.009.
13. Evolution mechanism of surface morphology and internal hole defect of 18Ni300 maraging steel fabricated by selective laser melting / Y. Bai, C. Zhao, D. Wang, H. Wang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2022. – Vol. 299. – P. 117328. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117328.
14. Surface characteristics enhancement and morphology evolution of selective-laser-melting (SLM) fabricated stainless steel 316L by laser polishing / C. Li, D. Liu, G. Liu, Sh. Liu, X. Jin, Y. Bai // *Optics & Laser Technology*. – 2023. – Vol. 162. – P. 109246. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2023.109246.
15. Effect of high layer thickness on surface quality and defect behavior of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting / X. Shi, C. Yan, W. Feng, Y. Zhang, Z. Leng // *Optics & Laser Technology*. – 2020. – Vol. 132. – P. 106471. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106471.
16. *Giorleo L., Ceretti E., Giardini C.* Ti surface laser polishing: effect of laser path and assist gas // *Procedia CIRP*. – 2015. – Vol. 33. – P. 446–451. – DOI: 10.1016/j.procir.2015.06.102.
17. The effects of Hot Isostatic Pressing on parts fabricated by binder jetting additive manufacturing / A.Y. Kumar, Y. Bai, A. Eklund, C.B. Williams // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 24. – P. 115–124. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.09.021.
18. Effect of Hot Isostatic Pressure treatment on the Electron-Beam Melted Ti-6Al-4V specimens / V. Popov, A. Katz-Demyanetz, A. Garkun, G. Muller, E. Strokin, H. Rosenson // *Procedia Manufacturing*. – 2018. – Vol. 21. – P. 125–132. – DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.102.
19. Chemical polishing of scaffolds made of Ti-6Al-7Nb alloy by additive manufacturing / E. Łyczkowska, P. Szymczyk, B. Dybała, E. Chlebus // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2014. – Vol. 14 (4). – P. 586–594. – DOI: 10.1016/j.acme.2014.03.001.
20. Electrochemical polishing of selective laser melted Inconel 718 / S. Jain, M. Corliss, B. Tai, W.N. Hung // *Procedia Manufacturing*. – 2019. – Vol. 34. – P. 239–246. – DOI: 10.1016/j.promfg.2019.06.145.
21. Surface roughness reduction of additive manufactured products by applying a functional coating using ultrasonic spray coating / S. Slegers, M. Linzas, J. Drijckoningen, J. D'Haen, N.K. Reddy, W. Deferme // *Coatings*. – 2017. – Vol. 7. – P. 208. – DOI: 10.3390/coatings7120208.
22. Severe plastic deformation as a processing tool for strengthening of additive manufactured alloys / A. Hosseinzadeh, A. Radi, J. Richter, T. Wegener, S.V. Sajadifar, T. Niendorf, G.G. Yapici // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 68 (2). – P. 788–795. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.05.070.
23. Additive manufacturing with ultrasound / R.I. Nigmatzyanov, S.K. Sundukov, D.S. Fatyukhin, V.V. Grib, S.K. Kartsov // *Russian Engineering Research*. – 2017. – Vol. 37 (12). – P. 1070–1073. – DOI: 10.3103/S1068798X17120140.
24. *Sundukov S.K.* Ultrasonic vibration mechanism in making permanent joints // *Steel in Translation*. – 2024. – Vol. 54 (1). – P. 10–15. – DOI: 10.3103/S0967091224700190.
25. Effect of cavitation erosion wear, vibration tumbling, and heat treatment on additively manufactured surface quality and properties / S.N. Grigoriev, A.S. Metel, T.V. Tarasova, A.A. Filatova, S.K. Sundukov, M.A. Volosova, A.A. Okunkova, Y.A. Melnik, P.A. Podrabinnik // *Metals*. – 2020. – Vol. 10 (11). – P. 1540. – DOI: 10.3390/met10111540.

26. Influence of postprocessing on wear resistance of aerospace steel parts produced by laser powder bed fusion / A.S. Metel, S.N. Grigoriev, T.V. Tarasova, A.A. Filatova, S.K. Sundukov, M.A. Volosova, A.A. Okunkova, Y.A. Melnik, P.A. Podrabinnik // *Technologies*. – 2020. – Vol. 8 (4). – P. 73. – DOI: 10.3390/technologies8040073.

27. *Tan K.L., Yeo S.H.* Surface modification of additive manufactured components by ultrasonic cavitation abrasive finishing // *Wear*. – 2017. – Vol. 378–379. – P. 90–95. – DOI: 10.1016/j.wear.2017.02.030.

28. *Tan K.L., Yeo S.H.* Surface finishing on IN625 additively manufactured surfaces by combined ultrasonic cavitation and abrasion // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 31. – P. 100938. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100938.

29. *Wang J., Zhu J., Liew P.J.* Material removal in ultrasonic abrasive polishing of additive manufactured components // *Applied Sciences*. – 2019. – Vol. 9 (24). – P. 5359. – DOI: 10.3390/app9245359.

30. *Tan W.X., Tan K.W., Tan K.L.* Developing high intensity ultrasonic cleaning (HIUC) for post-processing additively manufactured metal components // *Ultrasonics*. – 2022. – Vol. 126. – P. 106829. – DOI: 10.1016/j.ultras.2022.106829.

31. *Goh K.W.S., Tan K.L., Yeo S.H.* Hybrid ultrasonic cavitation abrasive peening and electrochemical polishing on additively manufactured AlSi10Mg components // *Proceedings of the 3rd International Conference on Advanced Surface Enhancement (INCASE) 2023*. – Singapore: Springer, 2023. – P. 59–66. – DOI: 10.1007/978-981-99-8643-9_7.

32. *Sun M., Toyserkani E.* A novel hybrid ultrasound abrasive-driven electrochemical surface finishing technique for additively manufactured Ti6Al4V parts // *Inventions*. – 2024. – Vol. 9 (2). – P. 45. – DOI: 10.3390/inventions9020045.

33. *Wang B., Castellana J., Melkote S.N.* A hybrid post-processing method for improving the surface quality of additively manufactured metal parts // *CIRP Annals*. – 2021. – Vol. 70 (1). – P. 175–178. – DOI: 10.1016/j.cirp.2021.03.010.

34. Effect of electropolishing on ultrasonic cavitation in hybrid post-processing of additively manufactured metal surfaces / J.H. Jeon, N. Panpalia, A. Rashid, S.N. Melkote // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2024. – Vol. 120. – P. 703–711. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.04.092.

35. Rotary ultrasonic-assisted abrasive flow finishing and its fundamental performance in Al6061 machining / Q. Wang, M.S. Vohra, S. Bai, S.H. Yeo // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. – Vol. 113. – P. 473–481. – DOI: 10.1007/s00170-021-06666-7.

36. *Nagalingam A.P., Yuvaraj H.K., Yeo S.H.* Synergistic effects in hydrodynamic cavitation abrasive finishing for internal surface-finish enhancement of additive-manufactured components // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 33. – P. 101110. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101110.

37. *Nagalingam A.P., Yeo S.H.* Controlled hydrodynamic cavitation erosion with abrasive particles for internal surface modification of additive manufactured components // *Wear*. – 2018. – Vol. 414. – P. 89–100. – DOI: 10.1016/j.wear.2018.08.006.

38. Improving surface finish and wear resistance of additive manufactured nickel-titanium by ultrasonic nano-crystal surface modification / C. Ma, M.T. Andani, H. Qin, N.S. Moghaddam, H. Ibrahim, A. Jahadkbar, A. Amerinatanzi, Z. Ren, H. Zhang, G.L. Doll, Y. Dong, M. Elahinia, C. Ye // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 249. – P. 433–440. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.06.038.

39. Ultrasonic surface post-processing of hot isostatic pressed and heat treated superalloy parts manufactured by laser powder bed fusion / D.A. Lesyk, S. Martinez, B.N. Mordiyuk, O.O. Pedash, V.V. Dzhemelinskyi, A. Lamikiz // *Additive Manufacturing Letters*. – 2022. – Vol. 3. – P. 100063. – DOI: 10.1016/j.addlet.2022.100063.

40. Effect of electropulsing-assisted ultrasonic nanocrystal surface modification on microstructures and hardness of additive manufactured Inconel 718 / Y. Ye, C. Zhang, L. Gao, L. Peng, G. Liu, Y. Zhang, C. Tang, T. Huang, C. Ye // *Engineering Failure Analysis*. – 2023. – Vol. 153. – P. 107611. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2023.107611.

41. Surface properties of additively manufactured 316L steel subjected to ultrasonic rolling / Q. Xu, Z. Qiu, D. Jiang, G. Cai, X. Yang, J. Liu, G. Li // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2024. – Vol. 34 (2). – P. 1733–1742. – DOI: 10.1007/s11665-024-09173-4.

42. *Amanov A., Karimbaev R.M.* Effect of ultrasonic nanocrystal surface modification temperature: microstructural evolution, mechanical properties and tribological behavior of silicon carbide manufactured by additive manufacturing // *Surface and Coatings Technology*. – 2021. – Vol. 425. – P. 127688. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127688.

43. Effects of ultrasonic impact treatment on the stress-controlled fatigue performance of additively manufactured DMLS Ti-6Al-4V alloy / P. Walker, S. Malz, E. Trudel, S. Nosir, M.S.A. ElSayed, L. Kok // *Applied Sciences*. – 2019. – Vol. 9 (22). – P. 4787. – DOI: 10.3390/app9224787.

44. Superior effects of hybrid laser shock peening and ultrasonic nanocrystalline surface modifica-

tion on fatigue behavior of additive manufactured Al-Si10Mg / E. Maleki, S. Bagherifard, O. Unal, A. Jam, S. Shao, M. Guagliano, N. Shamsaei // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 463. – P. 129512. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129512.

45. Effects of ultrasonic nanocrystal surface modification on the surface integrity, microstructure, and wear resistance of 300M martensitic ultra-high strength steel / W. Zhao, D. Liu, R. Chiang, H. Qin, X. Zhang, H. Zhang, J. Liu, Z. Ren, R. Zhang, G.L. Doll, V.K. Vasudevan, Y. Dong, C. Ye // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2020. – Vol. 285. – P. 116767. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116767.

46. *Teramachi A., Yan J.* Improving the surface integrity of additive-manufactured metal parts by ultrasonic vibration-assisted burnishing // *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*. – 2019. – Vol. 7 (2) – P. 024501. – DOI: 10.1115/1.4043344.

47. The effect of ultrasonic impact treatment on deformation and fracture of electron beam additive manufactured Ti-6Al-4V under uniaxial tension / A.V. Panin, M.S. Kazachenok, A.I. Dmitriev, A.Y. Niko-

nov, O.B. Perevalova, L.A. Kazantseva, E.A. Sinyakova, S.A. Martynov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 832. – P. 142458. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.142458.

48. *Розенберг Л.Д.* Физика и техника мощного ультразвука. Т. 3. Физические основы ультразвуковой технологии. – М.: Наука, 1970. – 689 с.

49. *Сундуков С.К.* Особенности наложения ультразвуковых колебаний в процессе сварки // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 2. – С. 50–66. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.2-50-66.

50. *Приходько В.М.* Ультразвуковые технологии при производстве и ремонте автотракторной техники. – М.: Техполиграфцентр, 2000. – 252 с. – ISBN 5-900095-16-9.

51. Comparison of the effects of ultrasonic cavitation on the surfaces of 45 and 40Kh steels / D.S. Fatyukhin, R.I. Nigmatzyanov, V.M. Prikhodko, A.V. Sukhov, S.K. Sundukov // *Metals*. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 138. – DOI: 10.3390/met12010138.

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



Comparison of ultrasonic surface treatment methods applied to additively manufactured Ti-6Al-4V alloy

Sergey Sundukov^{a, *}, Ravil Nigmatzyanov^b, Vyacheslav Prikhodko^c,
Dmitry Fatyukhin^d, Vladimir Koldyushov^e

Moscow Automobile and Road Construction State Technical University (MADI), 64 Leningradsky prospect, Moscow, 125319, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-4393-4471>,  sergey-lefmo@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0008-1443-7584>,  lefmo@yandex.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-8261-0424>,  prihodko@madi.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-5914-3415>,  mitriy2@yandex.ru;

^e  <https://orcid.org/0009-0005-6711-6256>,  v.koldyushov@list.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 January 2025

Revised: 17 February 2025

Accepted: 17 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Ultrasonic treatment

Cavitation

Abrasive

Surface deformation

Selective laser melting

Surface roughness

Spherical defects

Funding

This research was funded by the Russian Science Foundation, grant number No. 21-79-00185, <https://rscf.ru/project/24-19-00463/>

ABSTRACT

Introduction. Selective Laser Melting (*SLM*) of metal powders enables the fabrication of parts with arbitrary geometries, which is unattainable through conventional manufacturing technologies. The main disadvantages of the method include high surface roughness, resulting from metal spattering, spheroidization, partial melting and powder adhesion, as well as difficulties with finishing complex surface areas. One effective approach for processing such parts is the application of ultrasonic liquid technologies, where cavitation bubbles act as working bodies, penetrating and performing work on any area of the surface. **The purpose** of this study is to determine the influence of different types of ultrasonic treatment on the surface properties obtained by selective laser melting through comparative testing. **Materials and methods.** Samples made from *Ti-6Al-4V* titanium alloy, manufactured using selective laser melting on an *EOS M280* machine, were investigated. For ultrasonic treatment, a rod-shaped magnetostrictive vibratory system was used, with the end of the emitter positioned 20 mm from the side surface of the sample. A etching solution (3% HF + 5% HNO₃ + H₂O) was used as a liquid medium to remove the oxide film that hinders the effect of cavitation. Cavitation-erosion (*CET*) treatment, cavitation-abrasive (*CAT*) treatment, and additionally, ultrasonic surface plastic deformation (*USPD*) were performed. After treatment, the surface condition, roughness, and sub-microgeometry were assessed for all samples. The microstructure of the *USPD*-treated samples was also investigated. **Results and discussion.** A high-speed imaging method was used to compare the main mechanisms of interaction with the surface during *CET* and *CAT*. During *CET*, collapsing and pulsating cavitation clusters are observed, located at the points of highest peaks and valleys on the surface. During *CAT*, the micro-cutting action of abrasive particles is added. These particles receive shock waves generated by collapsing bubbles, hit the surface, and undergo oscillatory, rotational, and longitudinal movements. Comparison of the surface condition dynamics revealed that *CET* enables complete removal of surface defects down to the melt tracks. *CAT* removes some surface defects while deforming the remaining ones. During *USPD*, spherical defects are crushed, forming large flat areas. All types of ultrasonic treatment reduce surface roughness: R_a is reduced by 33% during *CET*, by 43% during *CAT*, and by 52% during *USPD*. However, R_{max} is lowest with *CAT*. The microstructure after *USPD* is characterized by a hardened layer with a depth of approximately 100 μm and an increase in microhardness up to 35%. However, after *USPD*, defects in the form of cracks, partially deformed spheres, and the presence of untreated deep surface depressions are formed in the surface layer, which significantly reduces performance characteristics. Therefore, it is advisable to perform *CET* or *CAT* before *USPD* to remove surface defects.

For citation: Sundukov S.K., Nigmatzyanov R.I., Prikhodko V.M., Fatyukhin D.S., Koldyushov V.K. Comparison of ultrasonic surface treatment methods applied to additively manufactured Ti-6Al-4V alloy. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 6–28. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-6-28. (In Russian).

References

- Peng X., Kong L., Fuh J.Y.H., Wang H. A review of post-processing technologies in additive manufacturing. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2021, vol. 5 (2), p. 38. DOI: 10.3390/jmmp5020038.

* Corresponding author

Sundukov Sergey K., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Moscow Automobile and Road Construction
 State Technical University (MADI),
 64 Leningradsky prospect,
 125319, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 926 369-19-70, e-mail: sergey-lefmo@yandex.ru

2. Sundukov S.K. *Ul'trazvukovye tekhnologii v protsessakh polucheniya neraz"emnykh soedinenii* [Ultrasonic technologies in the processes of obtaining permanent connections]. Moscow, Tekhpolygrafstsentr Publ., 2023. 263 p. ISBN 978-5-94385-209-1.
3. Grigor'ev S.N., Tarasova T.V. Vozmozhnosti tekhnologii additivnogo proizvodstva dlya izgotovleniya slozhnopofil'nykh detalei i polucheniya funktsional'nykh pokrytii iz metallicheskiikh poroshkov [Potential of additive manufacturing technology for manufacturing complex-shaped parts and obtaining functional coatings from metal powders]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2015, no. 10 (724), pp. 5–10.
4. Metel A., Tarasova T., Gutsaliuk E., Khmyrov R., Egorov S., Grigoriev S. Possibilities of additive technologies for the manufacturing of tooling from corrosion-resistant steels in order to protect parts surfaces from thermochemical treatment. *Metals*, 2021, vol. 11 (10), p. 1551. DOI: 10.3390/met11101551.
5. Magnien J., Cosemans P., Nutal N., Kairet T. Current surface issues in additive manufacturing. *Plasma Processes and Polymers*, 2020, vol. 17 (1), p. 1900154. DOI: 10.1002/ppap.201900154.
6. Tarasova T.V., Nazarov A.P., Prokof'ev M.V. Effect of the regimes of selective laser melting on the structure and physicomechanical properties of cobalt-base superalloys. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, pp. 601–605. DOI: 10.1134/S0031918X15060101.
7. Aleksandrov V.A., Fatyukhin D.S., Sundukov S.K., Filatova A.A. Ultrasonic methods for improving object surface quality prepared by corrosion-resistant steel powder selective laser melting. *Metal Science and Heat Treatment*, 2018, vol. 60, pp. 381–386. DOI: 10.1007/s11041-018-0287-1.
8. Konov S.G., Kotoban D.V., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S. Perspektivy primeneniya ul'trazvukovykh tekhnologii v additivnom proizvodstve [Prospects for the application of ultrasonic technology in additive manufacturing]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2015, no. 9 (51), pp. 28–34.
9. Tang C., Tan J.L., Wong C.H. A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2018, vol. 126, pt. B, pp. 957–968. DOI: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.06.073.
10. Zhang B., Li Y., Bai Q. Defect formation mechanisms in selective laser melting: a review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2017, vol. 30, pp. 515–527. DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.
11. Nasab M.H., Gastaldi D., Lecis N., Vedani M. On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM). *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 24, pp. 373–377. DOI: 10.1016/j.addma.2018.10.011.
12. Singla A.K., Banerjee M., Sharma A., Singh J., Bansal A., Gupta M.K., Khanna N., Shahi A.S., Goyal D.K. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: process parameters, defects and post-treatments. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 64, pp. 161–187. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.009.
13. Bai Y., Zhao C., Wang D., Wang H. Evolution mechanism of surface morphology and internal hole defect of 18Ni300 maraging steel fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, vol. 299, p. 117328. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117328.
14. Li C., Liu D., Liu G., Liu Sh., Jin X., Bai Y. Surface characteristics enhancement and morphology evolution of selective-laser-melting (SLM) fabricated stainless steel 316L by laser polishing. *Optics & Laser Technology*, 2023, vol. 162, p. 109246. DOI: 10.1016/j.optlastec.2023.109246.
15. Shi X., Yan C., Feng W., Zhang Y., Leng Z. Effect of high layer thickness on surface quality and defect behavior of Ti-6Al-4V fabricated by selective laser melting. *Optics & Laser Technology*, 2020, vol. 132, p. 106471. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106471.
16. Giorleo L., Ceretti E., Giardini C. Ti surface laser polishing: effect of laser path and assist gas. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 33, pp. 446–451. DOI: 10.1016/j.procir.2015.06.102.
17. Kumar A.Y., Bai Y., Eklund A., Williams C.B. The effects of Hot Isostatic Pressing on parts fabricated by binder jetting additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 24, pp. 115–124. DOI: 10.1016/j.addma.2018.09.021.
18. Popov V., Katz-Demyanetz A., Garkun A., Muller G., Strokin E., Rosenson H. Effect of Hot Isostatic Pressure treatment on the Electron-Beam Melted Ti-6Al-4V specimens. *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 21, pp. 125–132. DOI: 10.1016/j.promfg.2018.02.102.
19. Łyczkowska E., Szymczyk P., Dybała B., Chlebus E. Chemical polishing of scaffolds made of Ti-6Al-7Nb alloy by additive manufacturing. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2014, vol. 14 (4), pp. 586–594. DOI: 10.1016/j.acme.2014.03.001.

20. Jain S., Corliss M., Tai B., Hung W.N. Electrochemical polishing of selective laser melted Inconel 718. *Procedia Manufacturing*, 2019, vol. 34, pp. 239–246. DOI: 10.1016/j.promfg.2019.06.145.
21. Slegers S., Linzas M., Drijkoningen J., D’Haen J., Reddy N.K., Deferme W. Surface roughness reduction of additive manufactured products by applying a functional coating using ultrasonic spray coating. *Coatings*, 2017, vol. 7 (12), p. 208. DOI: 10.3390/coatings7120208.
22. Hosseinzadeh A., Radi A., Richter J., Wegener T., Sajadifar S.V., Niendorf T., Yapici G.G. Severe plastic deformation as a processing tool for strengthening of additive manufactured alloys. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 68, pt. A, pp. 788–795. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.05.070.
23. Nigmatzyanov R.I., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S., Grib V.V., Kartsov S.K. Additive manufacturing with ultrasound. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37, pp. 1070–1073. DOI: 10.3103/S1068798X17120140.
24. Sundukov S.K. Ultrasonic vibration mechanism in making permanent joints. *Steel in Translation*, 2024, vol. 54, pp. 10–15. DOI: 10.3103/S0967091224700190.
25. Grigoriev S.N., Metel A.S., Tarasova T.V., Filatova A.A., Sundukov S.K., Volosova M.A., Okunkova A.A., Melnik Y.A., Podrabinnik P.A. Effect of cavitation erosion wear, vibration tumbling, and heat treatment on additively manufactured surface quality and properties. *Metals*, 2020, vol. 10 (11), p. 1540. DOI: 10.3390/met10111540.
26. Metel A.S., Grigoriev S.N., Tarasova T.V., Filatova A.A., Sundukov S.K., Volosova M.A., Okunkova A.A., Melnik Y.A., Podrabinnik P.A. Influence of postprocessing on wear resistance of aerospace steel parts produced by laser powder bed fusion. *Technologies*, 2020, vol. 8 (4), p. 73. DOI: 10.3390/technologies8040073.
27. Tan K.L., Yeo S.H. Surface modification of additive manufactured components by ultrasonic cavitation abrasive finishing. *Wear*, 2017, vol. 378–379, pp. 90–95. DOI: 10.1016/j.wear.2017.02.030.
28. Tan K.L., Yeo S.H. Surface finishing on IN625 additively manufactured surfaces by combined ultrasonic cavitation and abrasion. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 31, p. 100938. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100938.
29. Wang J., Zhu J., Liew P.J. Material removal in ultrasonic abrasive polishing of additive manufactured components. *Applied Sciences*, 2019, vol. 9 (24), p. 5359. DOI: 10.3390/app9245359.
30. Tan W.X., Tan K.W., Tan K.L. Developing high intensity ultrasonic cleaning (HIUC) for post-processing additively manufactured metal components. *Ultrasonics*, 2022, vol. 126, p. 106829. DOI: 10.1016/j.ultras.2022.106829.
31. Goh K.W.S., Tan K.L., Yeo S.H. Hybrid ultrasonic cavitation abrasive peening and electrochemical polishing on additively manufactured AlSi10Mg components. *Proceedings of the 3rd International Conference on Advanced Surface Enhancement (INCASE) 2023*. Singapore, Springer, 2023, pp. 59–66. DOI: 10.1007/978-981-99-8643-9_7.
32. Sun M., Toyserkani E. A novel hybrid ultrasound abrasive-driven electrochemical surface finishing technique for additively manufactured Ti6Al4V parts. *Inventions*, 2024, vol. 9 (2), p. 45. DOI: 10.3390/inventions9020045.
33. Wang B., Castellana J., Melkote S.N. A hybrid post-processing method for improving the surface quality of additively manufactured metal parts. *CIRP Annals*, 2021, vol. 70 (1), pp. 175–178. DOI: 10.1016/j.cirp.2021.03.010.
34. Jeon J.H., Panpalia N., Rashid A., Melkote S.N. Effect of electropolishing on ultrasonic cavitation in hybrid post-processing of additively manufactured metal surfaces. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 120, pp. 703–711. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.04.092.
35. Wang Q., Vohra M.S., Bai S., Yeo S.H. Rotary ultrasonic-assisted abrasive flow finishing and its fundamental performance in Al6061 machining. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 113, pp. 473–481. DOI: 10.1007/s00170-021-06666-7.
36. Nagalingam A.P., Yuvaraj H.K., Yeo S.H. Synergistic effects in hydrodynamic cavitation abrasive finishing for internal surface-finish enhancement of additive-manufactured components. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 33, p. 101110. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101110.
37. Nagalingam A.P., Yeo S.H. Controlled hydrodynamic cavitation erosion with abrasive particles for internal surface modification of additive manufactured components. *Wear*, 2018, vol. 414–415, pp. 89–100. DOI: 10.1016/j.wear.2018.08.006.
38. Ma C., Andani M.T., Qin H., Moghaddam N.S., Ibrahim H., Jahadakbar A., Amerinatanzi A., Ren Z., Zhang H., Doll G.L., Dong Y., Elahinia M., Ye C. Improving surface finish and wear resistance of additive manufactured nickel-titanium by ultrasonic nano-crystal surface modification. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 249, pp. 433–440. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.06.038.
39. Lesyk D.A., Martinez S., Mordyuk B.N., Pedash O.O., Dzhemelinskyi V.V., Lamikiz A. Ultrasonic surface post-processing of hot isostatic pressed and heat treated superalloy parts manufactured by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing Letters*, 2022, vol. 3, p. 100063. DOI: 10.1016/j.addlet.2022.100063.
40. Ye Y., Zhang C., Gao L., Peng L., Liu G., Zhang Y., Tang C., Huang T., Ye C. Effect of electropulsing-assisted ultrasonic nanocrystal surface modification on microstructures and hardness of additive manufactured Inconel 718. *Engineering Failure Analysis*, 2023, vol. 153, p. 107611. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2023.107611.

41. Xu Q., Qiu Z., Jiang D., Cai G., Yang X., Liu J., Li G. Surface properties of additively manufactured 316L steel subjected to ultrasonic rolling. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, vol. 34 (2), pp. 1733–1742. DOI: 10.1007/s11665-024-09173-4.
42. Amanov A., Karimbaev R.M. Effect of ultrasonic nanocrystal surface modification temperature: microstructural evolution, mechanical properties and tribological behavior of silicon carbide manufactured by additive manufacturing. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 425, p. 127688. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127688.
43. Walker P., Malz S., Trudel E., Nosir S., ElSayed M.S.A., Kok L. Effects of ultrasonic impact treatment on the stress-controlled fatigue performance of additively manufactured DMLS Ti-6Al-4V alloy. *Applied Sciences*, 2019, vol. 9 (22), p. 4787. DOI: 10.3390/app9224787.
44. Maleki E., Bagherifard S., Unal O., Jam A., Shao S., Guagliano M., Shamsaei N. Superior effects of hybrid laser shock peening and ultrasonic nanocrystalline surface modification on fatigue behavior of additive manufactured AlSi10Mg. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 463, p. 129512. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129512.
45. Zhao W., Liu D., Chiang R., Qin H., Zhang X.H., Zhang H., Liu J., Ren Z., Zhang R., Doll G.L., Vasudevan V.K., Dong Y., Ye C. Effects of ultrasonic nanocrystal surface modification on the surface integrity, microstructure, and wear resistance of 300M martensitic ultra-high strength steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 285, p. 116767. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2020.116767.
46. Teramachi A., Yan J. Improving the surface integrity of additive-manufactured metal parts by ultrasonic vibration-assisted burnishing. *Journal of Micro and Nano-Manufacturing*, 2019, vol. 7 (2), p. 024501. DOI: 10.1115/1.4043344.
47. Panin A.V., Kazachenok M.S., Dmitriev A.I., Nikonov A.Y., Perevalova O.B., Kazantseva L.A., Sinyakova E.A., Martynov S.A. The effect of ultrasonic impact treatment on deformation and fracture of electron beam additive manufactured Ti-6Al-4V under uniaxial tension. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 832, p. 142458. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142458.
48. Rozenberg L.D. *Fizika i tekhnika moshchnogo ul'trazvuka*. T. 3. *Fizicheskie osnovy ul'trazvukovoi tekhnologii* [Physics and technology of high-power ultrasound. Vol. 3. Physical foundations of ultrasonic technology]. Moscow, Nauka Publ., 1970. 689 p.
49. Sundukov S.K. Osobennosti nalozheniya ul'trazvukovykh kolebaniy v protsesse svarki [Features of the superposition of ultrasonic vibrations in the welding process]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 2, pp. 50–66. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.2-50-66.
50. Prikhod'ko V.M. *Ul'trazvukovye tekhnologii pri proizvodstve i remonte avtotraktornoj tekhniki* [Ultrasonic technologies in the production and repair of automotive equipment]. Moscow, Tekhpoligrftsentr Publ., 2000. 252 p. ISBN 5-900095-16-9.
51. Fatyukhin D.S., Nigmatzyanov R.I., Prikhodko V.M., Sukhov A.V., Sundukov S.K. A comparison of the effects of ultrasonic cavitation on the surfaces of 45 and 40kh steels. *Metals*, 2022, vol. 12 (1), p. 138. DOI: 10.3390/met12010138.

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



Сравнительная оценка трения и износа альтернативных материалов, используемых для производства фрикционных композиционных материалов тормозных систем

Нарен Кейт^{1, а}, Атул Кулкарни^{1, b, *}, Йогирадж Дама^{2, с}

¹ Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Махараштра, Пуне – 411048, Индия

² Технологический университет доктора Бабасахеба Амбедкара, Лонере, Райгад, Махараштра, 402103, Индия

^а <https://orcid.org/0009-0001-1502-8570>, naren.kate@viit.ac.in; ^б <https://orcid.org/0000-0002-6452-6349>, atul.kulkarni@viit.ac.in;

^с <https://orcid.org/0009-0008-5404-4347>, yogirajdama@dbatu.ac.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.81:621.89

История статьи:

Поступила: 17 января 2025

Рецензирование: 17 февраля 2025

Принята к печати: 17 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Безасбестовые альтернативные материалы

Фрикционные материалы

тормозных колодок

Композиционные материалы

Износ

Схема «штифт – диск»

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящем исследовании рассматриваются научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы (НИОКР), направленные на разработку безасбестовых фрикционных композиционных материалов для тормозных систем (ФКТС) с целью повышения безопасности и эффективности работы автомобильных тормозных систем. Изучена эволюция ФКТС от материалов на основе асбеста к более безопасным заменителям и проведен анализ с целью разработки альтернативных комбинаций. Подчеркнута важная роль основных компонентов – волокон, связующих, модификаторов трения и наполнителей – в создании долговечных фрикционных композиционных материалов тормозных систем. Композиционный материал на основе базальтового волокна с наполнителем из карбоната кальция сравнивается с композиционным материалом на основе арамидного волокна с наполнителем из сульфата бария посредством оценки на испытательном стенде по схеме трения «штифт – диск». На основании результатов испытаний установлено, что альтернативные композиционные материалы перспективны для применения в тормозных системах. Настоящая работа предоставляет основу для дальнейшей разработки экологически чистых фрикционных композиционных материалов для автомобильных тормозных систем (ФКТС) с целью повышения безопасности и эффективности их работы. Исследуются экологически чистые альтернативы асбесту, анализируются роли волокон, связующих, модификаторов трения и наполнителей. Целью исследования является определение оптимальных составов для создания прочных, экологически безопасных тормозных материалов, открывающих путь для дальнейшего внедрения инновационных решений в практику. **Методы исследования:** для оценки износа, трения и долговечности, а также оценки пригодности разрабатываемых материалов с целью использования в тормозных системах применяется метод трения по схеме «штифт – диск». Исследование посвящено анализу влияния компонентов (волокон, связующих, модификаторов трения и наполнителей) на свойства фрикционных композиционных материалов тормозных систем. Экспериментально изучены два состава: базальтовое волокно с карбонатом кальция и арамидное волокно с сульфатом бария. **Результаты и обсуждение:** результаты исследования свидетельствуют об эффективности использования базальтового волокна с карбонатом кальция и арамидного волокна с сульфатом бария в качестве компонентов фрикционных композитов тормозных систем. Показано, что данные материалы обеспечивают высокие показатели износостойкости и фрикционных характеристик. Подчеркивается потенциал дальнейшей оптимизации составов для повышения экологичности и улучшения эксплуатационных свойств тормозных систем. Полученные результаты также подчеркивают важность выбора компонентов для разработки безопасных и экологически устойчивых фрикционных композитов.

Для цитирования: Кейт Н., Кулкарни А.П., Дама Й.Б. Сравнительная оценка трения и износа альтернативных материалов, используемых для производства фрикционных композиционных материалов тормозных систем // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 29–42. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-29-42.

Введение

Тормозные системы – ключевой элемент безопасности автомобилей, обеспечивающий остановку и безопасное управление. Их эффективность имеет решающее значение для обеспечения безопасности пассажиров и других

*Адрес для переписки

Кулкарни Атул П., профессор

Институт информационных технологий Вишвакармы,

Кондва (Бадрек), Пуне – 411048,

Махараштра, Индия

Тел.: 91-2026950419, e-mail: atul.kulkarni@viit.ac.in

участников дорожного движения. В дисковых тормозных системах эффективность торможения определяется трением между тормозной колодкой и диском. Следовательно, выбор подходящих материалов для фрикционных композитов тормозных накладок является определяющим фактором достижения высоких тормозных характеристик [1]. Фрикционные композиты тормозных накладок состоят из волокон, связующих, модификаторов трения и наполнителей, определяющих их важнейшие трибологические свойства [2, 3]. Для предотвращения интенсивного износа и ухудшения фрикционных характеристик необходим тщательный подбор материалов [4, 5].

Эволюция безасбестовых фрикционных композитов

Асбест благодаря своим превосходным фрикционным и износостойким свойствам традиционно используется в качестве основного компонента тормозных накладок. Однако из-за серьезных рисков для здоровья его применение было ограничено [6, 7]. В последние годы активно разрабатываются альтернативные материалы для замены асбеста [8–10].

Основываясь на применении металлических наполнителей, Кумар и Бидже (Kumar и Vijwe) [11] исследовали влияние рабочих параметров на трение во фрикционных композитах. В исследовании проанализированы фрикционные характеристики безасбестового органического композита при динамически изменяющемся давлении и скорости. Было установлено, что медный порошок эффективно снижает чувствительность фрикционных свойств к изменению рабочих параметров. Дальнейшие исследования подчеркнули важность понимания зависимости фрикционных свойств от состава композита и позволили определить способы повышения эффективности и долговечности фрикционных материалов [12]. Бханудас Баччхав с соавторами (Bhanudas Bachchhav et al.) [13] изучали износостойкость безасбестовых фрикционных материалов при скольжении по диску из серого чугуна. Результаты исследования позволили получить информацию о скорости износа материалов и облегчить выбор подходящих фрикционных материалов для тормозных систем [10–13].

Армирующие компоненты во фрикционных композитах

Введение армирующих компонентов улучшает механические и трибологические свойства фрикционных композитов [1]. Прабху с соавторами (Prabhu et al.) исследовали влияние армирования бимодальными частицами. Композиты, армированные муллитом, продемонстрировали более высокие характеристики, чем композиты с кремнеземным наполнителем [14].

Абразивные компоненты во фрикционных композитах

Выбор абразивных компонентов играет решающую роль в определении износостойкости фрикционных композитов. Тедж Сингх и Амар Патнаик (Tej Singh и Amar Patnaik) [15] исследовали влияние различных абразивов на эффективность безасбестовых фрикционных материалов. Экспериментально было установлено, что фрикционные композиты, содержащие оксид алюминия, обладают более высокими эксплуатационными характеристиками. Результаты исследования предоставляют ценные сведения для выбора абразивных компонентов при разработке высокоэффективных безасбестовых фрикционных композиционных материалов [3–5].

Новые материалы для фрикционных композитов тормозных накладок

Недавние исследования демонстрируют преимущества включения новых материалов в состав тормозных композитов [10–13]. Властимил Матейка (Vlastimil Matějka) [16] оценил влияние g-C₃N₄ на формирование бессвинцовых фрикционных композитов тормозных колодок. Проведены обширные исследования по разработке эффективных безасбестовых материалов [15–19]. Введение высокопрочных компонентов и оптимизированных абразивов демонстрирует перспективу улучшения трибологических свойств [20–22]. Использование инновационных материалов, таких как графитовый нитрид углерода (g-C₃N₄), открывает возможности для разработки экологичных и высокоэффективных материалов тормозных колодок [3–17]. Трибологические испытания по схеме «штифт – диск» позволяют оценить износ, трение и долговечность, определяя пригодность материалов для использования в тормозных системах [23–25].

Представленное исследование вносит вклад в развитие знаний о фрикционных композитах тормозных накладок посредством анализа предшествующей литературы, фокусируясь на их фрикционных свойствах и износостойкости и предлагая альтернативные композиционные решения для тормозных систем. Результаты работы также определяют перспективы дальнейших исследований в области оптимизированного выбора фрикционных материалов для применения в тормозных системах.

Обзор литературы

Состав фрикционных материалов тормозных накладок

Фрикционные материалы, используемые в автомобильных тормозных накладках, представляют собой сложные смеси, которые состоят из множества компонентов, предназначенных для обеспечения необходимых фрикционных свойств и износостойкости. Их можно классифицировать на четыре основные группы:

- связующие – обеспечивают когезию всех остальных ингредиентов;
- армирующие волокна – повышают прочность матрицы композита;
- модификаторы трения – обеспечивают требуемый уровень смазки, стабилизируют коэффициент трения и регулируют формирование трибологических пленок на поверхности контакта;
- наполнители – в основном используются для снижения себестоимости композита и ча-

стичной модификации характеристик фрикционного материала [2, 3].

На рис. 1 схематично представлены ключевые функции основных компонентов фрикционного композита тормозной накладки. Выбор каждого ингредиента определяется необходимостью соответствия его свойств предъявляемым функциональным требованиям.

Волокна

Волокна играют важнейшую роль в составе фрикционных материалов тормозных накладок, обеспечивая необходимую прочность и долговечность в условиях высоких нагрузок, возникающих при торможении. Введение армирующих волокон способствует повышению общей прочности материала [3]. При выборе волокон для композитов тормозных колодок учитываются такие характеристики, как высокая прочность, стабилизация трения, износостойкость, низкая теплопроводность, шумопоглощение и совместимость со связующими [7]. В качестве армирующих волокон в составе тормозных колодок могут использоваться арамидные и базальтовые волокна. Арамидные волокна, обеспечивающие высокую прочность и износостойкость, оптимальны для условий интенсивного торможения. Базальтовые волокна благодаря исключительной термостойкости рекомендованы для высокотемпературных режимов торможения [9, 10].

Наполнители

Наполнители – важные компоненты фрикционных композитов, способствующие снижению



Рис. 1. Ключевые функции основных компонентов фрикционных композитов тормозных систем

Fig. 1. Key roles of crucial components of brake friction composites

шума и вибраций, а также повышению износостойкости. Введение наполнителей позволяет улучшить эксплуатационные характеристики фрикционных композитов тормозных колодок. К числу наиболее распространенных неорганических наполнителей относятся карбонат кальция, вспученный вермикулит, слюда, сульфат бария, каолиновая глина и титанаты щелочных металлов. Карбонат кальция (CaCO_3) позволяет снизить себестоимость и повысить износостойкость, что увеличивает срок службы тормозных колодок. Данный наполнитель снижает потери материала при торможении и повышает общую износостойкость. Сульфат бария (BaSO_4), обладающий высокой термической стабильностью, часто используется в качестве наполнителя, поскольку способен выдерживать экстремально высокие температуры, возникающие в процессе торможения [5–11].

Связующие

Основная функция связующих веществ – обеспечение когезии компонентов композита и адгезии к другим элементам конструкции. Связующие обеспечивают необходимую структурную целостность материала тормозной колодки при воздействии термических и механических нагрузок. Связующее должно обладать хорошей текучестью при прессовании и отверждении для обеспечения равномерного распределения и связывания компонентов. Фрикционные композиты характеризуются хорошей адгезией и высокой

термостойкостью, которые обеспечиваются применением полимерных связующих. Выбор типа полимера имеет большое значение для эффективной работы тормозной системы в широком диапазоне условий эксплуатации [2–10].

Модификаторы трения

Модификаторы трения – это добавки, влияющие на характеристики трения и износа тормозных колодок. Модификаторы играют важную роль в регулировании фрикционных свойств, таких как уровень шума, информативность педали тормоза и абразивность (агрессия) по отношению к контртелу. Для обеспечения эффективной работы тормозной системы необходимо поддерживать оптимальное соотношение смазывающих и абразивных компонентов в составе фрикционного материала [2–10].

Графит играет важную роль в снижении износа фрикционных материалов. Он повышает стабильность коэффициента трения в широком диапазоне температур, минимизирует шум и предотвращает проскальзывание, обеспечивая более плавное торможение [3–6].

Выбор оптимальных комбинаций компонентов

На рис. 2 представлены ожидаемые свойства компонентов, определяющие их пригодность для использования во фрикционных композитах тормозных систем.

Для выбора оптимальных комбинаций компонентов фрикционных композиционных мате-



Рис. 2. Ожидаемые свойства компонентов фрикционных композитов тормозных систем

Fig. 2. Expected properties of components in brake friction composites

риалов тормозных накладок существуют следующие критерии:

- высокая эффективность торможения – обеспечение необходимого тормозного усилия, минимизация шума и снижение выбросов пыли и твердых частиц;

- высокая эксплуатационная надежность (долговечность) – устойчивость к износу, высоким температурам и воздействию окружающей среды.

Композиты на основе арамидных волокон с медным наполнителем обладают хорошей эксплуатационной надежностью благодаря высокой износостойкости меди и прочности арамидного волокна. Данная комбинация обеспечивает высокую эффективность торможения, а также снижает шум и выбросы пыли [7]. Использование базальтового волокна в сочетании с карбонатом кальция обеспечивает приемлемый уровень эксплуатационной надежности за счет высокой термостойкости базальта и износостойкости карбоната кальция [8].

На рис. 3, *а* и 3, *б* представлены образцы арамидного и базальтового волокна соответственно. Механические свойства арамидных и базальтовых волокон приведены в табл. 1 [9].

Методы

На основании результатов анализа данных из литературы, а также учитывая роль и свойства компонентов, для проведения экспериментальных испытаний на изнашивание предложены две композиции фрикционных материалов тормозных накладок: ФКТС1 и ФКТС2. Трибологические испытания материалов на трение и износ реализованы по кинематической схеме «штифт – диск». Выбранные составы разработаны с учетом уникальных свойств каждого компонента, что позволяет создать прочный, долговечный, термостойкий и экономичный фрикционный материал. Каждый компонент играет важную роль в обеспечении необходимых характеристик тормозной системы.



а



б

Рис. 3. Листы арамидного волокна (*а*); листы базальтового волокна (*б*)

Fig. 3. Aramid fiber (*а*); basalt fiber (*б*) Sheets

Таблица 1

Table 1

Механические свойства арамидного и базальтового волокна [22]

Mechanical properties of aramid and basalt [22]

Свойства / Properties	Арамидное волокно / Aramid	Базальтовое волокно / Basalt
Временное сопротивление, ГПа / Tensile strength (GPa)	2,9...3,4	3,0...4,84
Модуль упругости, ГПа / Elastic modulus (GPa)	70...112	79,3...93,1
Плотность, г/см ³ / Density (g/cm ³)	1,43	2,90

Подготовка материалов

1. ФКТС1: базальтовое волокно, наполнитель из карбоната кальция, полимерное связующее, графитовый модификатор трения и балансирующие ингредиенты. Предлагаемый состав на основе предыдущих исследований:

- базальт: 30 масс. %;
- карбонат кальция: 30 масс. %;
- фенольная смола: 20 масс. %;
- графит: 10 масс. %;
- другие наполнители – оксид алюминия:

5 масс. %, медь: 5 масс. %.

2. ФКТС2: арамидное волокно, наполнитель из сульфата бария, полимерное связующее, графитовый модификатор трения и балансирующие ингредиенты. Предлагаемый состав на основе предыдущих исследований:

- арамид: 30 масс. %;
- сульфат бария: 30 масс. %;
- фенольная смола: 20 масс. %;
- графит: 10 масс. %;
- другие наполнители – оксид алюминия:

5 масс. %, медь: 5 масс. %.

Методика испытаний на износ (схема трения «штифт – диск»)

Трибологические испытания по схеме «штифт – диск» широко используются для оценки износостойкости материалов, применяемых в тормозных системах [6, 10, 18]. Суть метода заключается в измерении износа образца (штифта) при скольжении по поверхности вращающегося диска в лабораторных условиях.

На рис. 4 представлена схема установки «штифт – диск», предоставленной компанией Ducom Instruments Pvt. Ltd. Основными элементами установки являются цилиндрический штифт, прижимаемый перпендикулярно к плоскому вращающемуся диску, рычажный механизм для создания нагрузки на штифт, датчик перемещения (LVDT) для измерения износа и датчик силы для измерения силы трения. Датчик перемещения и датчик силы установлены на рычаге [18].

В ходе испытаний нормальная нагрузка (L) на штифт изменялась ступенчато: 10, 50 и 100 Н (стандартные условия испытаний). Размеры образцов штифтов: длина – 32 мм, диаметр – 10 мм. С целью обеспечения сопостави-

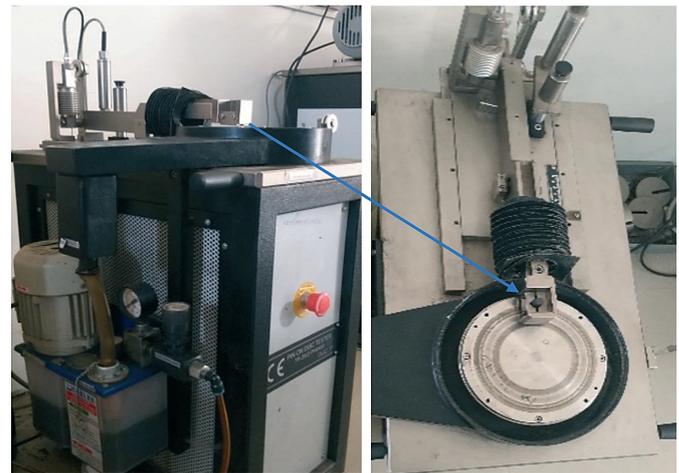


Рис. 4. Общий вид лабораторной установки для трибологических испытаний по схеме «штифт – диск»

Fig. 4. Pin on Disc test setup in laboratory

мости результатов для обоих составов, ФКТС1 и ФКТС2, были установлены одинаковые значения пути трения (d) и времени испытания (t). В ходе испытаний регистрировались следующие параметры: сила трения (F), износ, температура в зоне контакта. Полученные данные использовались для дальнейшего расчета трибологических характеристик материалов.

Коэффициент трения может быть рассчитан по следующему уравнению:

$$\mu = \frac{F}{L}, \quad (1)$$

где μ – коэффициент трения материала образца; F – сила трения; L – приложенная нагрузка.

Объем материала цилиндрического штифта рассчитывается по следующему уравнению:

$$V = \pi r^2 h, \quad (2)$$

где V – объем штифта; r – радиус штифта; h – высота штифта.

Скорость изнашивания можно рассчитать по следующему упрощенному уравнению:

$$w = \frac{v_f - v_i}{d}, \quad (3)$$

где V_f – конечный объем штифта после испытания; V_i – начальный объем штифта до испытания; d – путь скольжения.

Эти уравнения позволяют оценить характеристики износа исследуемых материалов и предлагают альтернативные варианты для фрикционных материалов тормозных систем.

Результаты и их обсуждение

После проведения обширных исследований по подбору оптимальных ингредиентов для составов фрикционных материалов тормозных систем для дальнейшего тестирования и оценки были отобраны две ключевые комбинации. Влияние данных ингредиентов на износ композитов было исследовано методом испытания на трение и износ по схеме «штифт – диск».

На рис. 5 представлены основные компоненты тормозного фрикционного композита ФКТС1, а на рис. 6 – основные компоненты тормозного фрикционного композита ФКТС2.

Для оценки эксплуатационных характеристик разработанных композитов использовались результаты испытаний коэффициента трения μ при различных приложенных нагрузках. Оценка тормозных фрикционных композитов проводилась при трех различных нагрузках: 10, 50 и 100 Н.



Рис. 5. Основные компоненты ФКТС1

Fig. 5. Major Ingredients of BFC1

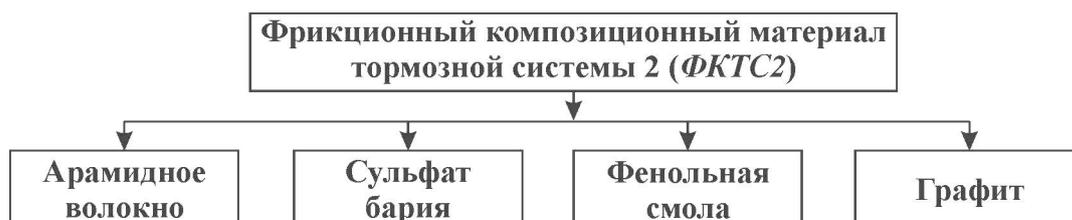


Рис. 6. Основные компоненты ФКТС2

Fig. 6. Major Ingredients of BFC2

В табл. 2 представлены результаты испытаний среднего коэффициента трения μ для ФКТС1 и ФКТС2, а в табл. 3 – результаты испытаний средней потери массы g для ФКТС1 и ФКТС2.

На рис. 7 представлена зависимость коэффициента трения μ от нагрузки для ФКТС1 и ФКТС2, а на рис. 8 – зависимость потери массы g от нагрузки для ФКТС1 и ФКТС2.

Общий средний коэффициент трения μ для всех вариантов приложенных нагрузок составил 0,42 для композита ФКТС1 и 0,48 для композита ФКТС2, что соответствует приемлемым значениям согласно инженерным стандартам [19, 20]. Для каждого композита увеличение приложенной нагрузки приводило к увеличению коэффициента трения μ .

Для сравнительной оценки предложенных тормозных фрикционных композитов в табл. 4

представлены значения коэффициента трения и потери массы.

Более высокий коэффициент трения материала ФКТС2, выявленный в результате сравнения, свидетельствует о его большей эффективности в тормозных системах. Большая потеря массы ФКТС1 при испытаниях на износ указывает на его меньшую износостойкость по сравнению с ФКТС2. Более высокий коэффициент трения способствует улучшению тормозных характеристик, а меньшая скорость изнашивания – повышению долговечности тормозных фрикционных композитов.

В качестве эталона ранее были испытаны широко используемые тормозные фрикционные композиты на основе керамического и латунного волокна. В данном эталонном исследовании фрикционный композит на основе керамического волокна показал лучшие результаты, чем

Таблица 2

Table 2

Результаты определения среднего коэффициента трения для композитов ФКТС1 и ФКТС2
Test results for average coefficient of friction of the BFC1 and BFC2

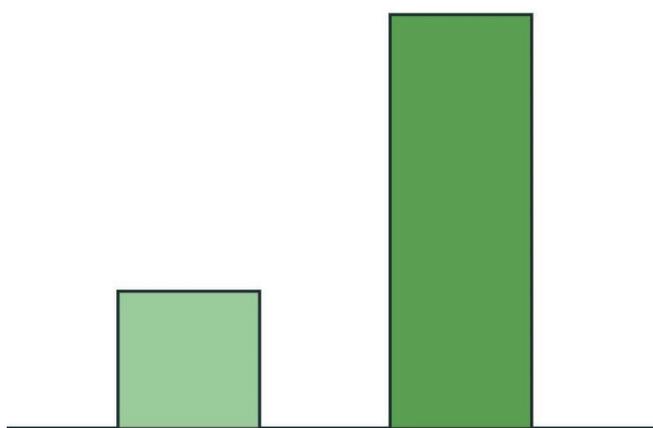
Состав / Composition	Нагрузка, Н / Load (N)	Средний коэффициент трения / Mean coefficient of friction	Средний коэффициент трения μ / Average coefficient of friction ' μ '
ФКТС1 / BFC1	10	0,38	0,42
	50	0,43	
	100	0,46	
ФКТС2 / BFC2	10	0,44	0,48
	50	0,47	
	100	0,52	

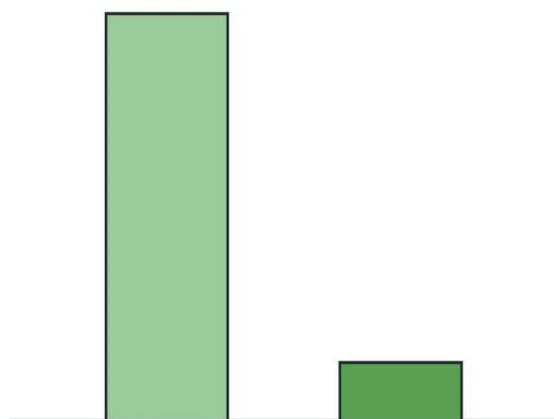
Таблица 3

Table 3

Результаты оценки средней потери массы для ФКТС1 и ФКТС2
Test results for average weight loss of the BFC1 and BFC2

Состав / Composition	Нагрузка, Н / Load (N)	Средняя потеря массы, г / Mean weight loss (g)	Средняя потеря массы, г / Average weight loss (g)
ФКТС1 / BFC1	10	0,042	0,084
	50	0,091	
	100	0,118	
ФКТС2 / BFC2	10	0,006	0,011
	50	0,010	
	100	0,018	

Коэффициент трения
 ■ ФКТС1 ■ ФКТС2

 Рис. 7. Коэффициент трения для ФКТС1 и ФКТС2
 Fig. 7. Coefficient of friction for the BFC1 and BFC2

Потеря массы образцов
 ■ ФКТС1 ■ ФКТС2

 Рис. 8. Потеря массы образцов ФКТС1 и ФКТС2 в результате испытаний на износ
 Fig. 8. Weight loss of samples for the BFC1 and BFC2

Сравнительный анализ свойств фрикционных композитов тормозных систем
Comparison of properties for the brake friction composites

Свойства / Properties	Состав ФКТС1 / Composition <i>BFC1</i>	Состав ФКТС2 / Composition <i>BFC2</i>
Коэффициент трения μ / Friction coefficient μ	0,42	0,48
Потеря массы, г / Weight loss (g)	0,084	0,011

фрикционный композит на основе латунного волокна. В текущей работе средние коэффициенты трения для материалов ФКТС1 (0,42) и ФКТС2 (0,48) оказались выше, чем у эталонного композита на основе керамического волокна (0,38). ФКТС2 также продемонстрировал более низкую скорость изнашивания по сравнению с эталонным фрикционным композитом на основе керамического волокна.

Арамидные волокна используются во фрикционных материалах благодаря их высокой прочности и износостойкости. Было установлено, что взаимодействие арамидных волокон с наполнителями на основе сульфата бария увеличивает абразивность материала. Известно, что наполнители, такие как карбонат кальция, усиливают адгезионное взаимодействие с контртелом, что повышает трение, но может увеличить и износ [23]. Применение арамидных волокон также способствует снижению общей массы тормозных систем благодаря их низкой плотности, что приводит к повышению топливной эффективности [7, 10, 19]. Введение частиц графита в качестве модификатора трения обеспечивает стабильные фрикционные свойства и высокую износостойкость [3, 19]. Полимерное связующее играет важную роль, обеспечивая надлежащую адгезию различных компонентов, а также обладая высокой термической стабильностью, что необходимо для эффективного торможения [20, 21].

Заключение

Для обеспечения долговечности и безопасности автомобильных тормозных систем применяются высокоэффективные фрикционные композиционные материалы, обладающие улучшенными эксплуатационными характеристика-

ми. Достижение этих характеристик обеспечивается оптимальным выбором и комбинированием компонентов в составе фрикционных композиционных материалов.

Предлагаемый состав ФКТС1 был получен путем смешивания и прессования следующих ключевых ингредиентов: базальтового волокна, наполнителя на основе карбоната кальция, связующего на основе фенолового полимера и графитового модификатора трения. Предлагаемый состав ФКТС2 преимущественно состоял из смеси арамидного волокна, наполнителя на основе сульфата бария, связующего на основе фенолового полимера и графитового модификатора трения. Трибологические испытания данных составов были проведены на установке, реализующей схему «штифт – диск». Сравнительный анализ, основанный на значениях коэффициента трения и скорости изнашивания, позволил сформулировать следующие ключевые выводы.

– Композит ФКТС2, содержащий арамидные волокна, продемонстрировал более высокие фрикционные свойства по сравнению с ФКТС1, что обусловлено более высоким коэффициентом трения, обеспечиваемым арамидными волокнами.

– ФКТС2, содержащий арамидные волокна (обеспечивающие высокую прочность на разрыв и износостойкость) и наполнитель на основе сульфата бария (увеличивающий жесткость и несущую способность), продемонстрировал меньшую потерю массы в процессе трения и, как следствие, меньшую скорость изнашивания по сравнению с ФКТС1, что положительно влияет на эксплуатационную надежность (долговечность) композиционного материала.

– Результаты трибологических испытаний, выполненных в рамках настоящего исследова-

ния, позволяют рекомендовать композиты на основе арамидных и базальтовых волокон в качестве экологически безопасных альтернатив традиционным фрикционным композиционным материалам, применяемым в автомобильных тормозных системах.

– Результаты данного исследования могут быть использованы для дальнейшего совершенствования автомобильных тормозных систем.

Перспективными направлениями дальнейших исследований являются оптимизация составов композиционных материалов для повышения совокупности эксплуатационных характеристик фрикционных тормозных композиционных материалов. Использование результатов данного исследования позволит производителям тормозных систем принимать обоснованные решения при выборе оптимальных компонентов для фрикционных композиционных материалов. Полученные результаты также подтверждают, что разработка фрикционных композиционных материалов – это динамично развивающаяся область, требующая постоянного проведения исследований и внедрения инновационных решений для обеспечения устойчивой безопасности и надежности автомобильных тормозных систем.

Список литературы

1. Tribological performance of brass powder with different copper and zinc content in the brake pad / K.A. Ahmed, S.R. Mohideen, M.A.S. Balaji, B.S. Rajan // *Tribology in Industry*. – 2020. – Vol. 42 (2). – P. 177–190. – DOI: 10.24874/ti.783.10.19.03.
2. Study of the interaction between microstructure, mechanical and tribo-performance of a commercial brake lining material / A. Sellami, M. Kchaou, R. El-leuch, A.-L. Cristol, Y. Desplanques // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 59. – P. 84–93. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.02.025.
3. Österle W., Dmitriev A.I. The role of solid lubricants for brake friction materials // *Lubricants*. – 2016. – Vol. 4 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/lubricants4010005.
4. Effect of material selection and surface texture on tribological properties of key friction pairs in water hydraulic axial piston pumps: a review / Y. Liang, W. Wang, Z. Zhang, H. Xing, C. Wang, Z. Zhang, T. Guan, D. Gao // *Lubricants*. – 2023. – Vol. 11 (8). – P. 324. – DOI: 10.3390/lubricants11080324.
5. Kumar M., Bijwe J. Studies on reduced scale tribometer to investigate the effects of metal additives on friction coefficient – temperature sensitivity in brake materials // *Wear*. – 2010. – Vol. 269 (11–12). – P. 838–846. – DOI: 10.1016/j.wear.2010.08.012.
6. Saffar A., Shojaei A., Arjmand M. Theoretical and experimental analysis of the thermal, fade and wear characteristics of rubber-based composite friction materials // *Wear*. – 2010. – Vol. 269 (1–2). – P. 145–151. – DOI: 10.1016/j.wear.2010.03.021.
7. Aranganathan N., Mahale V., Bijwe J. Effects of aramid fiber concentration on the friction and wear characteristics of non-asbestos organic friction composites using standardized braking tests // *Wear*. – 2016. – Vol. 354. – P. 69–77. – DOI: 10.1016/j.wear.2016.03.002.
8. McElheny D., Frydman V., Frydman L. A solid-state ¹³C NMR analysis of molecular dynamics in aramid polymers // *Solid State Nuclear Magnetic Resonance*. – 2006. – Vol. 29 (1–3). – P. 132–141. – DOI: 10.1016/j.ssnmr.2005.08.010.
9. Prasad V.V., Talupula S. A review on reinforcement of basalt and aramid (Kevlar 129) fibers // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (2). – P. 5993–5998. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.12.202.
10. Review on the friction and wear of brake materials / X. Xiao, Y. Yin, J. Bao, L. Lu, X. Feng // *Advances in Mechanical Engineering*. – 2016. – Vol. 8 (5). – DOI: 10.1177/1687814016647300.
11. Kumar M., Bijwe J. Composite friction materials based on metallic fillers: sensitivity of μ to operating variables // *Tribology International*. – 2011. – Vol. 44 (2). – P. 106–113. – DOI: 10.1016/j.triboint.2010.09.013.
12. Kumar M., Bijwe J. NAO friction materials with various metal powders: tribological evaluation on full-scale inertia dynamometer // *Wear*. – 2010. – Vol. 269 (11–12). – P. 826–837. – DOI: 10.1016/j.wear.2010.08.011.
13. Bachchhav B.D., Hendre K.N. Wear performance of asbestos-free brake pad materials // *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*. – 2022. – Vol. 16 (4). – P. 459–469.
14. Prabhu T.R. Effect of bimodal size particles reinforcement on the wear, friction and mechanical properties of brake composites // *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*. – 2016. – Vol. 10 (4). – P. 163–171. – DOI: 10.1080/17515831.2016.1262587.
15. Performance assessment of phenolic-based non-asbestos organic brake friction composite materials with different abrasives / T. Singh, A. Patnaik, R. Chauhan, I. Bíró, E. János, G. Fekete // *Acta Polytechnica Hungarica*. – 2020. – Vol. 17 (5). – P. 49–67. – DOI: 10.12700/APH.17.5.2020.5.3.
16. The role of graphitic carbon nitride in the formulation of copper-free friction composites designed for automotive brake pads / V. Matějka, M. Leonardi, P. Praus, G. Straffellini, S. Gialanella // *Metals*. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 123. – DOI: 10.3390/met12010123.

17. Effect of space fillers in brake friction composites on airborne particle emission: a case study with BaSO₄, Ca(OH)₂, and CaCO₃ / J. Park, J. Gweon, H. Seo, W. Song, D. Lee, J. Choi, Y.C. Kim, H. Jang // *Tribology International*. – 2022. – Vol. 165. – P. 107334. – DOI: 10.1016/j.triboint.2021.107334.
18. Prediction of wear rate of glass-filled PTFE composites based on machine learning approaches / A.R. Deshpande, A.P. Kulkarni, N. Wasatkar, V. Gajalkar, M. Abdullah // *Polymers*. – 2024. – Vol. 16 (18). – P. 2666. – DOI: 10.3390/polym16182666.
19. Влияние направления печати на характер износа PLA-биоматериала, полученного методом FDM: исследование для имплантата тазобедренного сустава / Й.Б. Дама, Б.Ф. Джоги, Р. Паваде, А.П. Кулкарни // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 4. – С. 19–40. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-19-40.
20. *Hendre K., Bachchhav B.* Tribological behavior of non-asbestos brake pad material // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 38. – P. 2549–2554. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.560.
21. Mechanical and wear behavior of LM25 aluminium matrix hybrid composite reinforced with boron carbide, graphite and iron oxide / V. Suresh, P. Vikram, R. Palanivel, R.F. Laubscher // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (14). – P. 27852–27860. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.023.
22. *Sethupathi P.B., Chandradass J., Saibalaji M.A.* Comparative study of disc brake pads sold in Indian market – impact on safety and environmental aspects // *Environmental Technology & Innovation*. – 2021. – Vol. 21. – P. 101245. – DOI: 10.1016/j.eti.2020.101245.
23. *Chowdhury I.R., Pemberton R., Summerscales J.* Developments and industrial applications of basalt fibre reinforced composite materials // *Journal of Composites Science*. – 2022. – Vol. 6 (12). – P. 367. – DOI: 10.3390/jcs6120367.
24. Effect of basalt fibers for reinforcing resin-based brake composites / X. Zhao, J. Ouyang, H. Yang, Q. Tan // *Minerals*. – 2020. – Vol. 10 (6). – P. 490. – DOI: 10.3390/min10060490.
25. Influence of binder on thermomechanical and tribological performance in brake pad / B.S. Rajan, M.A.S. Balaji, K. Sathickbasha, P. Hariharasakthisudan // *Tribology in Industry*. – 2018. – Vol. 40 (4). – P. 654–669. – DOI: 10.24874/ti.2018.40.04.12.
26. High frictional stability of braking material reinforced by basalt fibers / K. Yu, X. Shang, X. Zhao, L. Fu, X. Zuo, H. Yang // *Tribology International*. – 2023. – Vol. 178. – P. 108048. – DOI: 10.1016/j.triboint.2022.108048.

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



A comparative evaluation of friction and wear in alternative materials for brake friction composites

Naren Kate^{1, a}, Atul Kulkarni^{1, b, *}, Yogiraj Dama^{2, c}

¹ Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Maharashtra, Pune - 411048, India

² Dr. Babasaheb Ambedkar Technological University, Lonere, Raigad, Maharashtra, 402103, India

^a <https://orcid.org/0009-0001-1502-8570>, naren.kate@viit.ac.in; ^b <https://orcid.org/0000-0002-6452-6349>, atul.kulkarni@viit.ac.in;

^c <https://orcid.org/0009-0008-5404-4347>, yogirajdama@dbatu.ac.in

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 January 2025

Revised: 17 February 2025

Accepted: 17 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Non-Asbestos alternatives

Brake friction materials
composite

Wear

Pin-on-disc testing

ABSTRACT

Introduction: this study examines research and development efforts aimed at developing non-asbestos brake friction composites (*BFCs*) to improve the safety and performance of automotive brake systems. The evolution of *BFCs* from asbestos-based materials to safer alternatives is studied, and an analysis is performed to develop alternative material combinations. The critical roles of key components — fibers, binders, friction modifiers and fillers — in creating durable brake friction composites for brake systems is emphasized. A composite material based on basalt fiber with calcium carbonate filler is compared to a composite material based on aramid fiber with barium sulfate filler through pin-on-disc tribological testing. Based on the test results, it is determined that the alternative composite materials show promise for application in brake systems. This work also provides a foundation for further development of eco-friendly brake friction composites by selecting optimal formulations. The present work defines an approach for subsequent research aimed at varying the components and their ratios in the creation of composite materials. This research will further improve the functionality of automotive brake systems. **Purpose of the work:** this research is focused on the development of non-asbestos brake friction composites (*BFCs*) with the goal of improving the safety and performance of automotive brake systems. Eco-friendly alternatives to asbestos are investigated, and the roles of fibers, binders, friction modifiers, and fillers are analyzed. The objective of the research is to identify optimal formulations for creating durable, sustainable brake materials, paving the way for further implementation of innovative solutions in practice. **Methods of investigation:** a pin-on-disc tribological method is used to evaluate wear, friction, and durability, as well as to assess the suitability of the developed materials for use in brake systems. This research is dedicated to analyzing the influence of components (fibers, binders, friction modifiers, and fillers) on the properties of friction composites for brake systems. Two compositions were experimentally studied: basalt fiber with calcium carbonate and aramid fiber with barium sulfate. **Results and discussion:** the results of the research demonstrate the effectiveness of using basalt fiber with calcium carbonate and aramid fiber with barium sulfate as components in friction composites for brake systems. It is shown that these materials provide high levels of wear resistance and friction performance. The potential for further optimization of compositions to improve eco-friendliness and enhance the operational properties of braking systems is emphasized. The obtained results also highlight the importance of component selection for the development of safe and sustainable brake friction composites.

For citation: Kate N., Kulkarni A.P., Dama Y.B. A comparative evaluation of friction and wear in alternative materials for brake friction composites. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 29–42. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-29-42. (In Russian).

References

1. Ahmed K.A., Mohideen S.R., Balaji M.A.S., Rajan B.S. Tribological performance of brass powder with different copper and zinc content in the brake pad. *Tribology in Industry*, 2020, vol. 42 (2), pp. 177–190. DOI: 10.24874/ti.783.10.19.03.

* Corresponding author

Kulkarni Atul P., Professor

Vishwakarma Institute of Information Technology,

Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk),

Pune - 411048, Maharashtra, India

Tel.: 91-2026950419, e-mail: atul.kulkarni@viit.ac.in

2. Sellami A., Kchaou M., Elleuch R., Cristol A.L., Desplanques Y. Study of the interaction between microstructure, mechanical and tribo-performance of a commercial brake lining material. *Materials & Design*, 2014, vol. 59, pp. 84–93. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.02.025.
3. Österle W., Dmitriev A.I. The role of solid lubricants for brake friction materials. *Lubricants*, 2016, vol. 4 (1), p. 5. DOI: 10.3390/lubricants4010005.
4. Liang Y., Wang W., Zhang Z., Xing H., Wang C., Zhang Z., Guan T., Gao D. Effect of material selection and surface texture on tribological properties of key friction pairs in water hydraulic axial piston pumps: a review. *Lubricants*, 2023, vol. 11 (8), p. 324. DOI: 10.3390/lubricants11080324.
5. Kumar M., Bijwe J. Studies on reduced scale tribometer to investigate the effects of metal additives on friction coefficient – temperature sensitivity in brake materials. *Wear*, 2010, vol. 269 (11–12), pp. 838–846. DOI: 10.1016/j.wear.2010.08.012.
6. Saffar A., Shojaei A., Arjmand M. Theoretical and experimental analysis of the thermal, fade and wear characteristics of rubber-based composite friction materials. *Wear*, 2010, vol. 269 (1–2), pp. 145–151. DOI: 10.1016/j.wear.2010.03.021.
7. Aranganathan N., Mahale V., Bijwe J. Effects of aramid fiber concentration on the friction and wear characteristics of non-asbestos organic friction composites using standardized braking tests. *Wear*, 2016, vol. 354, pp. 69–77. DOI: 10.1016/j.wear.2016.03.002.
8. McElheny D., Frydman V., Frydman L. A solid-state ¹³C NMR analysis of molecular dynamics in aramid polymers. *Solid State Nuclear Magnetic Resonance*, 2006, vol. 29 (1–3), pp. 132–141. DOI: 10.1016/j.ssnmr.2005.08.010.
9. Prasad V.V., Talupula S. A review on reinforcement of basalt and aramid (Kevlar 129) fibers. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (2), pp. 5993–5998. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.12.202.
10. Xiao X., Yin Y., Bao J., Lu L., Feng X. Review on the friction and wear of brake materials. *Advances in Mechanical Engineering*, 2016, vol. 8 (5). DOI: 10.1177/1687814016647300.
11. Kumar M., Bijwe J. Composite friction materials based on metallic fillers: sensitivity of μ to operating variables. *Tribology International*, 2011, vol. 44 (2), pp. 106–113. DOI: 10.1016/j.triboint.2010.09.013.
12. Kumar M., Bijwe J. NAO friction materials with various metal powders: tribological evaluation on full-scale inertia dynamometer. *Wear*, 2010, vol. 269 (11–12), pp. 826–837. DOI: 10.1016/j.wear.2010.08.011.
13. Bachchhav B.D., Hendre K.N. Wear performance of asbestos-free brake pad materials. *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*, 2022, vol. 16 (4), pp. 459–469.
14. Prabhu T.R. Effect of bimodal size particles reinforcement on the wear, friction and mechanical properties of brake composites. *Tribology-Materials, Surfaces & Interfaces*, 2016, vol. 10 (4), pp. 163–171. DOI: 10.1080/17515831.2016.1262587.
15. Singh T., Patnaik A., Chauhan R., Bíró I., Jánosi E., Fekete G. Performance assessment of phenolic-based non-asbestos organic brake friction composite materials with different abrasives. *Acta Polytechnica Hungarica*, 2020, vol. 17 (5), pp. 49–67. DOI: 10.12700/APH.17.5.2020.5.3.
16. Matějka V., Leonardi M., Praus P., Straffelini G., Gialanella S. The role of graphitic carbon nitride in the formulation of copper-free friction composites designed for automotive brake pads. *Metals*, 2022, vol. 12 (1), p. 123. DOI: 10.3390/met12010123.
17. Park J., Gweon J., Seo H., Song W., Lee D., Choi J., Kim Y.C., Jang H. Effect of space fillers in brake friction composites on airborne particle emission: a case study with BaSO₄, Ca(OH)₂, and CaCO₃. *Tribology International*, 2022, vol. 165, p. 107334. DOI: 10.1016/j.triboint.2021.107334.
18. Deshpande A.R., Kulkarni A.P., Wasatkar N., Gajalkar V., Abdullah M. Prediction of wear rate of glass-filled PTFE composites based on machine learning approaches. *Polymers*, 2024, vol. 16 (18), p. 2666. DOI: 10.3390/polym16182666.
19. Dama Y., Jogi B., Pawade R., Kulkarni A. Vliyanie napravleniya pechati na kharakter iznosa PLA-biomateriala, poluchennogo metodom FDM: issledovanie dlya implantata tazobedrennogo sustava [Impact of print orientation on wear behavior in FDM printed PLA Biomaterial: Study for hip-joint implant]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 4, pp. 19–40. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-19-40.
20. Hendre K., Bachchhav B. Tribological behavior of non-asbestos brake pad material. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 38, pp. 2549–2554. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.560.
21. Suresh V., Vikram P., Palanivel R., Laubscher R.F. Mechanical and wear behavior of LM25 aluminium matrix hybrid composite reinforced with boron carbide, graphite and iron oxide. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (14), pp. 27852–27860. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.023.

22. Sethupathi P.B., Chandradass J., Saibalaji M.A. Comparative study of disc brake pads sold in Indian market – impact on safety and environmental aspects. *Environmental Technology & Innovation*, 2021, vol. 21, p. 101245. DOI: 10.1016/j.eti.2020.101245.
23. Chowdhury I.R., Pemberton R., Summerscales J. Developments and industrial applications of basalt fibre reinforced composite materials. *Journal of Composites Science*, 2022, vol. 6 (12), p. 367. DOI: 10.3390/jcs6120367.
24. Zhao X., Ouyang J., Yang H., Tan Q. Effect of basalt fibers for reinforcing resin-based brake composites. *Minerals*, 2020, vol. 10 (6), p. 490. DOI: 10.3390/min10060490.
25. Rajan B.S., Balaji M.A.S., Sathickbasha K., Hariharasakthisudan P. Influence of binder on thermomechanical and tribological performance in brake pad. *Tribology in Industry*, 2018, vol. 40 (4), pp. 654–669. DOI: 10.24874/ti.2018.40.04.12.
26. Yu K., Shang X., Zhao X., Fu L., Zuo X., Yang H. High frictional stability of braking material reinforced by Basalt fibers. *Tribology International*, 2023, vol. 178, p. 108048. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.108048.

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 режимов аргодуговой сварки на структуру и свойства сварных соединений из сплава ВТИ-4 (Ti_2AlNb)

Станислав Наумов^{1, a, *}, Дмитрий Панов^{1, b}, Виталий Соколовский^{1, c}, Руслан Черниченко^{1, d},
 Геннадий Салищев^{1, e}, Дмитрий Белинин^{2, f}, Василий Лукьянов^{3, g}

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, г. Белгород, 308015, Россия

² Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Комсомольский пр-т, 29, г. Пермь, 614990, Россия

³ НПА «Технопарк АТ», ул. Трамвайная, 5, корп. 1, г. Уфа, 450027, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>,  NaumovStanislav@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  dimmak-panov@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-5607-2765>,  sokolovskiy@bsuedu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>,  rus.chernichenko@mail.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>,  salishchev_g@bsuedu.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0001-5462-0908>,  5ly87@mail.ru;

^g  <https://orcid.org/0009-0006-3621-3966>,  lukianovv@bk.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.754.6, 620.172/178.2

История статьи:

Поступила: 12 февраля 2025

Рецензирование: 01 марта 2025

Принята к печати: 21 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Аргодуговая сварка

Ti_2AlNb

Сплав ВТИ-4

Растровая электронная микроскопия

Механические свойства

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ»».

АННОТАЦИЯ

Введение. Аргодуговая сварка (TIG-сварка) из-за своей доступности и технологической простоты является перспективным методом для формирования неразъемных соединений из сплавов на основе Ti_2AlNb , в том числе сплава ВТИ-4, в условиях авиакосмической промышленности. Однако для сплава ВТИ-4 существуют ограничения применения данного вида сварки из-за образования в сварном шве грубозернистой структуры, которая приводит к низкому уровню механических свойств. **Цель работы.** Изучение влияния режимов аргодуговой сварки (на постоянных токах и с применением низко- и высокочастотного импульса) на микроструктуру и прочностные свойства сварных соединений из сплава ВТИ-4. **Методы исследования.** TIG-сварка пластин осуществлялась в диапазоне сварочных токов 80...150 А с применением низко- и высокочастотного импульса (> 100 Гц). Методами растровой электронной микроскопии изучено строение сварных швов. Оценка прочностных свойств проводилась при одноосном растяжении сварных соединений. **Результаты и обсуждение.** Изучено строение сварных швов, которое имеет структуру в виде вытянутых крупных дендритов в центральной части и области валика сварного шва и глобулярных β -зерен в корневой части зоны плавления. Механические испытания сварных соединений показали уровень прочности ≈ 90 % от основного металла при импульсном режиме ($\sigma_B = 1100$ МПа, $\delta = 1,1$ %, $335...390$ HV_{0,2}) и не ниже 80 % при режимах на постоянном токе. Такой уровень прочностных свойств сварных соединений достигается благодаря сварке с использованием высокочастотного импульса, где максимальная длина и ширина дендритов в сварном шве составляет 1,06 мм и 0,33 мм соответственно, а средний размер глобулярных зерен в нижней части сварного шва составляет ≈ 130 мкм, что меньше, чем при тех же параметрах на постоянном токе.

Для цитирования: Влияние режимов аргодуговой сварки на структуру и свойства сварных соединений из сплава ВТИ-4 (Ti_2AlNb) / С.В. Наумов, Д.О. Панов, В.С. Соколовский, Р.С. Черниченко, Г.А. Салищев, Д.С. Белинин, В.В. Лукьянов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 43–56. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-43-56.

*Адрес для переписки

Наумов Станислав Валентинович, к.т.н.,
 Белгородский государственный национальный
 исследовательский университет,
 ул. Победы, 85,
 308015, г. Белгород, Россия
 Тел.: +7 912 580-55-68, e-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

Введение

Титановые сплавы нашли широкое применение в различных отраслях промышленности, а именно в ракетостроении, машиностроении, медицине и других сферах деятельности, благодаря низкой плотности, высокой прочности, устойчивости к коррозии, высокой технологичности и другим полезным свойствам [1–4].

В то же время из-за стойкости к ползучести и окислению до 500...550 °С ограничено высокотемпературное применение титановых сплавов [5].

Решением проблемы эксплуатации при высоких температурах могут стать интерметаллические соединения и сплавы [6]. К таким перспективным материалам относятся сплавы на основе орторомбического интерметаллида титана (орто-сплавы Ti_2AlNb). Сплавы на основе Ti_2AlNb обладают низкой плотностью (5,1...5,4 г/см³), высокими удельной прочностью, стойкостью к окислению и сопротивлению ползучести [7–10]. Однако в связи со сложностями при сварке практическое применение этих сплавов осложнено, что является одним из наиболее существенных ограничивающих факторов [11]. Прежде всего это связано с возникновением мощных упругих напряжений из-за каскада фазовых превращений в зонах плавления и термического влияния в процессе сварки из-за низкой теплопроводности (6,2 Вт/(м·К) [10]) и малой пластичности сплавов на основе Ti_2AlNb . Поэтому, варьируя режимы сварки для управления тепловложениями, необходимо обеспечить формирование оптимальной структуры сварного шва и создать условия замедленного охлаждения металла шва с целью предотвращения образования трещин [12–14].

Для решения указанных проблем применяются различные специальные методы сварки с дополнительными технологическими приемами, такими как нагрев заготовок перед сваркой и в ее процессе (предварительный и сопутствующий подогрев), а для улучшения механических свойств используется термическая обработка [15–18]. Несмотря на большое разнообразие методов, приемов и операций, при сварке титановых сплавов наиболее перспективной для промышленного применения остается TIG-сварка, что определяется формированием бездефектных сварных швов и ее широкой доступностью. Однако образование грубозернистой структуры и широкого шва ограничивают ее использование из-за обеспечения низкого уровня механических свойств, а именно предела прочности и относительного удлинения сварных соединений [19, 20].

В настоящее время благодаря накопленному мировому опыту в области TIG-сварки титановых сплавов можно повысить уровень механи-

ческих свойств сварных соединений из сплава ВТИ-4 (Ti_2AlNb) за счет применения TIG-сварки на форсированных постоянных токах и с использованием низко- и высокочастотного импульса. Это позволит регулировать мощность пятна нагрева и, следовательно, тепловложения в изделие, создавая условия для предотвращения роста дендритной структуры в металле шва [21]. Поэтому *целью настоящего исследования* является изучение влияния условий TIG-сварки на микроструктуру и уровень механических свойств сварных соединений из сплава на основе орторомбического интерметаллида титана Ti_2AlNb (марки ВТИ-4). В работе предложено достигать поставленной цели в несколько этапов. Первая задача заключается в подборе условий TIG-сварки на постоянных токах и с применением низко- и высокочастотного импульса для получения бездефектных сварных соединений, последующие задачи заключаются в оценке микроструктуры, микротвердости и уровня прочностных свойств сварных соединений из сплава ВТИ-4 по сравнению с исходными свойствами материала.

Методика исследований

В работе использовали исходную заготовку из сплава ВТИ-4 (Ti_2AlNb), химический состав которой представлен в табл. 1. Заготовка из сплава ВТИ-4 в состоянии поставки, а именно горячекованая шайба, обладает следующими свойствами: $\sigma_B = 1230$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1190$ МПа, $\delta = 3,5$ %, $HV_{0,2} = 400 \pm 10$. Микроструктура исходной заготовки (рис. 1) представляет собой вытянутые перпендикулярно направлениюковки крупные β -зерна размером 300 ± 50 мкм. Кроме этого, по границам β -зерен располагается глобулярная α_2 -фаза (Ti_3Al) размером 10 ± 5 мкм. Обнаружено также, что по всему объему исследуемого материала равномерно распределены частицы игольчатой O-фазы (Ti_2AlNb) длиной 8 ± 3 мкм и толщиной 1...3 мкм.

TIG-сварка проводилась на оборудовании IN-VERTEC V405-T pulse (Lincoln Electric, США) с использованием сварочной горелки WP-9 flex (Start, Россия) и электродов WT-20 (Start, Россия). В качестве защитного газа применялся аргон марки 5.0. Газовая защита осуществлялась при помощи газовой линзы диаметром 12 мм в месте сварки и дополнительного подду-

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава ВТИ-4
Chemical composition of Ti–Al–Nb–(Zr, Mo)–Si alloy

Элемент / Element	Al	Nb	V	Zr	Mo	Si	Ti
Ат. % / at. %	23,0	23,0	1,4	0,8	0,4	0,4	Основа / Base

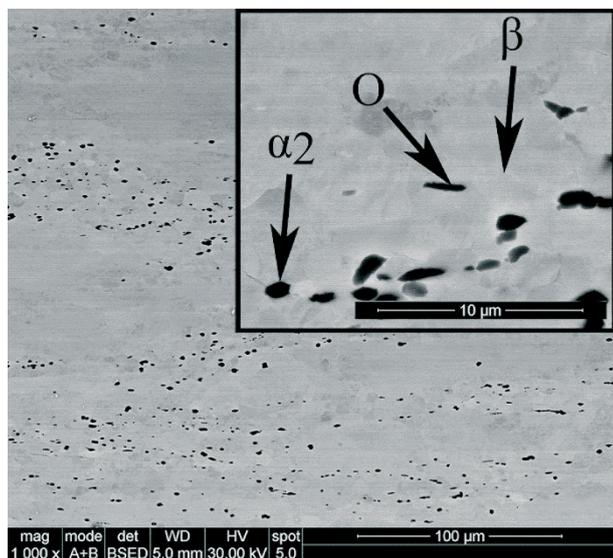


Рис. 1. Исходная микроструктура сплава ВТИ-4

Fig. 1. Initial microstructure of the Ti–Al–Nb–(Zr, Mo)–Si alloy

ва в корень шва с помощью газовой подушки (рис. 2, а). Расход защитного газа составлял 12 л/мин, расход газа на поддув – 2 л/мин.

Свариваемые заготовки для TIG-сварки (25×15×2 мм) вырезались из поковки на электроэрозионных станках VL400Q и VL600Q (Sodick, Китай). Поверхность заготовок перед TIG-сваркой обрабатывалась наждачной бумагой: стыкуемые поверхности FERA P1000 (18 мкм, ГОСТ М20), а остальные поверхности FERA P220 (68 мкм, ГОСТ 6). Сварка образцов в виде пластин толщиной 2 мм осуществлялась в стык своим телом. Сварка производилась на форсированных режимах. В ходе исследований также применялась сварка с помощью низко- и высокочастотного импульса (табл. 2). Особенностью аргонодуговой сварки с применением низко- и высокочастотного импульса является то, что происходит наложение дополнительных импульсов с заданной амплитудой на действующий постоянный сварочный ток, при этом образуются пики энергии, которые превышают фоновый

ток. В то же время формирование швов происходит последовательно капельным способом, что исключает разбрызгивание металла и позволяет получать тонкостенные сварные соединения без образования прожогов. Зажигание дуги осуществляли на краю свариваемых образцов вследствие отсутствия выводных планок. Диапазон сварочных токов составлял 80...150 А.

Образцы для испытаний на одноосное растяжение, микроструктурных исследований и микротвердости подвергались обработке абразивным материалом на основе карбида кремния FERA P 220–2000 (Struers, Дания) на шлифовально-полировальном оборудовании (Chennai Metco BAINPOL, Индия). Операция полировки осуществлялась на полировальном круге диаметром 200 мм из ткани MD-Nap фирмы Struers с применением суспензии O.P.S (MetCata, Германия) или OP-S (Struers, Дания) 0,05 мкм.

С целью определения механических свойств сварных соединений из сплава ВТИ-4 были проведены испытания на одноосное растяжение с использованием универсальной испытательной машины 5882 (Instron, США). Температура испытаний соответствовала комнатной. Скорость деформации при испытаниях на растяжение была принята 10^{-4} с^{-1} . Форма и размеры образцов на одноосное растяжение представлены на рис. 2.

Дюраметрические исследования материала проводили в поперечном сечении сварных соединений с использованием микротвердомера 402MVD (Instron, Нидерланды), оснащенного алмазным индентором. Нагрузка на индентор соответствовала 200 г, время выдержки – 10 сек. При этом расстояние между измерениями соответствовало 100 мкм. Измерение проводилось вдоль одной дорожки по центру образца, т. е. на глубине 1 мм, как показано на рис. 2, в.

Методами растровой электронной микроскопии (BSE- и EBSD-исследования) осуществля-

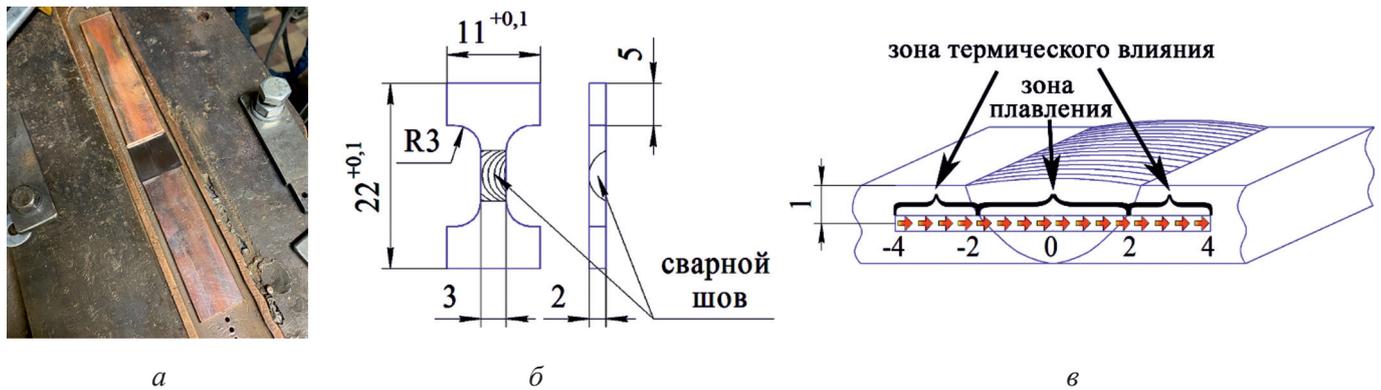


Рис. 2. Внешний вид приспособления для аргодуговой сварки (а), образцы для проведения механических испытаний (б) и исследования микротвердости (в) сварных соединений из сплава ВТИ-4

Fig. 2. GTAW welding fixture (a), specimens for mechanical testing (b) and microhardness testing specimens (c) of the welded joint of Ti–Al–Nb–(Zr, Mo)–Si alloy

лась оценка микроструктуры, а именно оценка наличия внутренних дефектов (пор, трещин, непроваров), идентификация фаз и геометрических размеров элементов микроструктуры в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ). BSE- и EBSD-анализ проводили на оборудовании Q600 3D (FEI, Чехия) с использованием программного обеспечения TSL OIM Analysis 9 при шаге сканирования 3 мкм и ускоряющем напряжении 30 кВ.

Результаты и их обсуждение

Опытным путем были подобраны режимы TIG-сварки, представленные в табл. 2, а на рис. 3 показаны внешние виды сварных соединений пластин из сплава ВТИ-4. Стоит отметить, что границы частот импульсов сварочного тока выбраны исходя из наличия и особенностей регулировок на источнике питания Lincoln INVERTEC V405-T pulse.

После сварки на выбранных режимах внешний вид сварных соединений не имел каких-либо наружных дефектов в виде трещин, пор и цветов побежалости. Наличие дефектов в начале и конце сварных швов объясняется отсутствием выводных планок (рис. 3). На токах 80...85 А (режим № 1) наблюдается мелкая чешуйчатость сварного шва. В корне сварного шва обнаружен локальный непровар, который возможно устранить более равномерной скоростью сварки. На форсированных режимах при $I_{св} = 150...155$ А (режим № 2) формируется прожог пластин, а так-

же локально жидкий металл скапливался под силой поверхностного натяжения и образовывался каплевидный сварной шов. Таким образом, на части пластины появлялся прожог, а на другой части пластины – широкий сварной шов. Данный режим не подходит для TIG-сварки пластин из сплава ВТИ-4 толщиной 2 мм. На повышенных токах 110...115 А (режим № 3) дефекты не образуются, обеспечивается равномерный сварной мелкочешуйчатый шов с полным проваром пластин (рис. 3, б). Однако ширина шва (режим № 3) по сравнению с режимом № 1 в 1,5 раза шире, а оплавление кромок по краям пластин более интенсивное. В среднем ширина швов, полученных на постоянном токе, составляет 5...8 мм.

При аргодуговой сварке с низкочастотным импульсом 2 Гц на токах 80...85 А (режим № 4) формируется грубая чешуйчатость поверхности сварного шва под динамическим воздействием импульсного тока (рис. 3, в). Поскольку воздействие импульсного тока позволяет уменьшить скорость сварки, это способствует более интенсивному проплавлению корня шва на тех же значениях тока, что и при режиме № 1. Сварные соединения, полученные при режимах № 5 и 6, выполнялись с использованием высокочастотного импульса более 100 Гц. Данные режимы обеспечивают мелкую чешуйчатость поверхности сварного шва, однако при увеличении тока до 110...115 А происходит оплавление кромок пластин. Ширина швов, полученных на импульсных токах, составляет 5...7 мм. Уменьшение ширины сварного шва можно объяснить влиянием сва-

Режимы TIG-сварки пластин из сплава ВТИ-4
Modes of GTAW for Ti–Al–Nb–(Zr, Mo)–Si alloy plates

№ / No.	Ток, А / Current, A	Частота импульсов, Гц / Pulse frequency, Hz	Защитный газ, л/мин / Shielding gas, L/min	Поддув, л/мин / Blowing L/min	Примечания / Comments
1	80...85	–	12	2	Локальный непровар / Local lack of fusion
2	150...155	–	12	2	Прожег / Burn-through
3	110...115	–	12	2	–
4	80...85	2	12	2	Грубая чешуйчатость / Coarse scaling
5	80...85	> 100	12	2	Мелкая чешуйчатость / Fine scaling
6	110...115	> 100	15	2	Мелкая чешуйчатость / Fine scaling

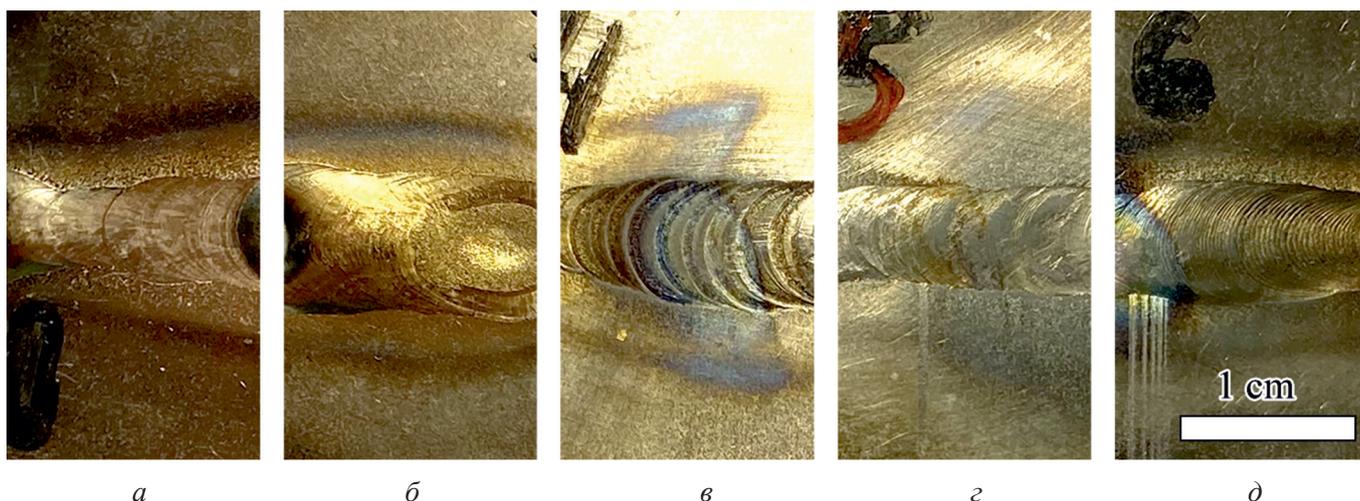


Рис. 3. Внешний вид сварных соединений из сплава ВТИ-4, полученных TIG-сваркой при следующих условиях:

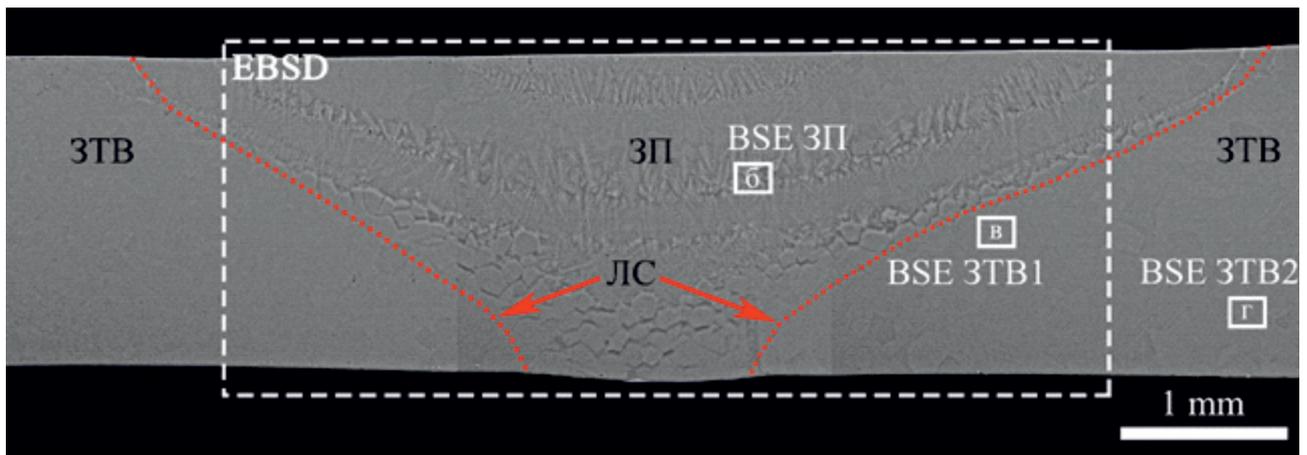
a – на постоянном токе № 1; *б* – на постоянном токе № 3; *в* – низкочастотный импульс (режим № 4);
г – высокочастотный импульс (режим № 5); *д* – высокочастотный импульс (режим № 6)

Fig. 3. Appearance of Ti–Al–Nb–(Zr, Mo)–Si alloy weld joints produced by GTAW under:
a – direct current (mode No.1); *б* – direct current (mode No.3); *в* – low-frequency pulse (mode No.4);
г – high-frequency pulse (mode No.5); *д* – high-frequency pulse (mode No.6)

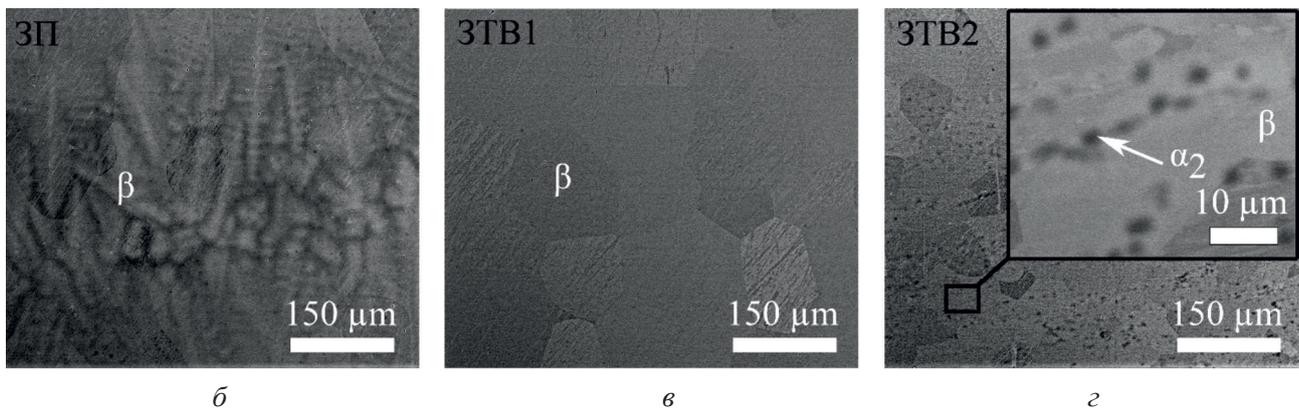
рочного тока, а именно тем, что воздействие импульсного тока уменьшает среднюю мощность в пятне нагрева [22].

Типичная морфология поперечного сечения сварного шва представлена на рис. 4 с указанием места съемки при BSE- и EBSD-исследованиях. В верхней части сварного шва образуется широкая зона плавления (ЗП) металла вследствие воз-

действия электрической дуги [23]. Металл шва состоит полностью из β -зерен (рис. 4, б). Интенсивный нагрев металла шва, вызванный воздействием электрической дуги, и, как следствие, широкий шов (5...8 мм) приводят к образованию также широкой зоны термического влияния (ЗТВ). В зависимости от фазового состава ЗТВ можно разделить на ЗТВ1, которая состоит из



а



б

в

г

Рис. 4. BSE-анализ сварного шва из сплава ВТИ-4, полученного TIG-сваркой при условиях № 4:

а – общий вид с местом съемки BSE- и EBSD-анализов (ЛС – линия сплавления; ЗП – зона плавления; ЗТВ – зона термического влияния); б – ЗП; в – ЗТВ с крупными β-зернами (ЗТВ1); г – ЗТВ фазового состава β + α₂ (ЗТВ2)

Fig. 4. BSE-analysis of a Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si alloy weld joint obtained by GTAW according to mode No.4:

а – general view showing the locations of BSE and EBSD analyses (FL – fusion line; FZ – fusion zone; HAZ – heat-affected zone); б – FZ; в – HAZ with coarse β-grains (HAZ1); г – HAZ with β + α₂ phase composition (HAZ2)

крупного зерна β-фазы 150 ± 50 мкм (рис. 4, в), и на ЗТВ2, состоящую из зерен β (80 ± 30 мкм) + α₂ (4 ± 2 мкм). Известно, что при большем отдалении от ЗП фазовый состав в ЗТВ (β + α₂) также дополнительно содержит О-фазу [24].

Металл шва, образованный при постоянных и импульсных токах, имеет микроструктуру в виде столбчатых зерен у валика и глобулярных зерен в корневой части сварного шва (рис. 5). Первичная кристаллизация начинается при отводе тепла в основной материал, зарождаясь по линии сплавления. Первичная кристаллизация металла шва протекает периодически, и можно обнаружить слоистое строение (рис. 4, а). Основной объем жидкой ванны сосредоточен вблизи воздействия сварочной дуги, поэтому столбчатые дендриты образовывались в центральной

и верхней части сварного шва, где наблюдается максимальный отвод тепла.

Максимальная длина и ширина дендритов в сварных швах, выполненных на токах 110...115 А, составляет $\approx 1,39$ и $0,43$ мм (режим № 3), с уменьшением токов (режим № 1) максимальная длина и ширина дендритов составляет $\approx 0,99$ и $0,23$ мм соответственно (табл. 3). С увеличением величины сварочного тока ширина зоны с глобулярными зернами уменьшается, однако средний размер зерен при этом не изменяется и находится в пределах 140 ± 50 мкм (рис. 5, а, б). При условиях сварки № 3 наблюдается локальный непровар в корне шва (рис. 5, а), что было подтверждено ранее при визуальном контроле внешнего вида сварного шва.

Максимальная длина и ширина дендритов (L_{\max} , H_{\max}) и средний размер глобулярных зерен в металле шва в зависимости от условий TIG-сварки

Maximum dendrite length and width (L_{\max} , H_{\max}) and average globular grain size in the weld joint metal as a function of GTAW modes

Условия сварки / Welding modes	№ 1 / No.1	№ 2 / No.2	№ 3 / No.3	№ 4 / No.4	№ 5 / No.5	№ 6 / No.6
L_{\max} , мм / (mm)	0,99	–	1,39	0,98	0,61	1,06
H_{\max} , мм / (mm)	0,23	–	0,43	0,27	0,23	0,33
Средний размер глобулярных зерен, мкм / Average globular grain size (μm)	140 ± 50	–	140 ± 50	190 ± 40	140 ± 40	130 ± 45

При сварке на низкочастотных импульсных режимах структура зоны плавления не отличается от структуры швов, выполненных при режимах № 1 и 3. Максимальная длина и ширина дендритов в сварном шве, полученном при режиме с использованием низкочастотного импульса (режим № 4), составляют $\approx 0,98$ и $0,27$ мм, а средний размер глобулярных зерен ≈ 190 мкм (рис. 5, в). Однако при использовании высокочастотного импульсного тока (режим № 5) максимальная длина и ширина дендритов в сварном шве уменьшается до $\approx 0,61$ и $0,23$ мм, а средний размер глобулярных зерен составляет ≈ 140 мкм (рис. 5, з). При условиях сварки № 5 может наблюдаться локальный непровар $100\dots 150$ мкм (рис. 5, з), который меньше при тех же параметрах сварочного тока при условии сварки № 1 ($300\dots 500$ мкм). С увеличением значений высокочастотных токов (режим № 6) максимальная длина ($1,06$ мм) и ширина ($0,33$ мм) дендритов β -фазы увеличивается, при этом средний размер глобулярных β -зерен в нижней части сварного шва находится на уровне $\approx 130 \pm 45$ мкм (рис. 5, д), что меньше, чем при тех же токах без импульсного режима № 3. Приведенные выше результаты показывают, что импульсный сварочный ток демонстрирует периодические изменения динамического воздействия дуги, это может усилить эффект перемешивания расплавленной ванны и тем самым уменьшить размер зерна в шве [25].

Оценка профиля микротвердости в поперечном сечении сварных соединений, выполненных на постоянном токе по всей длине, находится

на одном уровне, так как ширина шва варьируется в пределах $5\dots 8$ мм и значения соответствуют микротвердости зоны плавления и ЗТВ1 с глобулярным зерном β -фазы (рис. 6, а, б). Диапазон значений варьируется в пределах $335\dots 390$ $\text{HV}_{0,2}$. Диапазон значений микротвердости сварных швов, выполненных импульсными токами, находится в пределах $340\dots 380$ $\text{HV}_{0,2}$ (рис. 6, в, д).

Испытания на растяжение сварных соединений из сплава ВТИ-4, полученных TIG-сваркой, показали (рис. 7), что уровень прочности от основного металла достигает ≈ 90 % при режиме сварки № 6 ($\sigma_B = 1100$ МПа, $\delta = 1,1$ %) и не ниже 80 % при режимах № 4 и 5 ($\sigma_B = 1070$ МПа, $\delta = 1,49$ %) (рис. 7, а). Однако пластичность при режиме № 5 отсутствует ($\sigma_B = 960$ МПа, $\delta = 0$ %), а при режимах № 4 и 6 падает в 2–3 раза по отношению к основному металлу и составляет не более 2 % (рис. 7, б).

В сварных соединениях, выполненных сваркой на постоянных токах, пластичность отсутствует, а уровень прочностных свойств не достигает 80 %. В сварных швах, выполненных при условиях сварки № 1, наблюдался локальный непровар, что привело к снижению прочности менее 80 %. Кроме того, прочность сварного соединения, выполненного при режимах № 3, составляет ≈ 40 % от прочности основного металла. Это обусловлено тем, что при данном режиме было обнаружено максимальное зерно дендритной структуры зоны плавления, которое превышает в 1,5 раза максимальные размеры дендритов зоны плавления сварных соединений,

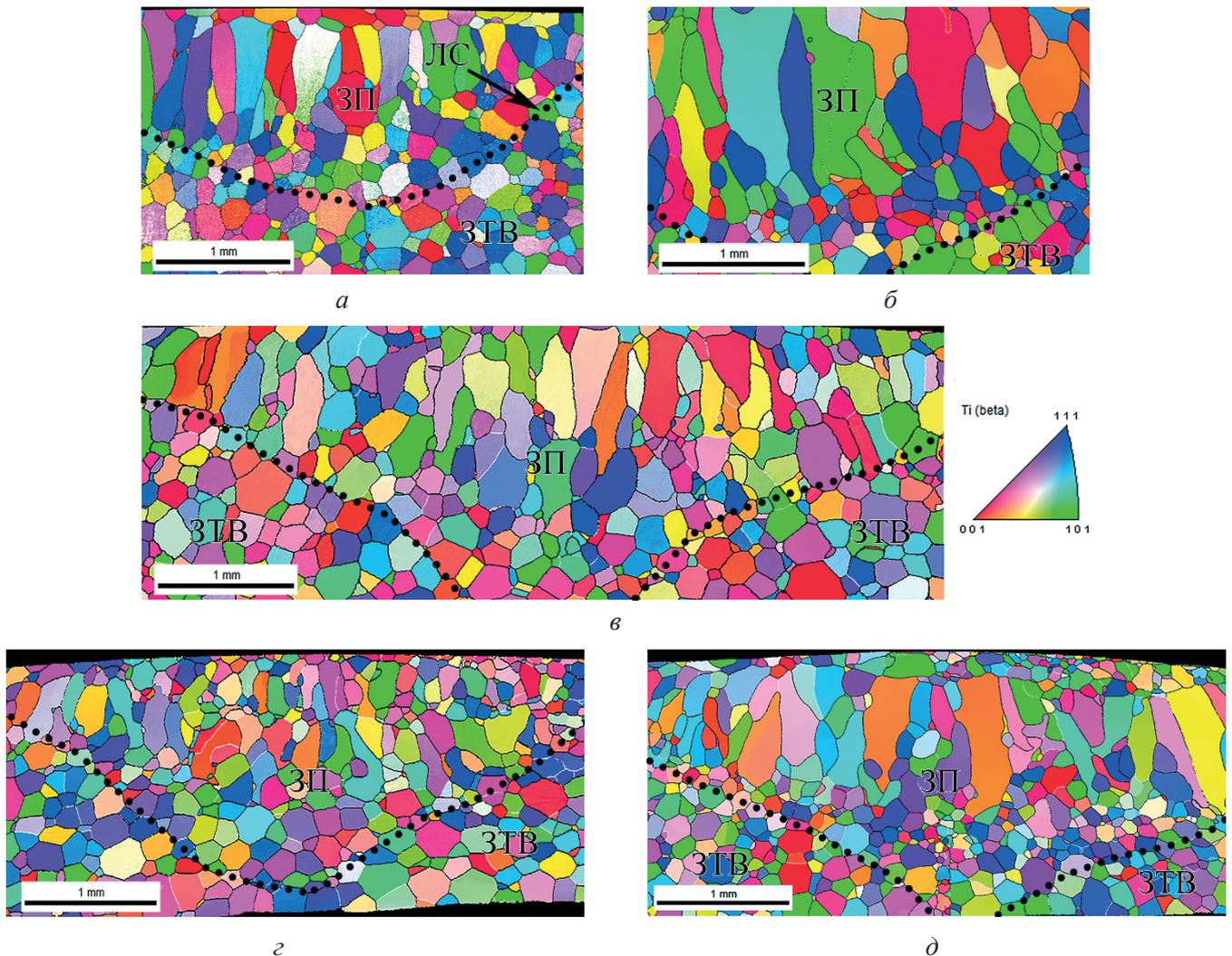


Рис. 5. EBSD-карты в поперечном сечении сварных швов из сплава ВТИ-4, полученных TIG-сваркой при следующих условиях:

а – № 1; б – № 3; в – № 4; г – № 5; д – № 6

Fig. 5. EBSD maps in cross-section of $Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si$ alloy weld joints, obtained by GTAW according to:

а – mode No.1; б – mode No.3; в – mode No.4; г – mode No.5; д – mode No.6

выполненных при низко- и высокочастотных импульсных режимах. При сварке по режиму № 5 снижение прочностных свойств сварного соединения, возможно, связано с локальным непроваром, который был обнаружен в корневой части сварного шва (рис. 5, г).

Разрушение сварных соединений всегда происходит по линии сплавления, а на поверхности излома виден рыхлый узор, в основном вызванный разрушением крупных β -зерен (рис. 8). Фрактография излома образца, сваренного при режиме № 6, имеет две зоны: область рыхлого излома крупных (дендритной структуры) зоны плавления) и мелких зерен. Это свидетельствует о разрушении глобулярных β -зерен, которые об-

разывались в корневой области сварного шва (рис. 8). На остальных образцах наблюдается аналогичный характер излома.

Выводы

Проведено исследование влияния режимов TIG-сварки на качество сварного соединения из сплава ВТИ-4 (Ti_2AlNb), а именно осуществлена оценка геометрических размеров и наличия дефектов сварных швов, микроструктуры и механических свойств. По полученным в данной работе результатам можно сделать следующие выводы.

– Бездефектный сварной шов формируется при режимах сварки на постоянных и импульс-

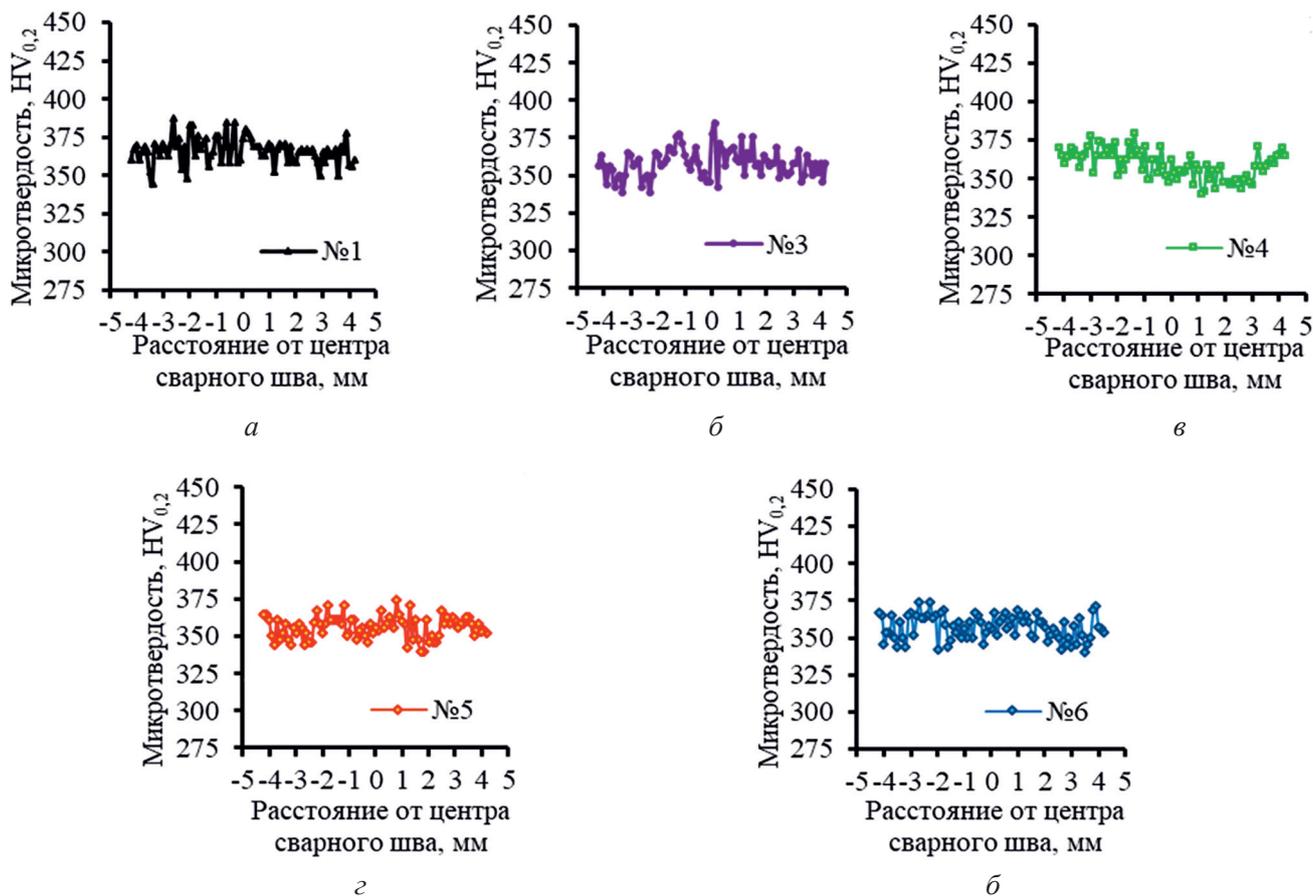


Рис. 6. Микротвердость сварного шва из сплава ВТИ-4 в поперечном сечении, полученного TIG-сваркой:

a, б – на постоянных токах; *в, д* – в импульсных режимах

Fig. 6. Cross-sectional microhardness profiles of *Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si* alloy GTAW joints according to: *a-b* – DC mode; *в-д* – pulsed mode

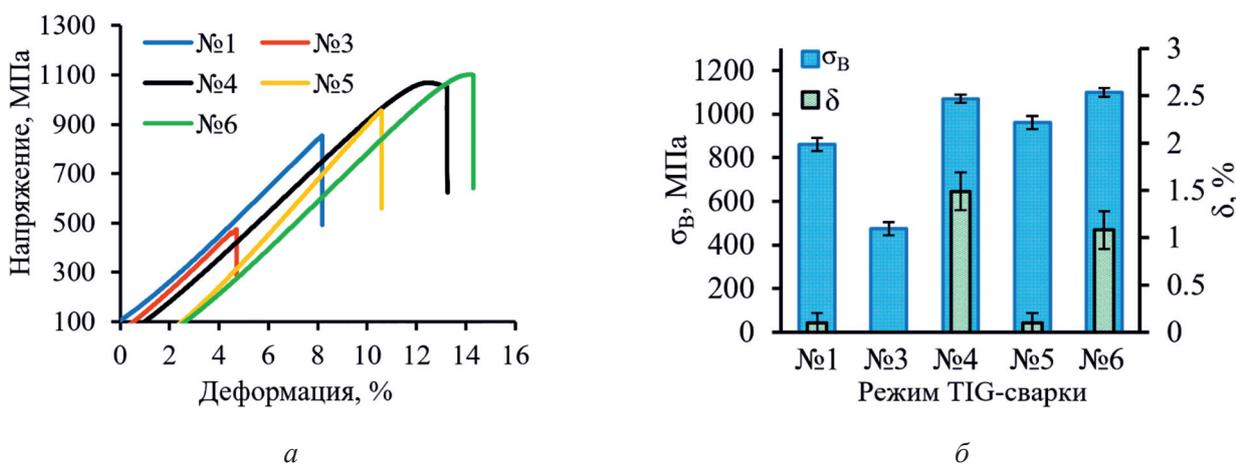


Рис. 7. Результаты проведенных испытаний на одноосное растяжение сварных соединений из сплава ВТИ-4 в зависимости от условий TIG-сварки:

a – диаграмма растяжения; *б* – график механических свойств

Fig. 7. Results of uniaxial tensile testing of *Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si* alloy weld joints as a function of GTAW modes:

a – tensile stress-strain diagram; *б* – graph of mechanical properties

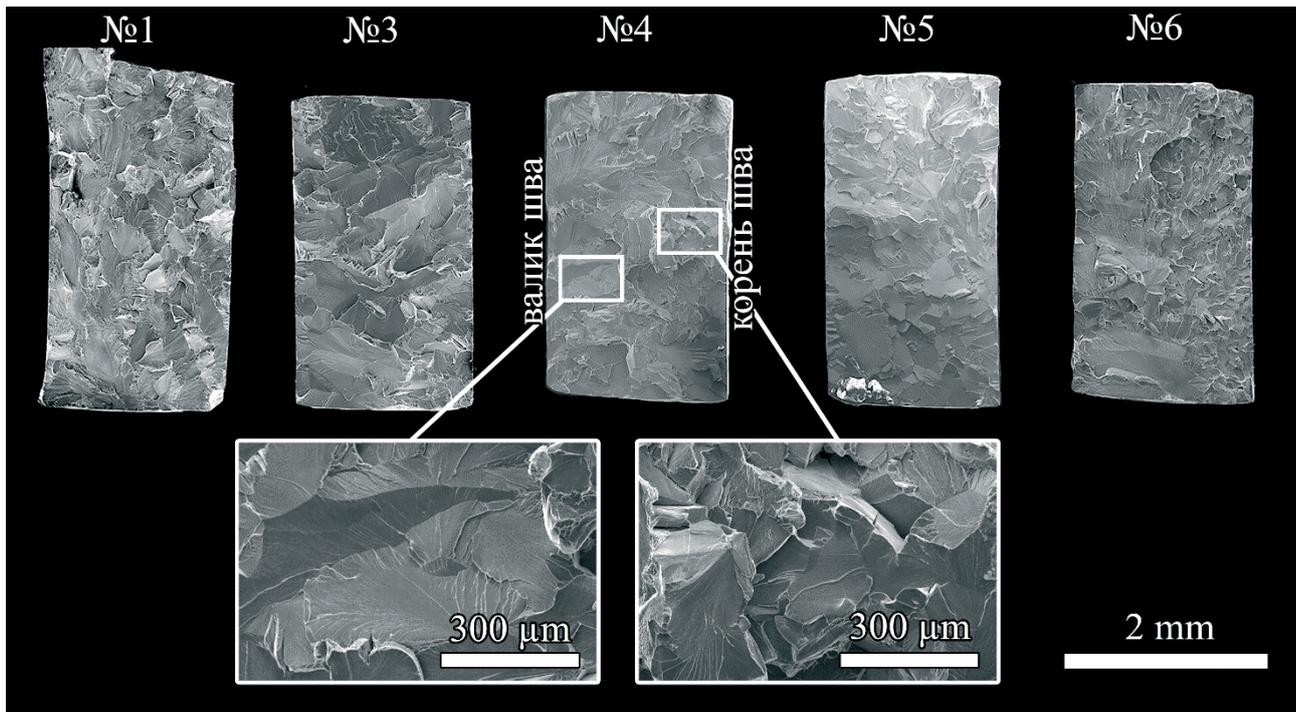


Рис. 8. Морфология поверхности излома образцов после одноосного растяжения в зависимости от условий TIG-сварки сплава ВТИ-4

Fig. 8. Fracture surface morphology of specimens after uniaxial tensile testing as a function of Ti–Al–Nb–(Zr, Mo)–Si alloy GTAW mode

ных токах в диапазоне 80...115 А и при подаче газа со скоростью 12...15 л/мин. При более низких сварочных токах обнаружены непровары, при более высоких токах – прожоги.

– Сварные швы в зависимости от режимов сварки имеют следующую структуру: в центре шва – вытянутые крупные дендриты размером 0,23...1,39 мм; в корневой части шва – глобулярные β -зерна размером 130...190 мкм. Основной объем жидкой ванны сосредоточен вблизи воздействия сварочной дуги, поэтому столбчатые дендриты образовывались в центральной и верхней части сварного шва, где наблюдается максимальный отвод тепла.

– Механические испытания сварных соединений сплава ВТИ-4 показали высокий уровень прочности: $\approx 90\%$ от уровня исходного металла при импульсном режиме сварки ($\sigma_B = 1100$ МПа, $\delta = 1,1\%$, 340...380 HV_{0,2}) и не ниже 80 % при режимах на постоянных токах ($\sigma_B = 1070$ МПа, $\delta = 1,49\%$, 335...390 HV_{0,2}).

Список литературы

1. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: a review on melting-forging process / Q. Zhao, Q. Sun, S. Xin, Y. Chen, C. Wu,

H. Wang, J. Xu, M. Wan, W. Zeng, Y. Zhao // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 845. – P. 143260. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143260.

2. Marin E., Lanzutti A. biomedical applications of titanium alloys: a comprehensive review // *Materials (Basel)*. – 2024. – Vol. 17 (2). – P. 114. – DOI: 10.3390/ma17010114.

3. Ezugwu E.O., Wang Z.M. Titanium alloys and their machinability – a review // *Journal of Materials Processing Technology*. – 1997. – Vol. 68 (3). – P. 262–274. – DOI: 10.1016/S0924-0136(96)00030-1.

4. Welding of titanium alloys / T. Pasang, Y. Tao, M. Azizi, O. Kamiya, M. Mizutani, W. Misiolek // *MATEC Web of Conferences: Proceedings*. – 2017. – Vol. 123. – P. 1–8. – DOI: 10.1051/mateconf/201712300001.

5. Veiga C., Davim J.P., Loureiro A. Properties and applications of titanium alloys: a brief review // *Reviews on Advanced Materials Science*. – 2012. – Vol. 32 (2). – P. 133–148.

6. Kim Y.-W., Dimiduk D.M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides // *JOM*. – 1991. – Vol. 43 – P. 40–47.

7. Shagiev M.R., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R. Ti₂AlNb-based intermetallic alloys and composites // *Materials Physics and Mechanics*. – 2017. – Vol. 33 (1). – P. 12–18. – DOI: 10.18720/MPM.3312017_2.

8. Nandy T.K., Banerjee D. Creep of the orthorhombic phase based on the intermetallic Ti₂AlNb //



Intermetallics. – 2000 – Vol. 8 (8). – P. 915–928. – DOI: 10.1016/S0966-9795(00)00059-5.

9. Short- and long-term oxidation behaviour of an advanced Ti₂AlNb alloy / M. Dadé, V.A. Esin, L. Nazé, P. Sallot // Corrosion Science. – 2019. – Vol. 148. – P. 379–387. – DOI: 10.1016/j.corsci.2018.11.036.

10. Tool wear investigation in high-pressure jet coolant assisted machining Ti₂AlNb intermetallic alloys based on FEM / J. Xu, L. He, H. Su, L. Zhang // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2018. – Vol. 1 (4). – P. 219–228. – DOI: 10.1016/j.ijlmm.2018.08.007.

11. Development of Ti₂AlNb alloys: opportunities and challenges / W. Chen, J.W. Li, L. Xu, B. Lu // AM&P Technical Articles. – 2014. – Vol. 172 (5). – P. 23–27. – DOI: 10.31399/asm.amp.2014-05.p023.

12. Cracking of Ti₂AlNb-based alloy after laser beam welding / D.O. Panov, S.V. Naumov, V.S. Sokolovsky, E.I. Volokitina, N. Kashaev, V. Ventzke, R. Dinse, S. Riekehr, E.A. Povolyaeva, E.B. Alekseev, N.A. Nochovnaya, S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – Vol. 1014. – P. 012035. – DOI: 10.1088/1757-899X/1014/1/012035.

13. Mechanism of reheat cracking in electron beam welded Ti₂AlNb alloys / Y.-J. Li, Ai-P. Wu, Q. Li, Y. Zhao, R.-C. Zhu, G.-Q. Wang // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2019. – Vol. 29 (9). – P. 1873–1881. – DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65095-8.

14. Reheat cracking in Ti₂AlNb alloy resistance spot weldments / D. Cai, J. Chen, X. Mao, C. Hao // Intermetallics. – 2013. – Vol. 38. – P. 63–69. – DOI: 10.1016/j.intermet.2013.02.013.

15. Effects of welding condition on weld shape and distortion in electron beam welded Ti₂AlNb alloy joints / Y. Li, Y. Zhao, Q. Li, A. Wu, R. Zhu, G. Wang // Materials & Design. – 2017. – Vol. 114. – P. 226–233. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.083.

16. Shao L., Cui E. Joining of Ti-22Al-25Nb alloy using different welding methods // Materials China. – 2019. – Vol. 38 (3). – P. 286–290. – DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2019.03.11.

17. Effect of pre-heating and post-weld heat treatment on structure and mechanical properties of laser beam-welded Ti₂AlNb-based joints / D. Panov, S. Naumov, N. Stepanov, V. Sokolovsky, E. Volokitina, N. Kashaev, V. Ventzke, R. Dinse, S. Riekehr, E. Povolyaeva, N. Nochovnaya, E. Alekseev, S. Zherebtsov,

G. Salishchev // Intermetallics. – 2022. – Vol. 143. – P. 107466. – DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107466.

18. Zou J., Li H. Review on weldability of Ti₂AlNb-based alloy // Materials China. – 2019. – Vol. 38 (7). – P. 710–716. – DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201803012.

19. Ultrasonic frequency pulse tungsten inert gas welding of Ti₂AlNb-based alloy / X. Liu, S. Wu, Y. Ji, L. Shao, H. Zhao, X. Wan // Xiyou Jinshu / Chinese Journal of Rare Metals. – 2014. – Vol. 38 (4). – P. 541–547. – DOI: 10.13373/j.cnki.cjrm.2014.04.001.

20. Gas tungsten arc welding of Ti₂AlNb based alloy sheet / B. Lu, J. Yin, Y. Wang, R. Yang // Ti 2011: Proceedings of the 12th World Conference on Titanium. – Beijing, 2012. – Vol. 1. – P. 816–818.

21. Elimination of pores and microstructural characterization in Ti-6Al-4V alloy welds using fast-frequency double pulse TIG welding / Y. Kuang, J. Hu, W. Su, Z. Zhu, H. Liao, Z. Wang // Materials Today Communications. – 2024. – Vol. 41. – P. 110516. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.110516.

22. A review on high-frequency pulsed arc welding / Z. Wang, D. Jiang, J. Wu, M. Xu // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 60. – P. 503–519. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.054.

23. Karpagaraj A., Siva Shanmugam N., Sankaranarayananamy K. Some studies on mechanical properties and microstructural characterization of automated TIG welding of thin commercially pure titanium sheets // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 640. – P. 180–189. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.056.

24. Structure and mechanical properties of welded joints from alloy based on VTI-4 orthorhombic titanium aluminide produced by pulse laser welding / S.V. Naumov, D.O. Panov, R.S. Chernichenko, V.S. Sokolovsky, E.I. Volokitina, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov, E.B. Alekseev, N.A. Nochovnaya, G.A. Salishchev // Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy. – 2023. – Vol. 29 (2). – P. 57–73. – DOI: 10.17073/0021-3438-2023-2-57-73.

25. Study on arc shape, weldment microstructure, and mechanical properties of Ti-6Al-4V welded by FFDP TIG waveform / Y. Kuang, J. Jia, Z. Zhu, Z. Gui, J. Tian, Z. Wang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2024. – Vol. 130. – P. 5269–5284. – DOI: 10.1007/s00170-024-13067-z.

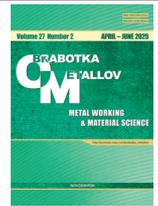
Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb -based alloy weld joints as a function of gas tungsten arc welding parameters

Stanislav Naumov^{1, a,*}, Dmitrii Panov^{1, b}, Vitaly Sokolovskiy^{1, c}, Ruslan Chernichenko^{1, d},
Gennady Salishchev^{1, e}, Dmitry Belinin^{2, f}, Vasilii Lukianov^{3, g}

¹ Belgorod National Research University, 85 Pobedy Str., Belgorod, 308015, Russian Federation

² Perm National Research Polytechnic University, 29 Komsomolskiy Prosp., Perm, 614990, Russian Federation

³ NPA "Technopark AT", 5 Tramvaynaya Str. (bld. 1), Ufa, 450027, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>, NaumovStanislav@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>, dimmak-panov@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-5607-2765>, sokolovskiy@bsuedu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>, rus.chernichenko@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>, salishchev_g@bsuedu.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-5462-0908>, 5ly87@mail.ru;
^g <https://orcid.org/0009-0006-3621-3966>, lukianovv@bk.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 12 February 2025

Revised: 01 March 2025

Accepted: 21 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Gas tungsten arc welding (*GTAW*, *TIG*)
 Ti_2AlNb
 $Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si$
 Scanning electron microscopy (*SEM*)
 Mechanical properties

Funding

This work was supported by the Russian Science Foundation (Agreement No. 19-79-30066) using the equipment of BSU Shared Research Facilities "Technologies and Materials".

ABSTRACT

Introduction. Gas tungsten arc welding (*GTAW*), also known as tungsten inert gas (*TIG*) welding, is a promising welding method for Ti_2AlNb -based alloys, including $Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si$ alloy, due to its accessibility and relative simplicity, making it attractive for aerospace applications. However, the application of *GTAW* to $Ti-Al-Nb-(Zr, Mo)-Si$ alloy is limited by the formation of a coarse-grained microstructure in the weld, leading to reduced mechanical properties of weld joints. **Purpose of the work.** This study investigates the influence of *GTAW* modes (using direct current with low- and high-frequency pulses) on the microstructure and tensile properties of $Al-Nb-(Zr, Mo)-Si$ alloy weld joints. **Methods.** *GTAW* of plates was carried out using welding currents ranging from 80 to 150 A, employing both low- and high-frequency (>100 Hz) pulses. The microstructure of the weld joints was examined using scanning electron microscopy (*SEM*). The tensile properties were evaluated through uniaxial tensile testing of the welded joints. The shielding gas flow rate was 12 L/min, while a separate gas flow of 2 L/min was used for blowing. The microstructure of the weld joints was examined using scanning electron microscopy (*BSE-EBSD* analysis). The tensile properties were evaluated through uniaxial tensile testing of the weld joints. **Results and discussion.** The weld joints microstructure is characterized by elongated, coarse dendrites in the central and weld bead regions and globular β -grains in the root part of the fusion zone. Tensile testing of the weld joints revealed a strength level approximately 90% of that of the base metal when using pulse mode ($\sigma_u = 1100$ MPa, $\delta = 1.1$ %, $335-390$ HV_{0.2}) and not less than 80% when using direct current modes. This level of mechanical properties is achieved using high-frequency pulsed welding, where the maximum length and width of dendrites in the weld joint are 1.06 mm and 0.33 mm, respectively, and the average size of globular grains in the lower part of the weld joint is approximately 130 μ m, which is less than that observed when utilizing the same modes, but direct current.

For citation: Naumov S.V., Panov D.O., Sokolovskiy V.S., Chernichenko R.S., Salishchev G.A., Belinin D.S., Lukianov V.V. Microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb -based alloy weld joints as a function of gas tungsten arc welding parameters. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 43–56. DOI:10.17212/1994-6309-2025-27.2-43-56. (In Russian).

References

1. Zhao Q., Sun Q., Xin S., Chen Y., Wu C., Wang H., Xu J., Wan M., Zeng W., Zhao Y. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: a review on melting-forging process. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 845, p. 143260. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143260.
2. Marin E., Lanzutti A. Biomedical applications of titanium alloys: a comprehensive review. *Materials (Basel)*, 2024, vol. 17 (2), p. 114. DOI: 10.3390/ma17010114.

* Corresponding author

Naumov Stanislav V., Ph.D. (Engineering),
 Belgorod National Research University,
 85 Pobedy Str.,
 308015, Belgorod, Russian Federation
 Tel.: +7 912 580-55-68, e-mail: NaumovStanislav@yandex.ru

3. Ezugwu E.O., Wang Z.M. Titanium alloys and their machinability – a review. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, vol. 68 (3), pp. 262–274. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)00030-1.
4. Pasang T., Tao Y., Azizi M., Kamiya O., Mizutani M., Misiolek W. Welding of titanium alloys. *MATEC Web of Conferences*, 2017, vol. 123, pp. 1–8. DOI: 10.1051/mateconf/201712300001.
5. Veiga C., Davim J.P., Loureiro A. Properties and applications of titanium alloys: a brief review. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2012, vol. 32 (2), pp. 133–148.
6. Kim Y.-W., Dimiduk D.M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. *JOM*, 1991, vol. 43, pp. 40–47.
7. Shagiev M.R., Galeyev R.M., Valiakhmetov O.R. Ti₂AlNb-based intermetallic alloys and composites. *Materials Physics and Mechanics*, 2017, vol. 33 (1), pp. 12–18. DOI: 10.18720/MPM.3312017_2.
8. Nandy T.K., Banerjee D. Creep of the orthorhombic phase based on the intermetallic Ti₂AlNb. *Intermetallics*, 2000, vol. 8 (8), pp. 915–928. DOI: 10.1016/S0966-9795(00)00059-5.
9. Dadé M., Esin V.A., Nazé L., Sallot P. Short- and long-term oxidation behaviour of an advanced Ti₂AlNb alloy. *Corrosion Science*, 2019, vol. 148, pp. 379–387. DOI: 10.1016/j.corsci.2018.11.036.
10. Xu J., He L., Su H., Zhang L. Tool wear investigation in high-pressure jet coolant assisted machining Ti₂AlNb intermetallic alloys based on FEM. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2018, vol. 1 (4), pp. 219–228. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2018.08.007.
11. Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B. Development of Ti₂AlNb alloys: opportunities and challenges. *AM&P Technical Articles*, 2014, vol. 172 (5), pp. 23–27. DOI: 10.31399/asm.amp.2014-05.p023.
12. Panov D.O., Naumov S.V., Sokolovsky V.S., Volokitina E.I., Kashaev N., Ventzke V., Dinse R., Riekehr S., Povolyaeva E.A., Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Cracking of Ti₂AlNb-based alloy after laser beam welding. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1014, p. 012035. DOI: 10.1088/1757-899X/1014/1/012035.
13. Li Y.-J., Wu Ai-P., Li Q., Zhao Y., Zhu R.-C., Wang G.-Q. Mechanism of reheat cracking in electron beam welded Ti₂AlNb alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, vol. 29 (9), pp. 1873–1881. DOI: 10.1016/S1003-6326(19)65095-8.
14. Cai D., Chen J., Mao X., Hao C. Reheat cracking in Ti₂AlNb alloy resistance spot weldments. *Intermetallics*, 2013, vol. 38, pp. 63–69. DOI: 10.1016/j.intermet.2013.02.013.
15. Li Y., Zhao Y., Li Q., Wu A., Zhu R., Wang G. Effects of welding condition on weld shape and distortion in electron beam welded Ti₂AlNb alloy joints. *Materials & Design*, 2017, vol. 114, pp. 226–233. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.11.083.
16. Shao L., Cui E. Joining of Ti-22Al-25Nb alloy using different welding methods. *Materials China*, 2019, vol. 38 (3), pp. 286–290. DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2019.03.11.
17. Panov D., Naumov S., Stepanov N., Sokolovsky V., Volokitina E., Kashaev N., Ventzke V., Dinse R., Riekehr S., Povolyaeva E., Nochovnaya N., Alekseev E., Zherebtsov S., Salishchev G. Effect of pre-heating and post-weld heat treatment on structure and mechanical properties of laser beam-welded Ti₂AlNb-based joints. *Intermetallics*, 2022, vol. 143, p. 107466. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107466.
18. Zou J., Li H. Review on weldability of Ti₂AlNb-based alloy. *Materials China*, 2019, vol. 38 (7), pp. 710–716. DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201803012.
19. Liu X., Wu S., Ji Y., Shao L., Zhao H., Wan X. Ultrasonic frequency pulse tungsten inert gas welding of Ti₂AlNb-based alloy. *Xiyou Jinshu / Chinese Journal of Rare Metals*, 2014, vol. 38 (4), pp. 541–547. DOI: 10.13373/j.cnki.cjrm.2014.04.001.
20. Lu B., Yin J., Wang Y., Yang R. Gas tungsten arc welding of Ti₂AlNb based alloy sheet. *Ti-2011: Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*. Beijing, 2012, vol. 1, pp. 816–818.
21. Kuang Y., Hu J., Su W., Zhu Z., Liao H., Wang Z. Elimination of pores and microstructural characterization in Ti-6Al-4V alloy welds using fast-frequency double pulse TIG welding. *Materials Today Communications*, 2024, vol. 41, p. 110516. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.110516.
22. Wang Z., Jiang D., Wu J., Xu M. A review on high-frequency pulsed arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 60, pp. 503–519. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.10.054.
23. Karpagaraj A., Siva Shanmugam N., Sankaranarayanan K. Some studies on mechanical properties and microstructural characterization of automated TIG welding of thin commercially pure titanium sheets. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 640, pp. 180–189. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.056.

24. Naumov S.V., Panov D.O., Chernichenko R.S., Sokolovsky V.S., Volokitina E.I., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Salishchev G.A. Structure and mechanical properties of welded joints from alloy based on VTI-4 orthorhombic titanium aluminide produced by pulse laser welding. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2023, vol. 29 (2), pp. 57–73. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-2-57-73.

25. Kuang Y., Jia J., Zhu Z., Gui Z., Tian J., Wang Z. Study on arc shape, weldment microstructure, and mechanical properties of Ti-6Al-4V welded by FFDP TIG waveform. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 130, pp. 5269–5284. DOI: 10.1007/s00170-024-13067-z.

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



Улучшение характеристик электроэрозионной обработки сплавов NiTi, NiCu и BeCu с использованием многокритериального подхода на основе функции полезности

Виджаякумар Джатти^{1, a}, Виджаян Сингараджан^{2, b}, А. Сайятибрагим^{3, c},
 Винаякумар Джатти^{4, d}, Мурали Кришнан^{2, e, *}, Савита Джатти^{5, f}

¹ Инженерная школа и школа прикладных наук, Университет Беннетта, Нойда, 201310, Индия

² Технологический институт Карпагама, Коимбатур – 641105, Тамил Наду, Индия

³ Университетский центр исследований и разработок, Чандигархский университет, 140413, Пенджаб, Индия

⁴ Технологический институт Симбиоза, Международный университет Симбиоза, Пуна, 412115, Махараштра, Индия

⁵ Инженерный колледж им. Д.И. Патила, Университет Савитрибай Пхуле Пуна, Пуна, Индия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-7949-2551>,  vijaykjatti@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-3636-7731>,  s.n.vijayan@gmail.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-1968-0937>,  imsaiyath@gmail.com; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-6016-0709>,  vinay.jatti89@gmail.com;

^e  <https://orcid.org/0009-0004-0107-0753>,  murali15091990@gmail.com; ^f  <https://orcid.org/0000-0001-5514-8078>,  savitabirajdardyp@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.048.4

История статьи:

Поступила: 20 февраля 2025

Рецензирование: 25 марта 2025

Принята к печати: 27 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Карбид бора

EDM (электроэрозионная обработка)

Сплав с памятью формы

Многокритериальная оптимизация

Тагучи

Дисперсионный анализ (ANOVA)

и концепция полезности

АННОТАЦИЯ

Введение. Обработка твердых материалов и сплавов с памятью формы (СПФ), таких как сплавы NiTi, NiCu и BeCu, традиционными методами затруднена из-за чрезмерного износа инструмента в процессе обработки и низкого качества обработанной поверхности. Нетрадиционные методы обработки, в частности электроэрозионная обработка (EDM), обеспечивают повышенную точность и качество поверхности. Однако эффективность EDM зависит от оптимизации параметров процесса. **Целью данного исследования** является оптимизация параметров EDM для улучшения характеристик обработки СПФ путем учета таких факторов, как длительность импульса, длительность паузы между импульсами, ток разряда, напряжение в межэлектродном зазоре и электропроводность заготовки. **Методы.** В данном исследовании использован подход планирования эксперимента Тагучи для анализа влияния ключевых параметров процесса на удельный съем материала (MRR Q), шероховатость поверхности (SR Ra) и скорость износа инструмента (TWR v_h). Дисперсионный анализ (ANOVA) был применен для выявления наиболее статистически значимых факторов, влияющих на характеристики обработки. Многокритериальный метод оптимизации, основанный на теории полезности, был использован для определения оптимальных настроек EDM, обеспечивающих баланс между MRR Q , Ra и TWR v_h . Результаты были подтверждены экспериментальными испытаниями. **Результаты и обсуждение.** Экспериментальные результаты показали, что в испытании № 15 достигнута наивысшая MRR Q , равная 9,076 мм³/мин, в то время как в испытании № 1 получена наименьшая SR Ra , равная 2,238 мкм. Минимальная TWR v_h , равная 0,041 мм³/мин, наблюдалась в испытании № 10, это способствует увеличению срока службы инструмента. Дисперсионный анализ показал, что напряжение в межэлектродном зазоре является наиболее влиятельным фактором, определяющим 85,98 % вариации характеристик обработки, за которым следуют ток разряда (4,76 %) и длительность паузы между импульсами (2,59 %). Процесс многокритериальной оптимизации успешно определил конфигурации параметров, которые оптимизируют MRR Q при минимизации SR Ra и TWR v_h . Разработанная в данном исследовании модель прогнозирования продемонстрировала высокую точность со значением $R^2 = 93,3$ % и скорректированным $R^2 = 89,7$ %. Валидационные эксперименты подтвердили эффективность оптимизированных параметров, что привело к среднему MRR $Q = 8,852$ мм³/мин, SR $Ra = 2,818$ мкм и TWR $v_h = 0,148$ мм³/мин. Полученные результаты подтверждают, что тщательная оптимизация параметров электроэрозионной обработки позволяет существенно улучшить характеристики обработки сплавов с памятью формы, значительно повышая эффективность и долговечность инструмента.

Для цитирования: Улучшение характеристик электроэрозионной обработки сплавов NiTi, NiCu и BeCu с использованием многокритериального подхода на основе функции полезности / В.С. Джатти, В. Сингараджан, А. Сайятибрагим, В.С. Джатти, М.Р. Кришнан, С.В. Джатти // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 57–88. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-57-88.

*Адрес для переписки

Кришнан Мурали Р., д.т.н., доцент

Технологический институт Карпагама,

Коимбатур – 641105, Тамил Наду, Индия

Тел.: +91 9789339171, e-mail: murali15091990@gmail.com

Введение

Усовершенствованная нетрадиционная электроэрозионная обработка (EDM) – это электро-термический процесс, при котором материал с заготовки удаляется с помощью электриче-

ских разрядов (искр). EDM широко применяется в производстве изделий из сплавов с памятью формы, керамических и композиционных материалов благодаря способности обеспечивать высокую точность и сложность формы [1]. EDM считается одним из наиболее эффективных методов обработки труднообрабатываемых материалов, таких как высокопрочные, хрупкие и твердые сплавы, поскольку не требует применения механической силы [2].

В процессе EDM тепловая энергия, необходимая для удаления материала, генерируется в результате электрических искр, возникающих в диэлектрической жидкости. Локальный интенсивный нагрев, вызванный непрерывными электрическими пробоями, приводит к плавлению и испарению материала заготовки. Диэлектрическая жидкость выполняет несколько важных функций: удаление продуктов эрозии, охлаждение заготовки и предотвращение возникновения дугового разряда [3].

Различают два типа EDM-станков: электроэрозионные станки погружного типа (sinker EDM) и электроэрозионные станки вырезного типа (wire EDM или WEDM). Выбор конкретного типа EDM определяется требованиями к применению, а также свойствами материала и геометрическими параметрами изготавливаемой детали [4]. EDM позволяет обрабатывать электропроводящие материалы с широким диапазоном механических свойств. Благодаря высокой точности и возможности обеспечения заданных требований к качеству поверхности технология EDM востребована в аэрокосмической, автомобильной, биомедицинской промышленности, а также в производстве инструментов и штампов [5].

Эффективность EDM определяется многочисленными технологическими параметрами, включая характеристики разрядной энергии (длительность импульса и интервала между импульсами, ток, напряжение в зазоре, искровой зазор), типом электрода и диэлектрической жидкости, давлением промывки и длительностью цикла. Оптимизация этих параметров является ключевым фактором для достижения максимальной производительности (скорости удаления материала), минимальной шероховатости поверхности и увеличения срока службы инструмента [6].

Исследования в области EDM-обработки современных материалов часто включают в себя параметрические исследования, посвященные изучению влияния технологических параметров на скорость удаления материала (MRR), шероховатость поверхности (SR) и скорость износа инструмента (TWR). Эти исследования, как правило, включают оценку физических процессов, сопровождающихся методами оптимизации параметров [7]. Результаты таких исследований позволяют разрабатывать EDM-технологии, пригодные для высокопроизводительных применений, требующих точной обработки труднообрабатываемых материалов.

В связи с улучшенными механическими и термическими свойствами сплавы с памятью формы (NiTi), никель-медные сплавы (NiCu) и бериллиевая бронза (BeCu) находят все более широкое применение, что увеличивает востребованность электроэрозионной обработки (EDM) как эффективного метода их обработки. Сплавы системы NiTi обладают как эффектом памяти формы, так и сверхупругостью, что делает их востребованными в биомедицинских устройствах, аэрокосмической промышленности и роботизированных системах [8]. К важным характеристикам сплавов системы NiTi относятся высокая коррозионная стойкость, биосовместимость и способность к упругому восстановлению после деформации. EDM является предпочтительным методом обработки таких материалов, поскольку традиционные методы обработки часто оказываются неэффективными из-за высокой прочности и твердости этих сплавов.

Никель-медные сплавы системы NiCu характеризуются превосходной коррозионной стойкостью в сочетании с высокой механической прочностью и термической стабильностью. Эти свойства делают никель-медные сплавы пригодными для применения в морской среде, химической промышленности и аэрокосмической отрасли. Сложность обработки никель-медных сплавов связана с эффектом деформационного упрочнения и высокой вязкостью, что делает EDM оптимальным решением.

Бериллиевая бронза (BeCu) сочетает в себе высокую прочность, теплопроводность и коррозионную стойкость. Основные области применения этого сплава включают в себя электронные

разъемы, компоненты аэрокосмической техники и элементы оснастки для литья под давлением. Упрочнение бериллиевой бронзы приводит к увеличению ее прочности, но одновременно затрудняет обработку из-за интенсивного тепловыделения и износа инструмента [9].

Для повышения производительности процесса EDM и сокращения времени обработки необходимо увеличивать скорость удаления материала (MRR). Шероховатость поверхности (SR) является важным показателем качества, определяющим гладкость обработанной поверхности. На SR влияют такие факторы, как энергия разряда, величина искрового промежутка и условия промывки диэлектрической жидкостью. При использовании в областях, требующих прецизионной обработки, к качеству поверхности предъявляются высокие требования, которые достигаются за счет минимизации SR.

Износ инструмента (TWR) характеризует скорость потери материала электрода в процессе EDM [10]. TWR зависит от тока в искровом промежутке, материала электрода и свойств диэлектрической жидкости. Минимизация TWR важна для снижения затрат на инструмент и повышения экономической эффективности процесса.

В результате быстрой кристаллизации расплавленного материала, удаленного электрическим разрядом, формируется упрочненный слой, известный как «переплавленный слой» (recast layer) определенной толщины. Контроль толщины переплавленного слоя достигается путем оптимизации параметров EDM [11]. Область вокруг обработанной поверхности подвергается термическому воздействию, при этом формируется зона термического влияния (ЗТВ). Значительные размеры ЗТВ могут приводить к возникновению остаточных напряжений и микротрещин, ухудшающих механические свойства детали. Управление энергией импульса и эффективное использование диэлектрической жидкости позволяют улучшить терморегулирование и минимизировать ЗТВ. Микротвердость обработанной поверхности может изменяться из-за термических эффектов, что необходимо учитывать при оценке характеристик материала после EDM [12].

Точность размеров и величина перереза (overcut) характеризуют отклонение размеров обработанной детали от заданных. На величину

перереза влияют величина искрового промежутка, длительность импульса и износ инструмента. Достижение высокой точности размеров является критически важным для производства прецизионных компонентов. Изменение параметров процесса EDM позволяет обеспечить повышение производительности, улучшение качества поверхности и увеличение срока службы инструмента в соответствии с отраслевыми стандартами [13].

Метод Тагучи представляет собой эффективный метод статистической оптимизации, широко применяемый для различных технологических процессов, в том числе и для электроэрозионной обработки (EDM). Данный метод позволяет исследователям планировать эффективные эксперименты, оптимизируя параметры процесса при минимальном количестве экспериментальных повторов. В основе метода Тагучи лежит использование ортогональных массивов (ОА) для одновременного исследования влияния нескольких факторов на выходные параметры процесса [14]. Ортогональный массив L18 часто применяется для оптимизации EDM, поскольку обеспечивает эффективную оценку влияния различных уровней параметров процесса. Массив L18 позволяет анализировать до восьми факторов с использованием двух или трех различных уровней параметров, что подходит для исследования основных параметров EDM, таких как длительность импульса, интервал между импульсами, ток и напряжение [15].

Оптимизация процесса с помощью метода Тагучи основана на анализе отношения сигнал/шум (S/N) для определения оптимальных значений параметров, обеспечивающих желаемые результаты обработки. В EDM-исследованиях используются три стандартных критерия отношения S/N: «Меньше – лучше» (Smaller-the-better) для минимизации шероховатости поверхности (SR) и износа инструмента (TWR), «Больше – лучше» (Larger-the-better) для максимизации скорости удаления материала (MRR) и «Номинал – лучше» (Nominal-the-best) для обеспечения прецизионного контроля размеров. Метод Тагучи позволяет повысить эффективность EDM, поскольку с его помощью определяются оптимальные режимы обработки при ограниченном числе экспериментов, что сокращает затраты и время выполнения, а также улучшает

качество поверхности и производительность процесса [16].

В процессе EDM необходимо учитывать несколько показателей производительности одновременно, стремясь к максимальной MRR при минимальных SR и TWR. Для сбалансированной оптимизации этих конкурирующих критериев часто используется метод полезности (Utility method), являющийся популярным инструментом многокритериальной оптимизации. Метод полезности преобразует различные выходные переменные в единый комбинированный индекс, упрощая процесс принятия решений. Применение метода полезности для оптимизации EDM включает в себя следующие этапы: нормализацию значений отклика (приведение различных характеристик производительности к сопоставимому масштабу), назначение весов каждому отклику в зависимости от его относительной важности и расчет единого значения полезности путем умножения нормализованных значений на соответствующие веса и суммирования результатов. Оптимальное сочетание параметров процесса определяется на основе максимального значения полезности, после чего проводится экспериментальная проверка. Применение метода полезности позволяет производителям находить оптимальные настройки параметров, что обеспечивает эффективную структуру для сбалансированной оптимизации показателей производительности EDM [17].

В результате применения метода полезности была достигнута оптимизация трех ключевых параметров производительности процесса электроэрозионной обработки (EDM), а именно скорости удаления материала (MRR), шероховатости поверхности (SR) и износа инструмента (TWR). Использование данного метода позволило сбалансировать требования к скорости производства и качеству обработанной поверхности. Интеграция методов взвешенной нормализации в систему принятия решений повысила ее точность и надежность. Высокая эффективность процесса стала возможной благодаря применению метода Тагучи, обеспечивающего систематическое исследование влияния параметров EDM при минимальном объеме экспериментальных испытаний. Анализ отношения сигнал/шум (S/N) позволил выявить критические параметры, необходимые для точной оптимизации процесса.

Кроме того, установлено, что электропроводность материала заготовки, наряду с измерениями тока и напряжения в разряде, оказывает существенное влияние на производительность обработки и, в частности, на гладкость поверхности [18].

Проведено детальное исследование методов обработки сплавов с памятью формы (SMAs), в котором оценивалась эффективность EDM и ее вариаций, включая традиционную EDM в жидкой среде и микро-EDM в жидкой среде. Сплавы SMAs, обладающие уникальными свойствами, такими как эффект памяти формы, сверхэластичность, высокая коррозионная стойкость и биосовместимость, в частности сплавы на основе NiTi и сплавы на основе меди, широко востребованы в различных областях применения. EDM является перспективной альтернативой традиционным методам механической обработки, особенно при обработке SMAs, поскольку позволяет решить проблемы, связанные с износом инструмента, обеспечить высокую точность обработки и выполнять прецизионную ЧПУ-обработку. Настоящее исследование посвящено анализу влияния входных параметров EDM на поведение отклика при обработке SMAs с акцентом на системы сплавов NiTi.

В обзоре рассмотрены различные стратегии оптимизации параметров электроэрозионной обработки (EDM), акцентирующие внимание на нетрадиционных подходах в дополнение к широко используемым статистическим методам и методам многокритериального принятия решений. Особое внимание уделено как гибридным методам EDM, так и усовершенствованным технологическим подходам, применяемым при обработке сплавов с памятью формы (SMAs) [19].

Обширный обзор посвящен обработке сплавов с памятью формы (SMA) электроэрозионной обработкой (EDM) с акцентом на методах обработки SMA на основе NiTi. Подчеркивается широкое промышленное внедрение SMA в качестве конструкционных материалов благодаря их уникальным свойствам, находящим применение в ортопедических имплантатах, приводах, аэрокосмических компонентах и биомедицинских устройствах. При этом отмечается, что эффективное соединение и обработка NiTi SMA по-прежнему представляют собой сложные задачи. Обзор анализирует экспериментальные, теоре-



тические, а также основанные на моделировании и оптимизации подходы, используемые для описания процессов EDM, WEDM и традиционных методов обработки SMA. Подчеркивается, что повышение эффективности обработки требует оптимального выбора параметров процесса, подходящих инструментов-электродов и диэлектрических жидкостей. Среди методов EDM наиболее исследованным в контексте резки SMA является метод WEDM, который опережает традиционную EDM в жидкой среде и PMEDM (смешанный порошковый электроэрозионный способ), используемые для повышения производительности и точности обработки SMA [20].

В ряде работ исследована оптимизация параметров процесса WEDM для сплавов с памятью формы (нитинол – никель-титановый сплав), демонстрирующих способность возвращаться к своей первоначальной форме под воздействием тепловых и механических факторов. В работе [21] для определения оптимальных условий обработки используется анализ функции желательности (DFA) в сочетании с процессом аналитической иерархии (АНП) в рамках многокритериального принятия решений (MCDM). Исследовано влияние четырех входных параметров WEDM – длительности импульса, интервала между импульсами, натяжения проволоки и подачи проволоки – на ширину пропила, скорость удаления материала (MRR) и шероховатость поверхности (SR). На основе методов DFA–АНП определены оптимальные параметры обработки: длительность импульса 120 мкс, интервал между импульсами 55 мкс, натяжение проволоки 8 кгс и подача проволоки 3 м/мин. Результаты подтверждены анализом отношения сигнал/шум (S/N) по методу Тагучи. Комбинация результатов показала, что подход MCDM успешно определяет эффективные параметры процесса, обеспечивающие повышение производительности при обработке нитинола методом WEDM [21].

В работе [22] исследовалась обработка WEDM сверхэластичного SMA из никеля-титана ($Ni_{54.1}Ti$), обусловленная сложностями традиционных методов обработки. Сплав на основе NiTi требует прецизионных методов обработки, особенно в критических областях применения, таких как медицинская промышленность. Оценка сосредоточена на влиянии длительности

импульса, интервала между импульсами и тока в зазоре на два основных выходных показателя – MRR и SR. Эксперименты, систематически оценивающие эти параметры, были спланированы с использованием смешанного ортогонального массива Taguchi L27 (L27 OA) и продемонстрировали, что длительность импульса является ключевым параметром, определяющим значения MRR и SR [22].

Оптимизация шероховатости поверхности NiTi SMA при EDM с применением метода Тагучи исследована в работе [23]. Сплав на основе NiTi широко используется в качестве «умного» материала в различных отраслях, включая индустрию безопасности, морской сектор и аэрокосмическую область, благодаря своим уникальным свойствам. В связи с высокой твердостью этого материала обработка традиционными инструментами представляет значительные трудности, что делает EDM подходящим решением. Качество обработки NiTi в значительной степени зависит от параметров шероховатости поверхности. Переменные процесса EDM были оптимизированы с помощью систематического метода Тагучи для повышения производительности. Результаты исследований демонстрируют возможность улучшения качества поверхности сплава на основе NiTi и, следовательно, подтверждают эффективность EDM как метода прецизионной обработки этого сложного материала [23].

Несмотря на сложность обработки никель-титанового (NiTi) сплава традиционными методами, электроэрозионная обработка (EDM) обеспечивает оптимальную производительность при работе с этим материалом. Однако высокий износ инструмента при EDM NiTi приводит к снижению скорости удаления материала. Исследование, представленное в [24], было направлено на максимизацию MRR и минимизацию TWR с использованием метода Тагучи и принципа полезности. Эксперименты проводились на станке EDM в жидкой среде с применением смешанного ортогонального массива Тагучи L36 (22×33). В качестве материала заготовки использовался сплав NiTi, а в качестве электрода-инструмента – электролитическая медь. Анализ Тагучи выявил, что электропроводность заготовки и электрода-инструмента, ток в зазоре и длительность импульса являются основными факторами, влияющими на MRR и TWR. Было

установлено, что MRR на уровне $6,31 \text{ мм}^3/\text{мин}$ и TWR на уровне $0,031 \text{ мм}^3/\text{мин}$ достигаются при следующих параметрах: электропроводность заготовки 4219 См/м , электропроводность инструмента $26\,316 \text{ См/м}$, ток в зазоре 16 А , длительность импульса 38 мкс [24].

В работе [25] исследуется возможность обработки никель-титановых (NiTi) SMA методом EDM с использованием медных, графитовых и вольфрам-медных электродов, а также диэлектрика 358 как диэлектрической жидкости. В качестве параметров процесса EDM использовали три уровня тока ($6, 12$ и 18 А) в сочетании с тремя значениями длительности импульса ($200, 400$ и 600 мкс) при постоянном напряжении 3 В и фиксированном интервале между импульсами 50 мкс . Основная задача заключалась в определении оптимальных настроек, обеспечивающих максимальную MRR и минимальную SR для сплавов NiTi с памятью формы. Анализ поверхности заготовки включал в себя исследование размеров и длины электрода с использованием сканирующей электронной микроскопии (SEM) и энергодисперсионной спектроскопии (EDX) для оценки адгезии материала электрода к заготовке. Дисперсионный анализ (ANOVA) использовался в качестве статистического метода для определения значимости параметров процесса. Выявлено, что различия между материалами электродов относительно незначительны, а перерез (overcut) является основным фактором, влияющим на MRR и SR. Поверхностное исследование выявило наличие дефектов поверхности в виде капель, продуктов разрушения, комков, микротрещин и отверстий. Повышенные значения SR были связаны с остатками Cu и W от электрода, которые прилипали к заготовке из-за недостаточной промывки диэлектрической жидкостью [25].

В работе [26] экспериментальные условия для фрезерования поверхности NiTi SMA оптимизированы до процесса сухой резки. Исследования были направлены на достижение наименьшего значения Ra (средней шероховатости) и минимального V_b (износа задней поверхности) с использованием неметаллического твердосплавного инструмента с радиусом закругления вершины $0,4$ или $0,8 \text{ мм}$. Эксперименты по фрезерованию проводились при трех скоростях

резания ($20, 35$ и 50 м/мин), трех скоростях подачи ($0,03, 0,07$ и $0,14 \text{ мм/зуб}$) и фиксированной осевой глубине резания $0,7 \text{ мм}$. Ортогональный массив Taguchi L18 использовался в качестве метода планирования эксперимента с применением программного обеспечения Minitab 17 для анализа данных. Анализ дисперсии (ANOVA) показал, что радиус закругления вершины режущего инструмента является основным фактором, определяющим шероховатость поверхности, а скорость подачи (f_z) оказывает наибольшее влияние на износ задней поверхности (V_b). Проверочные испытания подтвердили, что оптимальные параметры обработки правильно предсказывают результаты лабораторных экспериментов, что свидетельствует об успехе процесса оптимизации [26].

Оптимизация параметров EDM для компонентов на основе Cu-SMA с применением алгоритмов машинного обучения (ML) описана в [27]. Процесс оптимизации был сосредоточен на изменении длительности импульса (T_{on}), интервала между импульсами (T_{off}), тока разряда (I_p) и напряжения в зазоре (GV) с целью уменьшения износа инструмента (TWR). Эмпирическое планирование экспериментов использовало центральный композитный дизайн (CCD) в сочетании с методологией поверхности отклика (RSM) для анализа характера обработки. В исследовании осуществлялась как одно-, так и многокритериальная оптимизация с подходом на основе функции желательности, а также генетических алгоритмов (GA) и алгоритмов машинного обучения (TLBO) [27].

В результате оптимизации технологических параметров была существенно повышена эффективность соответствующих методов обработки. Инновационным аспектом настоящего исследования является применение методов оптимизации на основе машинного обучения (ML) в процессе электроэрозионной обработки (EDM) сплавов на основе меди с памятью формы (Cu-SMA), что открывает новые перспективы для аэрокосмической, биомедицинской и автомобильной отраслей. На основании результатов, представленных в работе [27], можно заключить, что прецизионная обработка получает значительные преимущества от применения «умных» материалов и методов оптимизации, основанных на анализе данных.

Проведен всесторонний анализ существующих методов обработки сплавов с памятью формы (SMA), охватывающий как традиционные, так и нетрадиционные подходы. Обзор включает в себя результаты исследований по водоструйной обработке (WJM), криогенной обработке, электроэрозионной проволочной резке (WEDM), электроэрозионной обработке (EDM) и электрохимической обработке. Ключевыми факторами, определяющими производительность и ограничения рассматриваемых процессов, являются скорость удаления материала (MRR), скорость износа инструмента (TWR), шероховатость поверхности (SR) и целостность поверхностного слоя. На основе проведенного анализа были определены наиболее эффективные методы обработки SMA [28].

Рассмотрен процесс оптимизации электроэрозионной обработки (EDM) высокотемпературного высокоэнтропийного сплава с памятью формы (HT-HE-SMA) состава 35Ni-35Ti-15Zr-10Cu-5Sn с использованием медного электрода. Подчеркивается, что EDM является эффективным методом обработки деталей сложной геометрии из труднообрабатываемых материалов, а оптимизация технологических параметров EDM позволяет значительно повысить производительность и качество обработанной поверхности. Исследована взаимосвязь между входными параметрами процесса EDM – током разряда (I_p), длительностью импульса (T_{on}) и интервала между импульсами (T_{off}) – и выходными параметрами, такими как скорость удаления материала (MRR), скорость износа электрода (TWR) и шероховатость поверхности (SR). Для оценки влияния параметров обработки была применена методология поверхности отклика (RSM) с использованием центрального композиционного плана (CCD), а сбор экспериментальных данных осуществлялся с помощью программного обеспечения Minitab19. На основе дисперсионного анализа (ANOVA) при уровне значимости 5 % были определены наиболее существенные факторы и проведена оценка адекватности регрессионных моделей второго порядка. Установлено, что ток разряда, длительность импульса и интервал между импульсами оказывают значительное влияние на MRR, TWR и Ra . Подтверждена высокая точность разработанных математических моделей, о чем свидетельствуют высокие значе-

ния коэффициента детерминации (R^2), достигшие 97,82 % для MRR, 99,53 % для SR и 95,36 % для TWR [29].

Проведена оптимизация параметров электроэрозионной обработки (EDM) с целью достижения максимальных значений скорости удаления материала (MRR) для сплавов NiTi, NiCu и BeCu. В связи со сложностями обработки перспективных материалов традиционными методами EDM рассматривается как эффективная альтернатива. Подчеркивается, что стабильность процесса EDM является сложной задачей, обусловленной влиянием множества факторов. В работе исследована оптимизация параметров EDM путем анализа тока и напряжения в межэлектродном зазоре в сочетании с управлением длительностью импульса, интервалом между импульсами и электропроводностью заготовки. Для планирования экспериментов был использован ортогональный массив Тагучи, а для определения наиболее значимых факторов, влияющих на MRR, – отношение сигнал/шум (S/N) по Тагучи и дисперсионный анализ (ANOVA). Результаты исследования демонстрируют, что производительность EDM в значительной степени зависит от управления током и напряжением в зазоре, а также от длительности импульса и паузы [30].

Проведена оценка шероховатости поверхности (SR) и длины поверхностных трещин (SCL) при электроэрозионной обработке (EDM) электролитической бескислородной меди с использованием различных режимов обработки. Исследовано влияние криогенной обработки заготовки на параметры процесса EDM, включая электропроводность, длительность импульса, длительность паузы, напряжение в зазоре и ток в зазоре. Эксперименты были спланированы с использованием ортогонального массива Тагучи L18 и подвергнуты статистическому анализу. Результаты исследования показали, что наибольшее влияние на шероховатость поверхности оказывают напряжение в зазоре, длительность импульса и интервал между импульсами, в то время как на длину поверхностных трещин влияет взаимодействие электропроводности заготовки с током в зазоре, длительностью импульса и напряжением в зазоре. Установлено, что длина поверхностных трещин сначала уменьшается с увеличением электропроводности, а затем начинает расти. Уменьшение тока в зазоре приво-

дит к увеличению длины трещин, в то время как увеличение напряжения в зазоре способствует уменьшению длины трещин.

Модели машинного обучения, примененные для регрессионного анализа, продемонстрировали высокую точность прогнозирования параметров SCL (длина поверхностных трещин) и SR, достигнув коэффициента детерминации (R^2) свыше 0,90 [31]. Скорость износа инструмента (TWR) минимизировалась путем оптимизации параметров электроэрозионной обработки (EDM), оказывающих влияние на точность и экономичность процесса. В качестве электрода при обработке заготовок из сплавов NiTi, NiCu и BeCu использовалась электролитическая медь. Для анализа влияния различных факторов на TWR применялся ортогональный массив Тагучи L18. В качестве факторов рассматривались электропроводность заготовки, напряжение и ток в межэлектродном зазоре, длительность импульса и интервалы между импульсами. Дисперсионный анализ (ANOVA) в сочетании с анализом отношения сигнал/шум по Тагучи выявил, что наибольшее влияние на TWR оказывают электропроводность материала заготовки, длительность импульса и ток в зазоре. На основе полученных результатов был определен набор оптимальных параметров, позволивший снизить износ инструмента и повысить производительность EDM [32].

В другом исследовании изучалось влияние криогенной обработки и внешнего магнитного поля на процесс электроэрозионной обработки бериллиевой бронзы (BeCu). Эксперименты проводились с использованием различных значений тока в зазоре, напряженности магнитного поля и длительности импульса, а также медных электродов. Наибольшая скорость удаления металла (MRR), равная 11,807 мм³/мин, была достигнута при обработке криогенно обработанных заготовок BeCu необработанными медными электродами. Среди изученных параметров существенное влияние на MRR оказал только ток в зазоре, в то время как влияние длительности импульса и напряженности магнитного поля было незначительным. Анализ микроструктуры поверхности с помощью сканирующей электронной микроскопии показал, что после EDM на сплаве BeCu формируется белый слой толщиной до 20 мкм с минимальным количеством поверхностных трещин [33].

Рассматривалась также электроэрозионная обработка с добавлением порошка в диэлектрическую жидкость (PMEDM – смешанный порошковый электроэрозионный способ) как перспективный метод обработки труднообрабатываемых сплавов, в частности бериллиевой бронзы (BeCu). Добавление мелкодисперсных порошковых частиц в диэлектрик при PMEDM способствует повышению эффективности и стабильности обработки, а также увеличению концентрации искровых разрядов. В экспериментах использовался медный электрод при постоянных значениях длительности импульса, интервала между импульсами и напряжения в зазоре. Варьировались ток в межэлектродном зазоре (в диапазоне 8...14 А) и концентрация порошка (2...6 г/л). Результаты показали, что увеличение тока в межэлектродном зазоре и концентрации порошка приводит к повышению MRR. При этом ухудшение условий промывки на больших глубинах приводило к увеличению скорости износа инструмента (TWR) [34].

Помимо этого, были исследованы методы производства и обработки композиционных материалов на основе бериллиевой бронзы (BeCu). Композиционные материалы получали методом механического замешивания частиц в расплав, а для оценки их свойств использовались методы SEM и EDX. Было установлено, что увеличение содержания частиц карбида кремния приводит к повышению твердости материала. Для оценки производительности обработки композитов применялась струйно-абразивная обработка (AWJM), оценивались MRR и круглость отверстий. Полученные параметры сравнивались с параметрами, полученными при электроэрозионной обработке (EDM). Дисперсионный анализ позволил выявить наиболее значимые факторы, влияющие на процесс обработки, а применение метода Тагучи помогло оптимизировать параметры для достижения высокой производительности и точности [35].

Представленное исследование отличается новизной подхода к изучению особенностей процесса электроэрозионной обработки трех различных материалов: сплава с памятью формы (NiTi), никель-медного сплава (NiCu) и бериллиевой бронзы (BeCu). Особое внимание уделено трудностям, возникающим при обработке этих материалов, обусловленным их устойчивостью

к потере прочности, термическим воздействиям и механическим ударам. Результаты исследования могут быть востребованы в таких отраслях промышленности, как авиакосмическая, биомедицинская и инструментальная. Значимость работы определяется комплексным подходом, сочетающим исследования характеристик EDM для конкретных материалов, многокритериальную оптимизацию и экспериментальную верификацию, что в совокупности направлено на совершенствование высокопроизводительных методов обработки.

Материалы и методы

Основной целью исследования являлся поиск оптимальных сочетаний параметров электроэрозионной обработки (EDM) для достижения максимальной производительности. В качестве варьируемых параметров рассматривались электропроводность материала заготовки, ток и напряжение в межэлектродном зазоре, длительность импульса и интервал между импульсами. Основными выходными параметрами, характеризующими производительность процесса, являлись скорость удаления материала (MRR), шероховатость поверхности (SR) и скорость износа инструмента (TWR). Таким образом, задача состояла в максимизации скорости обработки сложных материалов за счет оптимального выбора параметров EDM с последующей оценкой обрабатываемости.

В качестве материалов заготовок использовались сплавы NiTi и NiCu (диаметр 20 мм, длина 20 мм) и BeCu (20×20×30 мм). Электролитическая медь была выбрана в качестве материала инструмента-электрода благодаря ее высокой электропроводности. Медный стержень (диаметр 6 мм, длина 2000 мм) был разрезан и обработан на фрезерном станке для получения заготовок прямоугольной формы, из которых изготавливались испытательные образцы (4×4×25 мм). В образцах формировалось квадратное углубление размером 3×3 мм и глубиной 5 мм с использованием электрода-инструмента. Использование бескислородной электролитической меди обеспечивало высокую электропроводность и износостойкость инструмента в процессе обработки.

Эксперименты проводились на электроэрозионном прошивном станке Electronica Machine

Tool Limited, модель C400×250. В качестве диэлектрической жидкости использовалось промышленное EDM-масло. Боковая промывка под давлением 0,5 кг/см² обеспечивала эффективное удаление продуктов эрозии и стабильность процесса обработки. Для измерения MRR и TWR применялись цифровые весы GR-300 (точность 0,0001 г), а шероховатость поверхности (SR) измерялась с помощью профилометра Mitutoyo SJ 210. Более подробное описание производственного процесса, экспериментальных методов и полученных результатов представлено в предыдущей работе Vijaykumar S. Jatti et al., 2022 [36].

Фотография использованного электроэрозионного прошивного станка представлена на рис. 1. Химические, физические и термоэлектрические свойства материалов заготовок и инструмента сведены в табл. 1 и 2 соответственно. На рис. 2 схематически показана методология исследования. Скорость удаления материала (MRR) и скорость износа инструмента (TWR) рассчитывались по следующим формулам:

$$MRR = \frac{\Delta W}{\rho_w t_m}, \quad (1)$$



Рис. 1. Электроэрозионный копировально-прошивочный станок

Fig. 1. EDM die-sinking machine

Таблица 1

Table 1

Химический состав использованных материалов
Chemical composition of materials used

Наименование материала / Name of the material	Ni (%)	Ti (%)	Be (%)	Cu (%)
Сплав NiTi / <i>NiTi</i> alloy	60	40	–	–
Сплав NiCu / <i>NiCu</i> alloy	72	–	–	28
Сплав BeCu / <i>BeCu</i> alloy	–	–	2	98
Медный электрод / Copper electrode	–	–	–	99,9

Таблица 2

Table 2

Физические свойства использованных материалов
Physical properties of materials used

Наименование материала / Name of the material	Плотность (ρ), г/см ³ / Density (ρ), g/cc	Удельная теплоемкость (c_p), Дж/г·К / Specific heat capacity (c_p), J/gK	Температура плавления (H_m), К / Melting point (H_m), К	Теплопроводность (k), Вт/м·К / Thermal conductivity (k), W/mk	Электропроводность (σ), См/мм / Electrical conductivity (σ), S/mm
Сплав NiTi / <i>NiTi</i> alloy	6,45	0,320	1583	10	3,268
Сплав NiCu / <i>NiCu</i> alloy	8,8	0,427	1623	21,8	5,515
Сплав BeCu / <i>BeCu</i> alloy	8,25	0,420	1253	130	5,645
Медный электрод / Copper electrode	8,94	0,394	1356	391,1	10

где ΔW – изменение массы заготовки (г); ρ_w – плотность материала заготовки (г/см³); t_m – продолжительность обработки (мин);

$$TWR = \frac{\Delta T}{\rho_t t_m}, \quad (2)$$

где ΔT – изменение массы инструмента-электрода (г); ρ_t – плотность материала инструмента-электрода (г/см³); t_m – продолжительность обработки (мин).

Экспериментальный план разрабатывался и реализовывался с использованием метода Тагучи. С целью повышения статистической значимости результатов для каждого набора параметров проводилось три повторных измерения,

что является требованием метода Тагучи при использовании отношения сигнал/шум (S/N). Отношение S/N представляет собой объединенную статистику, учитывающую как среднее значение целевой характеристики, так и ее дисперсию. Использование этого отношения позволяет оптимизировать параметры процесса для достижения максимальной общей производительности.

При расчете отношения S/N применялись три основных типа характеристик качества: «Больше – лучше» (Larger-the-Better, LB) для MRR (стремление к максимальному значению отклика), «Меньше – лучше» (Smaller-the-Better, SB) для TWR и SR (стремление к минимизации), а также категория «Номинал – лучше» (Nominal-

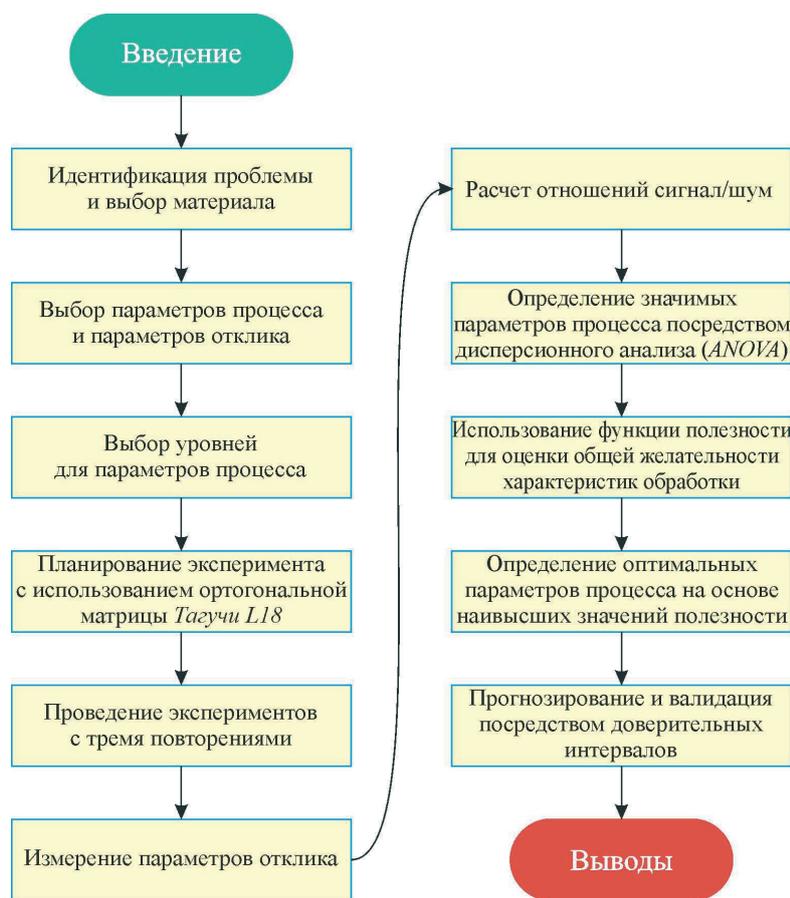


Рис. 2. Методология

Fig. 2. Methodology

the-Better, NB) – в случаях, когда необходимо обеспечить точное соответствие целевому значению (например, при поддержании заданных размеров). Математические выражения для вычисления отношения S/N, соответствующие различным характеристикам качества, представлены ниже.

«Больше – лучше»:

$$(S/N)_{LB} = 10 \log \left(\frac{1}{R} \sum_{j=1}^R \frac{1}{y_j^2} \right); \quad (3)$$

«Меньше – лучше»:

$$(S/N)_{SB} = 10 \log \left(\frac{1}{R} \sum_{j=1}^R y_j^2 \right); \quad (4)$$

«Номинал – лучше»:

$$(S/N)_{NB} = 10 \log \left(\frac{1}{R} \sum_{j=1}^R (y_j - y_0)^2 \right), \quad (5)$$

где y_i – значение параметра, полученное в i -м испытании; R – количество повторений испытания.

В экспериментальном плане Тагучи использовался ортогональный массив L18, выбранный на основе количества параметров процесса и числа их уровней. План включал в себя пять параметров: электропроводность заготовки, ток в зазоре, напряжение в зазоре, длительность импульса и интервал между импульсами. Одна переменная (электропроводность) варьировалась на шести уровнях, а остальные четыре – на трех. Эти параметры обозначены как A , B , C , D и E .

В табл. 3 представлены параметры процесса и соответствующие уровни, использованные в экспериментах. Метод Тагучи требует расчета степеней свободы (DoF) с целью выбора подходящего ортогонального массива для планирования экспериментов. Электропроводность материала заготовки, имеющая шесть уровней, определяет пять степеней свободы. Каждый из оставшихся четырех параметров (ток в зазоре, напряжение в зазоре, длительность импульса и интервал между импульсами), варьируемый на трех уровнях, имеет две степени свободы. Таким образом, общее количество степеней свободы

**Параметры процесса и их значения /
Process parameters and its levels**

Параметр / Parameters	Усл. обозна- чение / Code	Значения / Levels					
		NiTi		NiCu		BeCu	
Электропро- водность заго- товки, См/мм / Electrical conductivity of workpiece (S/m)	<i>A</i>	3268 (без обработки) / 3268 (Untreated)	4219 (после обработки) / 4219 (Treated)	5515 (без обработки) / 5515 (Untreated)	5625 (с обработкой) / 5625 (Treated)	5645 (без обработки) / 5645 (Untreated)	5902 (с обра- боткой) / 5902 (Treated)
Сила тока в межэлектродном зазоре, А / Gap current (A)	<i>B</i>	8	12	16	–	–	–
Напряжение в межэлектродном зазоре, В / Gap voltage (V)	<i>C</i>	40	55	70	–	–	–
Длительность импульса, мкс / Pulse on time (μs)	<i>D</i>	13	26	38	–	–	–
Длительность паузы между импульсами, мкс / Pulse off time (μs)	<i>E</i>	5	7	9	–	–	–

составляет $5 + (4 \times 2) = 13$. На основании этого был выбран смешанный ортогональный массив L18 ($6^1 \times 3^4$) как удовлетворяющий критерию минимального количества степеней свободы, необходимого для проведения эксперимента (не менее 13). Структура массива L18 представлена в табл. 4.

Эксперименты проводились в соответствии с методологией ортогонального массива Taguchi L18. В данном исследовании реализованы два ключевых принципа планирования экспериментов. Во-первых, для повышения статистической достоверности результатов использовался принцип повторения, предусматривающий проведение нескольких повторных измерений для каждого набора параметров. Это позволяет повысить точность оценки основных эффектов и их взаимодействий, а также корректно оценить экспериментальную ошибку. В данном исследовании для каждого сочетания параметров проводилось три повторных измерения. Во-вторых, данные собирались для каждого экспериментального условия.

На основе полученных данных для каждого экспериментального условия рассчитывалось отношение сигнал/шум (S/N) с использованием уравнений (3–5) в соответствии с выбранными характеристиками качества (MRR, TWR и SR). Для определения значимости влияния различных параметров процесса EDM на выходные характеристики применялся дисперсионный анализ (ANOVA). В дополнение к ANOVA для анализа результатов использовались графики главных эффектов и графики отклика. Статистическая обработка данных выполнялась с помощью программного обеспечения MINITAB 15.0. График главных эффектов визуально отображает влияние каждого параметра процесса на выходные характеристики, позволяя оценить тенденции изменений. График отклика показывает изменение значения выходного параметра в зависимости от изменения уровня входного параметра. Экспериментальная программа выполнялась трижды для каждой комбинации параметров, после чего собирались данные. Анализировались как исходные данные, так и данные S/N для определения

Таблица 4

Table 4

Смешанная ортогональная матрица L18 ($6^1 \times 3^4$)
Mixed L₁₈ ($6^1 \times 3^4$) orthogonal array

Экспе- римент № / Trail No.	Параметр / Parameter				
	A	B	C	D	E
1	1	1	1	1	1
2	1	2	2	2	2
3	1	3	3	3	3
4	2	1	1	2	2
5	2	2	2	3	3
6	2	3	3	1	1
7	3	1	2	1	3
8	3	2	3	2	1
9	3	3	1	3	2
10	4	1	3	3	2
11	4	2	1	1	3
12	4	3	2	2	1
13	5	1	2	3	1
14	5	2	3	1	2
15	5	3	1	2	3
16	6	1	3	2	3
17	6	2	1	3	1
18	6	3	2	1	2

значимости параметров процесса путем сравнения графиков главных эффектов, построенных на основе данных S/N и исходных данных.

Теория полезности

Оптимизация на основе теории полезности позволяет количественно оценить ценность продукта, рассматривая ее как совокупность уровней полезности, соответствующих различным качественным характеристикам. Задача оптимизации продукта сводится к максимизации общей полезности за счет оптимизации индивидуальной полезности каждой характеристики.

Первым шагом является определение оптимальных уровней параметров процесса с использованием метода Тагучи, что позволяет повысить показатели производительности. Затем для каждого отклика (MRR, SR, TWR) устанавливается шкала предпочтений, учитывающая оптимальные и минимальные значения, полученные в ходе экспериментов. Шкала предпочтений строится на основе следующего уравнения:

$$P_i = A \log \frac{x_i}{x'_i}, \quad (6)$$

где P_i – значение предпочтения для i -го отклика; x_i – исходные данные, полученные в результате эксперимента для i -го отклика; x'_i – наименьшее допустимое значение i -го отклика; A – константа, определяемая как $A = \frac{9}{\log \frac{x_i}{x'_i}}$ (при оптималь-

ных условиях).

После определения значений предпочтений для каждого отклика необходимо определить весовой коэффициент W_i , $i = 1, 2, \dots, n$, для каждого показателя производительности, удовлетворяющий условию

$$\sum_{i=1}^n W = 1. \quad (7)$$

Впоследствии для каждого условия испытания и повторения вычисляется значение полезности $U_{(n, R)}$ на основе уравнения

$$U_{(n, R)} = \sum_{i=1}^n P_i(n, R) x W_i, \quad (8)$$

где n – номер испытания (1, 2, 3, ..., 18); R – номер повторения (1, 2, 3).

После расчета значений полезности для определения идеальных конфигураций параметров процесса вычисляется отношение сигнал/шум (S/N); полезность рассматривается как характеристика типа «Больше – лучше». Затем вычисляется среднее значение отклика и доверительный интервал с использованием значений значимых параметров. При расчете 95%-х доверительных интервалов для подтверждающих экспериментов CI_{CE} и совокупностей CI_{pop} используются следующие уравнения:

$$CI_{CE} = \sqrt{F_\alpha(1, f_e) V_e \left(\frac{1}{n_{eff}} + \frac{1}{R} \right)}; \quad (9)$$

$$CI_{pop} = \sqrt{\frac{F_\alpha(1, f_e) V_e}{n_{eff}}}. \quad (10)$$

Здесь $F_\alpha(1, f_e)$ – F -критерий Фишера при уровне значимости α (обычно 0,05) и степенях свободы 1 и f_e ; V_e – дисперсия ошибки; R – объем выборки для подтверждающих испытаний; n_{eff} – эффективный размер выборки, рассчитываемый как $N/(1 + DoF)$, где N – общее количество результатов; DoF – суммарное количество степеней свободы, связанных с оценкой среднего отклика.

Конкретные значения:

$$N_{eff} = 54/(1 + 6) = 7,714;$$

$$N \text{ (общее количество результатов)} = 18 \times 3 = 54;$$

$$R \text{ (объем выборки для подтверждающих испытаний)} = 3;$$

$$V_e \text{ (дисперсия ошибки)} = 0,05087;$$

$$f_e \text{ (степени свободы ошибки)} = 11.$$

Значения полезности рассчитываются для всех 18 условий проведения эксперимента и трех повторений. Поскольку полезность является критерием качества типа «Больше – лучше», то проводится анализ средних значений полезности и отношения S/N для каждого уровня параметра.

Результаты и их обсуждение

В настоящем исследовании для оптимизации параметров электроэрозионной обработки (EDM) применялся подход анализа Тагучи. Дисперсионный анализ (ANOVA) позволил выявить статистически значимые факторы, влияющие на процесс. Эффективность режимов обработки оценивалась на основе следующих показателей: скорости удаления материала (MRR), шероховатости поверхности (SR) и износа инструмента (TWR). Результаты измерений, полученные с использованием плана эксперимента Тагучи, представлены в табл. 5. Для оценки влияния режимов EDM на показатели MRR, SR и TWR были рассчитаны отношения сигнал/шум (S/N). Выбор оптимальных параметров основывался на принципе максимизации S/N для MRR (критерий «Больше – лучше») и минимизации S/N для TWR (критерий «Меньше – лучше»).

Результаты показали, что EDM-обработка в значительной степени зависит от MRR, которая является ключевым показателем производительности, характеризующим объем удаленного материала за единицу времени. Для каждой серии измерений MRR (MRR1, MRR2, MRR3) рассчитывали среднее значение, используемое для определения соответствующего отношения S/N. Максимальные значения MRR были зафиксированы в экспериментах № 15 (9,076 мм³/мин, S/N = 19,1572 дБ) и № 9 (8,995 мм³/мин, S/N = 19,0883 дБ), что указывает на высокую эффек-

тивность удаления материала при соответствующих режимах обработки. Минимальные значения MRR наблюдались в экспериментах № 1 (2,096 мм³/мин, S/N = 6,3917 дБ) и № 16 (2,805 мм³/мин, S/N = 8,9493 дБ), что свидетельствует о снижении эффективности удаления материала. Наблюдаемые вариации MRR в различных испытаниях указывают на существенное влияние параметров обработки на объем удаляемого материала.

Анализ значений SR показал, что наилучшее качество поверхности (минимальная шероховатость и максимальное отношение S/N) было достигнуто в эксперименте № 1 (S/N = -7,0101 дБ) при следующих значениях шероховатости: SR1 = 2,238 мкм, SR2 = 2,244 мкм, SR3 = 2,242 мкм. Это позволяет заключить, что выбранные параметры EDM обеспечивают минимальные дефекты и повышенную целостность поверхности. Наихудшее качество поверхности (максимальная шероховатость и минимальное отношение S/N) зафиксировано в эксперименте № 3 (S/N = -11,3890 дБ) при значениях SR1 = 3,704 мкм, SR2 = 3,716 мкм, SR3 = 3,712 мкм. Вероятно, это связано с повышенной энергией разряда, значительным износом инструмента и (или) повышенными термическими напряжениями, приводящими к образованию глубоких кратеров и микротрещин. Диапазон значений шероховатости поверхности (2,238...3,716 мкм) подчеркивает значительную вариативность качества поверхности в зависимости от режимов обработки. Соответствующий диапазон отношений S/N (-7,0101...-11,3890 дБ) подтверждает существенное влияние параметров процесса на качество обработанной поверхности. Малые различия между значениями SR1, SR2 и SR3 в эксперименте № 11 (SR1 = 2,648, SR2 = 2,654, SR3 = 2,652) свидетельствуют о высокой повторяемости и стабильности процесса при данных условиях. Рассчитанные значения полезности факторов, использованных в анализе, представлены в табл. 5.

Износ инструмента (TWR) оказывает существенное влияние на срок службы оборудования и эксплуатационные расходы. Отношения S/N для TWR рассчитывались на основе трех повторных измерений (TWR1, TWR2, TWR3) в каждом испытании. Минимальный износ инструмента, зафиксированный в эксперименте № 10 (0,041 мм³/мин), соответствовал максимальному



Экспериментальные результаты для MRR, SR и TWR
Trial results for MRR, SR and TWR

Экспе- римент № / Trail No.	MRR, мм ³ /мин MRR (mm ³ /min)			Отноше- ние сигнал/ шум, дБ / S/N ratio (dB)	SR, мкм / SR (μm)			Отноше- ние сигнал/ шум, дБ / S/N ratio (dB)	TWR, мм ³ /мин / TWR (mm ³ /min)			Отноше- ние сигнал/ шум, дБ / S/N ratio (dB)
	Run 1	Run 2	Run 3		Run 1	Run 2	Run 3		Run 1	Run 2	Run 3	
1	2,096	2,078	2,088	6,3917	2,238	2,244	2,242	7,0101	0,072	0,068	0,073	22,9708
2	4,456	4,556	4,667	13,1740	2,998	3,018	3,010	9,5675	0,109	0,113	0,111	19,0926
3	7,109	7,118	7,112	17,0411	3,704	3,716	3,712	11,3890	0,151	0,148	0,146	16,5744
4	4,011	3,948	3,923	11,9542	2,756	2,764	2,762	8,8203	0,048	0,054	0,052	25,7818
5	6,502	6,498	6,495	16,2560	3,404	3,398	3,406	10,6364	0,088	0,081	0,084	21,4750
6	4,168	4,145	4,152	12,3714	2,806	2,799	2,802	8,9504	0,242	0,234	0,239	12,4555
7	2,803	2,688	2,781	8,8055	2,794	2,786	2,792	8,9142	0,101	0,094	0,098	20,2013
8	3,328	3,336	3,329	10,4515	2,988	2,979	2,984	9,4950	0,159	0,154	0,161	16,0254
9	8,995	8,989	9,027	19,0883	3,026	3,032	3,029	9,6260	0,198	0,204	0,201	13,9354
10	3,098	3,108	3,102	9,8347	3,318	3,307	3,311	10,4018	0,044	0,039	0,041	27,6633
11	5,981	5,972	5,982	15,5316	2,648	2,654	2,652	8,4693	0,179	0,172	0,175	15,1215
12	6,256	6,259	6,266	15,9319	2,826	2,818	2,822	9,0111	0,221	0,227	0,223	13,0074
13	3,411	3,398	3,405	10,6415	2,898	2,896	2,902	9,2440	0,045	0,048	0,041	26,9825
14	3,081	3,075	3,085	9,7719	2,886	2,892	2,888	9,2140	0,176	0,172	0,179	15,1051
15	9,076	9,069	9,081	19,1572	3,002	2,992	2,988	9,5251	0,214	0,209	0,212	13,4865
16	2,805	2,803	2,798	8,9493	3,308	3,298	3,302	10,3773	0,081	0,074	0,072	22,4106
17	6,707	6,698	6,704	16,5254	2,762	2,766	2,758	8,8245	0,122	0,116	0,124	18,3648
18	6,031	6,022	6,026	15,6011	2,752	2,748	2,754	8,7909	0,258	0,262	0,254	11,7669

отношению S/N (27,6633 дБ), что указывает на стабильную и надежную производительность. Наиболее неблагоприятные условия с точки зрения износа инструмента наблюдались в эксперименте № 6, где был зафиксирован максимальный износ (0,239 мм³/мин) и минимальное отношение S/N (12,4555 дБ). Существенный разброс значений TWR между испытаниями подчеркивает, что износ инструмента в основном зависит от параметров процесса, а именно от длительности импульса, интервала между импульсами, а также от параметров тока.

**Многокритериальная оптимизация
показателей критериев качества**

Метод Тагучи, изначально разработанный для оптимизации одного выходного параметра, позволяет определить оптимальные уровни входных переменных для достижения максимального значения целевой функции. Однако выбранная комбинация параметров может приводить к ухудшению значений других откликов. В связи с этим возникает задача многокритериальной оптимизации, целью которой является определение компромиссной конфигурации параметров процесса, обеспечивающей приемлемые значения всех атрибутов качества. В на-

стоящем исследовании для решения этой задачи применяется сочетание метода Тагучи и теории полезности.

Табл. 6 содержит информацию об оптимальных сочетаниях параметров процесса и соответствующих прогнозируемых значениях критериев качества. На основе анализа Тагучи определены оптимальные режимы обработки для каждого отдельного отклика. В частности, максимальное значение MRR предсказано в эксперименте № 15 при оптимальной комбинации параметров $A_5B_3C_1D_2E_3$, здесь расчетное оптимальное значение MRR составляет 9,767 мм³/мин. Этот результат свидетельствует о том, что для достижения максимальной скорости удаления материала необходимо поддерживать высокий ток в межэлектродном зазоре в сочетании с умеренной длительностью импульса, обеспечивая тем самым эффективное удаление материала. Минимальное значение SR было предсказано для испытания № 1 при параметрах $A_1B_1C_1D_1E_1$ с прогнозируемой шероховатостью поверхности 2,2119 мкм. Это указывает на достижение минимальной шероховатости при использовании наименьшего тока в межэлектродном зазоре и самой малой длительности импульса, что минимизирует повреждение поверхности и улучшает

Оптимальные значения параметров процесса и прогнозируемое оптимальное значение отклика
Optimal settings of process parameters and predicted optimal value of response

Отклик / Response	Эксперимент № / Trail No.	Оптимальный набор параметров процесса / Optimal set of process Variables	Прогнозируемое оптимальное значение отклика / Predicted optimal response value
Максимальная MRR / Maximum MRR	15	$A_5B_3C_1D_2E_3$	9,767 мм ³ /мин
Минимальная SR / Minimum SR	1	$A_1B_1C_1D_1E_1$	2,2119 мкм
Минимальная TWR / Minimum TWR	13	$A_5B_1C_2D_3E_1$	0,00404 мм ³ /мин

качество отделки. Оптимальная скорость износа инструмента (TWR) предсказана в эксперименте № 13 при значениях параметров $A_5B_1C_2D_3E_1$ с расчетным значением TWR = 0,00404 мм³/мин. Минимальный износ инструмента, по-видимому, обеспечивается за счет оптимизации энергии разряда и коэффициента заполнения, что сводит к минимуму эрозию электрода.

Шкала предпочтений рассчитывается по приведенным ниже уравнениям для MRR (P_{MRR}), SR (P_{SR}) и TWR (P_{TWR}):

$$P_{MRR} = 13,03 \log \frac{x_i}{2}; \quad (11)$$

$$P_{SR} = -39,945 \log \frac{x_i}{3,716}; \quad (12)$$

$$P_{TWR} = -4,98 \log \frac{x_i}{0,262}; \quad (13)$$

$$U_{(n, R)} = P_{MRR}(n, R) + W_{MRR} + P_{TWR}(n, R) + W_{TWR} + P_{SR}(n, R) + W_{SR}, \quad (14)$$

где n – номер испытания (1, 2, 3, ..., 18); R – повторение (1, 2, 3...); W_{MRR} , W_{TWR} и W_{SR} – предполагаемые значения весовых коэффициентов.

При расчете шкалы предпочтений использовали прогнозируемые значения оптимального отклика: 9,767 мм³/мин для MRR, 2,2119 мкм для SR и 0,00404 мм³/мин для TWR. Экспериментальные данные показывают, что минимальное и максимальное значения MRR находятся в диапазоне от 2,078 до 9,081 мм³/мин, SR – от 2,238 до 3,716 мкм, а TWR – от 0,039 до 0,262 мм³/мин.

Значения полезности рассчитывали с использованием уравнения (14) для всех 18 экс-

периментальных условий и трех повторений для MRR, SR и TWR. Полученные значения, как для необработанных данных, так и для отношений S/N, представлены в табл. 7. Поскольку полезность является показателем качества, для которого желательны более высокие значения, то при расчете отношения S/N использовали уравнение (3). Данные, представленные в табл. 7, визуализированы в виде графиков главных эффектов для отношений S/N и необработанных данных.

Анализ значений полезности (табл. 7) показывает, что максимальное отношение S/N было получено в эксперименте № 17 (13,0980 дБ), что указывает на наилучшую совокупную эффективность и самые высокие значения полезности. Это свидетельствует об оптимальной комбинации параметров EDM, обеспечивающей улучшение общего качества обработки. Наихудшая эффективность, характеризующаяся минимальным отношением S/N, наблюдалась в эксперименте № 16 (6,8203 дБ), что указывает на неоптимальные параметры процесса, приводящие к низким значениям полезности. Значения полезности варьируются от 2,137 до 4,536, что отражает существенные различия в эффективности обработки в зависимости от выбранных режимов. Наблюдается положительная корреляция между отношением S/N и значением полезности, что подтверждает устойчивость оптимальных настроек параметров. Близкие значения полезности для повторных измерений $R1$, $R2$ и $R3$ в эксперименте № 11 (4,264, 4,276, 4,271) указывают на высокую повторяемость процесса, обусловленную стабильными параметрами. Испытания с существенными отклонениями между $R1$, $R2$ и $R3$ указывают на вариативность процесса, которая,

Таблица 7

Table 7

Данные функции полезности
Utility data

Экспе- римент № / Trail No.	Необработанные данные (Значения полезности) / Raw data (Utility Values)			Отношение сигнал/шум (дБ) / S/N ratio (dB)
	R1	R2	R3	
1	3,913	3,922	3,885	11,8358
2	3,356	3,333	3,406	10,5391
3	2,787	2,786	2,800	8,9149
4	4,226	4,095	4,115	12,3486
5	3,489	3,557	3,517	10,9327
6	3,040	3,068	3,050	9,6936
7	2,945	2,934	2,956	9,3822
8	2,559	2,603	2,558	8,2086
9	4,192	4,158	4,182	12,4184
10	2,742	2,853	2,807	8,9407
11	4,264	4,276	4,271	12,6095
12	3,825	3,823	3,830	11,6546
13	3,681	3,631	3,736	11,3215
14	2,540	2,541	2,527	8,0836
15	4,199	4,234	4,234	12,5103
16	2,137	2,218	2,227	6,8203
17	4,511	4,536	4,506	13,0980
18	3,798	3,792	3,803	11,5906

вероятно, обусловлена нестабильностью энергии искрового разряда, изменениями натяжения проволоки (в случае проволоочной электроэрозионной обработки) и (или) сопутствующими термическими эффектами.

Влияние параметров процесса на функцию полезности: анализ данных S/N

Для визуализации влияния параметров процесса на функцию полезности в эксперименте по электроэрозионной обработке (EDM) использовали график главных эффектов для отношений сигнал/шум (S/N) (рис. 3). Значения электропроводности заготовки (Workpiece Electrical Conductivity, WEC) варьировались в диапазоне 3268...5902 (3268, 4219, 5515, 5625, 5645 и 5902). Анализ графика показывает, что максимальное значение отношения S/N наблюдается вблизи значения WEC 4219, что указывает на оптимальную электропроводность заготовки для эффективной обработки. Снижение производительности при значениях WEC, равных 5645 и 5902, свидетельствует о неопти-

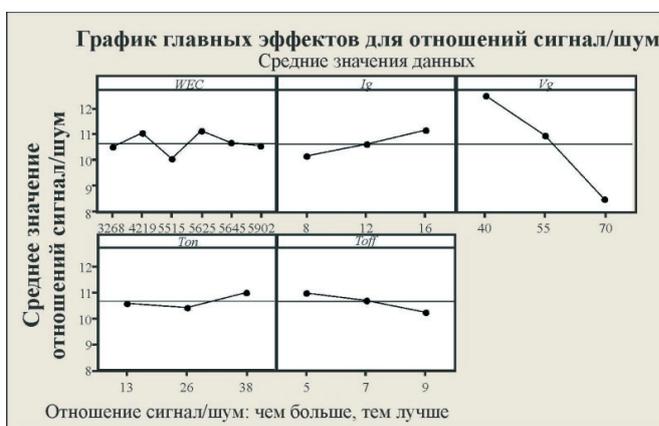


Рис. 3. Влияние технологических переменных на функцию полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$) с данными об отношении сигнал/шум

Fig. 3. Impact of process variables for utility function ($U_{MRR, SR, TWR}$) with SN data

мальности этих значений для эффективной обработки.

При анализе влияния тока в зазоре (I_g) использовали три уровня: 8, 12 и 16. Отмечено, что отношение S/N монотонно возрастает с увеличе-

нием тока разряда. Более высокие значения тока ($I_g = 16$) приводят к увеличению эффективности, что, вероятно, обусловлено более высокой скоростью удаления материала. Однако следует учитывать, что чрезмерно высокий ток может приводить к увеличению шероховатости поверхности и износу инструмента. При рассмотрении влияния напряжения в зазоре (V_g) использовали уровни 40, 55 и 70. Отмечено значительное снижение отношения S/N с увеличением напряжения в межэлектродном зазоре. Более низкие значения V_g (уровень 40) приводят к лучшему отношению S/N, что, вероятно, связано с повышением стабильности искрового разряда и более контролируемой энергией разряда. Длительность импульса (T_{on}) варьировали в диапазоне от 13 до 38 мкс (с промежуточным значением 26 мкс). Анализ графика демонстрирует незначительное увеличение отношения S/N с увеличением T_{on} . Более длительный импульс ($T_{on} = 38$ мкс) потенциально может улучшить скорость удаления материала при сохранении требуемого качества поверхности. Варьирование интервала между импульсами (T_{off}) осуществляли путем выбора одного из следующих уровней: 5, 7 и 9. Установлено, что увеличение T_{off} приводит к снижению отношения S/N. Более короткое время выключения импульса ($T_{off} = 5$) способствует увеличению отношения S/N, что, вероятно,

связано с сокращением времени простоя и повышением эффективности искрового разряда.

Наиболее существенное влияние на отношение S/N оказывает напряжение в зазоре (V_g), что подтверждается максимальным наклоном линии главных эффектов. Ток в межэлектродном зазоре (I_g) и длительность импульса (T_{on}) также оказывают заметное влияние, хотя их тенденции выражены в меньшей степени, чем для V_g . Время выключения импульса (T_{off}) и электропроводность заготовки (WEC) оказывают относительно меньшее влияние, однако их вклад также следует учитывать при оптимизации общей производительности процесса. Оптимальные настройки параметров процесса, определенные на основе максимизации отношения S/N, представлены в табл. 8.

Оптимизация электропроводности заготовки (WEC), тока в межэлектродном зазоре (I_g) и напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) является критически важной для достижения более высокого отношения S/N, отражающего улучшение общей эффективности. Неправильная настройка напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) или интервала между импульсами (T_{off}) может привести к значительному ухудшению производительности, что подчеркивает важность точного контроля параметров EDM.

В табл. 9 представлены результаты дисперсионного анализа (ANOVA) для функции полезно-

Таблица 8

Table 8

Оптимальные параметры настройки для отношения сигнал/шум
Optimal setting parameter for SN data

№ п/п / Sl.No	Параметр / Parameter	Описание / Description
1	WEC (износ электрода-инструмента) / WEC	Уровень 4219 для оптимальной обработки / Level 4219 for optimal machining
2	I_g (сила тока в межэлектродном зазоре) / I_g	Уровень 16, поскольку использование большей силы тока улучшает удаление материала и сокращает время обработки / Level 16, as higher current improves material removal and reduces machining time
3	V_g (напряжение в межэлектродном зазоре) / V_g	Уровень 40, поскольку использование меньшего напряжения в межэлектродном зазоре повышает стабильность искры / Level 40, as lower gap voltage enhances spark stability
4	T_{on} (длительность импульса) / T_{on}	Уровень 38 указывает на то, что большая длительность импульса является предпочтительной / Level 38, indicating that longer pulse ON times are favorable
5	T_{off} (длительность паузы между импульсами) / T_{off}	Уровень 5 указывает на то, что меньшая длительность паузы между импульсами повышает эффективность обработки / Level 5, where shorter pulse OFF times maximize machining efficiency

ANOVA для функции полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$) для отношения сигнал/шум
ANOVA for utility function ($U_{MRR, SR, TWR}$) for SN data

Источник / Source	DF (степени свободы) / DF	Seq SS (последовательная сумма квадратов) / Seq SS	Adj SS (скорректированная сумма квадратов) / Adj SS	Adj MS (скорректированный средний квадрат) / Adj MS	F-отношение (отношение Фишера) / F-ratio	P-значение (вероятность ошибки первого рода) / P-values	Процент вклада / % contribution
I_g (сила тока в межэлектродном зазоре) / I_g	2	3,141	3,141	1,5707	3,94	0,051	5,344
V_g (напряжение в межэлектродном зазоре) / V_g	2	49,435	49,435	24,7174	61,96	0,000	84,102
T_{off} (длительность паузы между импульсами) / T_{off}	2	1,816	1,816	0,9082	2,28	0,149	3,089
Остаточная ошибка / Residual error	11	4,388	4,388	0,3989	–	–	7,465
Total	17	58,780	–	–	–	–	100
$S = 0,6316$; $R^2 = 92,5 \%$; R^2 (скорр.) = 88,5 % / $S = 0.6316$; $R\text{-Sq} = 92.5 \%$; $R\text{-Sq}(\text{adj}) = 88.5 \%$							

сти, которая объединяет несколько показателей эффективности (MRR, TWR, SR) и полученных на основе данных S/N. Анализ позволяет оценить вклад и статистическую значимость параметров процесса в общую эффективность. Ниже приведена подробная интерпретация результатов ANOVA.

Каждый параметр процесса (I_g , V_g , T_{off}) имеет две степени свободы (DoF), что соответствует числу уровней, использованных в эксперименте, за вычетом единицы. Остаточная ошибка характеризуется одиннадцатью степенями свободы, представляющими вариативность, не объясненную исследуемыми факторами. Общее количество степеней свободы составляет 17, что соответствует сумме степеней свободы для всех факторов и остаточной ошибки. Последовательная сумма квадратов (Sequential Sum of Squares) отражает вклад каждого фактора в общую вариативность функции полезности. Напряжение в зазоре (V_g) вносит наибольший вклад в вариативность (49,435), что подтверждает его значительное влияние на эффективность. Ток в межэлек-

тродном зазоре (I_g) оказывает умеренное влияние на эффективность (3,141). Вклад интервала между импульсами (T_{off}) является наименьшим среди трех рассматриваемых факторов (1,816).

Скорректированная сумма квадратов (Adj SS – Adjusted Sum of Squares) отражает долю вариативности, объясненную каждым фактором, с учетом влияния других факторов в модели.

Скорректированный средний квадрат (Adj MS – Adjusted Mean Squares) вычисляется путем деления Adj SS на соответствующие степени свободы (DoF) и представляет собой оценку среднего вклада каждого фактора в общую вариативность функции полезности.

F-отношение (F-ratio) представляет собой отношение Adj MS для каждого фактора к среднему квадрату остаточной ошибки (MSE – Mean Square of Error). F-отношение используется для оценки статистической значимости каждого фактора, т. е. для проверки гипотезы о том, что фактор оказывает влияние на отклик.

P-значение (P-value) используется для проверки нулевой гипотезы о том, что рассматри-

ваемый фактор не оказывает статистически значимого влияния на функцию полезности. Если P -значение меньше выбранного уровня значимости (обычно $\alpha = 0,05$), то нулевая гипотеза отвергается и делается вывод о статистической значимости фактора.

На основе результатов ANOVA напряжение в зазоре (V_g) является статистически значимым фактором ($P < 0,001$), что указывает на его существенное влияние на функцию полезности. Разрядный ток (I_g) проявляет незначительную статистическую значимость ($P = 0,051$). Интервал между импульсами (T_{off}) не является статистически значимым фактором ($P = 0,149$).

Анализ вклада факторов показывает, что напряжение в зазоре (V_g) оказывает доминирующее влияние на функцию полезности, объясняя 84,102 % общей вариативности. Вклад тока разряда (I_g) составляет 5,344 %, а вклад интервала между импульсами (T_{off}) – 3,089 %.

Остаточная ошибка, составляющая 7,465 %, объясняет необъяснимую вариативность в данных. Стандартное отклонение остаточной ошибки ($S = 0,6316$) характеризует адекватность модели, при этом более низкие значения указывают на лучшее соответствие. Коэффициент детерминации R^2 (R -Sq), равный 92,5 %, указывает на то, что модель объясняет значительную долю общей изменчивости данных. Скорректированный коэффициент детерминации R^2 (скорр.), или R -Sq(adj), равный 88,5 % и учитывающий количество предикторов в модели, незначительно ниже, но остается высоким, что свидетельствует о том, что выбранная модель хорошо подходит.

Наибольшее влияние на функцию полезности оказывает напряжение в зазоре (V_g), вклад которого составляет 84,102 %. Низкое P -значение ($< 0,001$) указывает на статистически значимое влияние V_g на уровне значимости $\alpha = 0,05$. Таким образом, оптимизация напряжения в межэлектродном зазоре является ключевым фактором для повышения производительности EDM. Разрядный ток (I_g) оказывает умеренное влияние, его вклад составляет 5,344 %. P -значение, равное 0,051, предполагает, что I_g оказывает незначительное влияние на уровне значимости $\alpha = 0,05$. Увеличение тока в межэлектродном зазоре может способствовать увеличению скорости удаления материала, однако следует принимать во внимание снижающееся при этом качество

поверхности. Вклад интервала между импульсами (T_{off}) в функцию полезности минимален и составляет всего 3,089 %. Его P -значение, равное 0,149, указывает на то, что он статистически не значим. Хотя настройки T_{off} менее важны, они все же могут влиять на эффективность и время обработки. Остаточная ошибка составляет 7,465 % вариативности, это может быть связано с шумом или неучтенными факторами в модели. Модель объясняет 92,5 % вариативности (R -Sq) с высоким Adj R -Sq 88,5 %. Это указывает на то, что функция полезности и параметры процесса хорошо представлены моделью.

С учетом того, что напряжение в зазоре (V_g) оказывает наибольшее влияние и является статистически значимым параметром, его оптимизация имеет решающее значение для повышения производительности EDM. Ток разряда (I_g) также влияет на эффективность, хотя и в меньшей степени. Интервал между импульсами (T_{off}) оказывает минимальное влияние и, возможно, не требует интенсивной оптимизации.

Для анализа влияния параметров процесса на объединенные показатели эффективности (MRR , SR и TWR) использовалась функция полезности, рассчитанная на основе данных S/N . В табл. 10 представлены средние значения функции полезности для различных значений параметров процесса: тока в межэлектродном зазоре (I_g), напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) и интервала между импульсами (T_{off}). Каждая строка таблицы содержит среднее значение функции полезности, вычисленное для заданных уровней соответствующего фактора.

Анализ средних значений функции полезности для различных уровней тока в зазоре (I_g) показывает следующие результаты: 10,108 (уровень 1), 10,570 (уровень 2) и 11,130 (уровень 3). Диапазон изменений (Δ), равный 1,022, позволяет оценить чувствительность функции полезности к изменениям I_g . Ранг 2 указывает на умеренное влияние I_g на объединенные показатели эффективности.

Средние значения функции полезности для уровней напряжения в зазоре (V_g) составили 12,470 (уровень 1), 10,903 (уровень 2) и 8,444 (уровень 3). Максимальный диапазон изменений Δ для V_g составляет 4,026, что позволяет определить V_g как наиболее значимый параметр, определяющий функцию полезности (ранг 1).

Таблица откликов с функцией полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$), относящейся к данным сигнал/шум
 Response table with utility function ($U_{MRR, SR, TWR}$) pertaining to SN data

Уровень / Level	I_g (сила тока в межэлектродном зазоре) / I_g	V_g (напряжение в межэлектродном зазоре) / V_g	T_{off} (длительность паузы между импульсами) / T_{off}
1	10,10	12,47	10,96
2	10,57	10,90	10,65
3	11,13	8,44	10,19
Разница / Delta	1,02	4,02	0,77
Ранг / Rank	2	1	3

Анализ влияния интервала между импульсами (T_{off}) показывает, что средние значения функции полезности для уровней 1, 2 и 3 составляют 10,969, 10,653 и 10,195 соответственно. Значение Delta, равное 0,774, является наименьшим среди всех рассматриваемых параметров, это указывает на минимальное влияние T_{off} на функцию полезности. Ранг 3 подтверждает, что T_{off} представляет собой наименее значимый фактор для объединенных показателей эффективности.

Таким образом, анализ функции полезности показывает, что напряжение в межэлектродном зазоре (V_g) является наиболее важным фактором, влияющим на объединенные отклики (MRR, TWR, SR). Наибольшее значение Delta (4,026) подтверждает доминирующее влияние V_g . Вторым по значимости фактором является ток в зазоре (I_g), для которого значение Delta составляет 1,022. Влияние интервала между импульсами (T_{off}) на функцию полезности минимально (Delta = 0,774).

На основании полученных результатов оптимизация напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) должна быть приоритетной задачей для повышения общей эффективности процесса EDM. Далее следует оптимизация тока в зазоре (I_g), в то время как изменение интервала между импульсами (T_{off}) оказывает относительно небольшое влияние на общую эффективность. Напряжение является критически важным параметром, поскольку оно оказывает непосредственное влияние на скорость удаления материала (MRR), а также на показатели шероховатости поверхности (SR) и износа инструмента (TWR). Хотя

ток разряда (I_g) также влияет на производительность, его эффект менее выражен по сравнению с влиянием напряжения в межэлектродном зазоре (V_g). Изменение интервала между импульсами (T_{off}) оказывает незначительное влияние на общую работу системы.

Влияние параметров процесса на функцию полезности с необработанными данными

Анализ главных эффектов на основе средних значений функции полезности, полученных в эксперименте, позволяет оценить влияние технологических параметров на эффективность электроэрозионной обработки (EDM). График главных эффектов демонстрирует оптимальные диапазоны значений параметров (рис. 4).

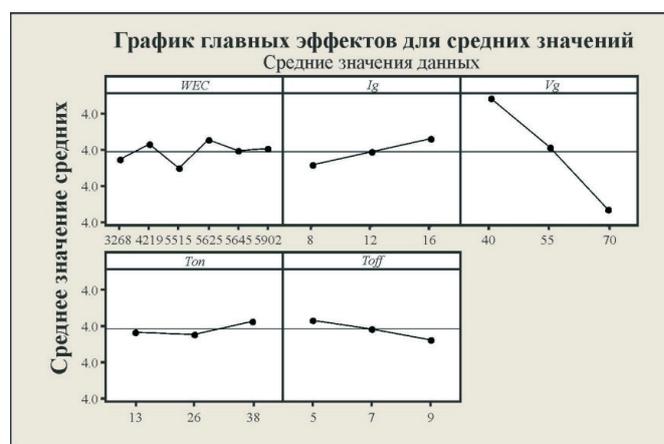


Рис. 4. Влияние технологических переменных на функцию полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$) с использованием необработанных данных

Fig. 4. Impact of process variables for utility function ($U_{MRR, SR, TWR}$) with raw data

Состав проволоки (WEC) (уровни 3268, 4219, 5515, 5625, 5645, 5902): среднее значение полезности колеблется в зависимости от уровня WEC. Наивысшее среднее значение наблюдается на уровне 4219, т. е. этот состав является оптимальным для достижения наибольшей эффективности. Наименьшее среднее значение наблюдается на уровне 5515, что указывает на неоптимальный материал проволоки для эффективности обработки.

Ток в межэлектродном зазоре (I_g) (уровни 8, 12, 16): среднее значение полезности неуклонно возрастает с увеличением тока. Более высокий ток (16) приводит к лучшей производительности, вероятно, за счет более быстрого удаления материала и повышения эффективности. Более низкий ток (8) приводит к снижению производительности, возможно, из-за недостаточной энергии искры для эффективной обработки.

Напряжение в межэлектродном зазоре (V_g) (уровни 40, 55, 70): среднее значение полезности значительно снижается с увеличением напряжения. Более низкое напряжение (40) обеспечивает наивысшее среднее значение, вероятно, благодаря улучшенной стабильности искры и уменьшению дугообразования. Более высокие напряжения (70) снижают производительность, возможно, из-за нестабильных условий разряда и плохого управления обработкой.

Длительность импульса (T_{on}) (уровни 13, 26, 38): среднее значение полезности незначительно увеличивается с увеличением времени включения импульса. Более высокий уровень (38), как

и большая длительность импульса, может повысить эффективность удаления материала. Более низкие уровни (13) приводят к незначительному снижению производительности, потенциально из-за недостаточной длительности разряда.

Интервал между импульсами (T_{off}) (уровни: 5, 7, 9): среднее значение полезности уменьшается с увеличением интервала между импульсами. Более короткий интервал между импульсами (5) максимизирует значение полезности, вероятно, за счет сокращения времени простоя и повышения эффективности обработки. Более длинный интервал между импульсами (9) снижает производительность, возможно, из-за уменьшения частоты разрядов.

Параметры с наиболее заметным влиянием – это WEC, V_g и T_{off} , поскольку они демонстрируют наибольшие колебания функции полезности. I_g и T_{on} имеют относительно умеренное влияние со стабильным улучшением по мере увеличения их уровней. Оптимальная эффективность достигается при низких значениях V_g и T_{off} (обеспечивающих стабильность разряда) и высоких значениях I_g и T_{on} (обеспечивающих эффективное удаление материала).

Оптимальные параметры, основанные на максимальном значении функции полезности, представлены в табл. 11. Наиболее эффективным составом проволоки (WEC) является 4219. Критическим параметром служит напряжение в межэлектродном зазоре (V_g), низкие значения которого обеспечивают стабильность процесса. Оптимизация I_g и T_{on} позволяет повысить ско-

Таблица 11

Table 11

Оптимальные параметры настройки для необработанных данных
Optimal setting parameter for raw data

№ п/п / Sl. No	Параметр / Parameter	Описание / Description
1	WEC	Уровень 4219 (оптимальный состав проволоки) / Level 4219 (best wire composition)
2	I_g	Уровень 16 (более высокий ток разряда) / Level 16 (higher discharge current)
3	V_g	Уровень 40 (более низкое напряжение в межэлектродном зазоре) / Level 40 (lower gap voltage)
4	T_{on}	Уровень 38 (большая длительность импульса) / Level 38 (longer pulse-on time)
5	T_{off}	Уровень 5 (меньшая длительность паузы между импульсами) / Level 5 (shorter pulse OFF time)

рость удаления материала, а сокращение T_{off} увеличивает эффективность процесса. Подробные оптимальные параметры приведены в табл. 11.

В табл. 12 представлены сводные результаты дисперсионного анализа (ANOVA) для функции полезности (U), которая объединяет множественные отклики по параметрам производительности – скорости удаления материала (U_{MRR}), шероховатости поверхности (SR) и скорости износа инструмента (TWR), полученным в экспериментах по электроэрозионной обработке (EDM). Независимыми переменными, влияющими на функцию полезности, являются ток в межэлектродном зазоре (I_g), напряжение в межэлектродном зазоре (V_g) и интервал между импульсами (T_{off}). DoF (степени свободы) представляет собой число независимых способов, которыми фактор может изменяться. Последовательная сумма квадратов (Seq SS) – это общая вариация, вносимая каждым фактором. Скорректированная сумма квадратов (Adj SS) скорректирована с учетом взаимодействий или других членов модели. Скорректированное среднее квадратическое отклонение (Adj MS) – это дисперсия каждого фактора, вычисляемая как

Adj SS / DoF. F -отношение (F -ratio) представляет собой отношение дисперсии фактора к остаточной дисперсии. Более высокие значения указывают на более сильное влияние. P -значение (P -value) указывает на статистическую значимость. Если $P < 0,05$, то фактор существенно влияет на отклик. Процентный вклад – это доля общей вариации, объясняемая каждым фактором.

Результаты ANOVA демонстрируют, что напряжение в межэлектродном зазоре (V_g) оказывает наиболее существенное влияние на функцию полезности ($F = 71,05$; $P < 0,001$; вклад = 85,98 %). Ток в межэлектродном зазоре (I_g) имеет умеренное влияние ($F = 3,94$; $P = 0,051$; вклад = 4,76 %). Влияние интервала между импульсами (T_{off}) статистически незначимо ($F = 2,14$; $P = 0,164$; вклад = 2,59 %).

Низкая остаточная ошибка (6,656 %) указывает на адекватность модели. Значение стандартного отклонения ($S = 0,2255$) свидетельствует о незначительной изменчивости данных и хорошем соответствии модели. Высокий коэффициент детерминации ($R^2 = 93,3$ %) демонстрирует, что модель хорошо описывает вариацию функции полезности, а близость скорректированного

Таблица 12

Table 12

ANOVA для функции полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$) для необработанных данных
ANOVA for utility function ($U_{MRR, SR, TWR}$) for raw data

Источник / Source	DoF (степени свободы) / DoF	Seq SS (последовательная сумма квадратов) / Seq SS	Adj SS (скорректированная сумма квадратов) / Adj SS	Adj MS (скорректированный средний квадрат) / Adj MS	F -отношение (отношение Фишера) / F-ratio	P -значение (вероятность ошибки первого рода) / P-values	Процент вклада / % contribution
I_g (сила тока в межэлектродном зазоре) / I_g	2	0,4007	0,4007	0,20037	3,94	0,051	4,767
V_g (напряжение в межэлектродном зазоре) / V_g	2	7,2282	7,2282	3,61411	71,05	0,000	85,984
T_{off} (длительность паузы между импульсами) / T_{off}	2	0,2179	0,2179	0,10894	2,14	0,164	2,593
Остаточная ошибка / Residual error	11	0,5595	0,5595	0,05087	–	–	6,656
Total	17	8,4064	–	–	–	–	100

$S = 0,2255$; $R^2 = 93,3$ %; R^2 (скамп.) = 89,7 % / $S = 0,2255$; R -Sq = 93.3 %; R -Sq (adj) = 89.7 %

коэффициента детерминации ($Adj R^2 = 89,7 \%$) к R^2 подтверждает отсутствие избыточных параметров в модели.

Таким образом, результаты ANOVA подчеркивают доминирующее влияние напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) на функцию полезности. В то время как влияние тока в межэлектродном зазоре (I_g) является умеренным, его P -значение близко к уровню значимости, что указывает на его потенциальную важность. Интервал между импульсами (T_{off}) статистически незначим и оказывает минимальное влияние. Для оптимизации процессов EDM, направленных на максимизацию MRR и минимизацию SR и TWR, критически важным является точный контроль напряжения в межэлектродном зазоре (V_g). Влиянием T_{off} можно пренебречь, поскольку вариации этого параметра не оказывают существенного воздействия на эффективность обработки.

В табл. 13 представлено влияние параметров процесса I_g , V_g и T_{on} на объединенную функцию полезности, которая объединяет несколько откликов (MRR, SR и TWR) в один индекс. В табл. 13 отображены средние значения функции полезности для каждого уровня параметров.

Ток в межэлектродном зазоре (I_g). Функция полезности увеличивается с повышением уровня тока: 3,279 (уровень 1) \rightarrow 3,464 (уровень 2) \rightarrow 3,644 (уровень 3). Значение разницы (Delta = 0,365) указывает на умеренное влияние I_g на функцию полезности, что подтверждается его рангом (2).

Напряжение в межэлектродном зазоре (V_g). Функция полезности снижается с повышением

уровня напряжения: 4,207 (уровень 1) \rightarrow 3,523 (уровень 2) \rightarrow 2,658 (уровень 3). Значение разницы (Delta = 1,549) указывает на значительное влияние V_g на функцию полезности, что подтверждается его рангом (1).

Длительность импульса (T_{on}). Функция полезности незначительно снижается с повышением уровня времени: 3,593 (уровень 1) \rightarrow 3,470 (уровень 2) \rightarrow 3,324 (уровень 3). Минимальное значение разницы (Delta = 0,269) указывает на незначительное влияние T_{on} на функцию полезности, что подтверждается его рангом (3).

Таким образом, оптимизация напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) является ключевым фактором для достижения оптимального сочетания MRR, SR и TWR. Оптимизация межэлектродного тока (I_g) также важна для повышения производительности. Изменения длительности импульса (T_{on}) оказывают незначительное влияние на общую производительность обработки.

Прогнозируемые оптимальные средние значения

На основе анализа главных эффектов для функции полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$) были определены оптимальные значения технологических параметров. Прогнозируемое среднее значение функции полезности рассчитывается по уравнению

$$\mu_{MRR, TWR, SR} = \bar{B}_3 + \bar{C}_1 + \bar{E}_1 + 2\bar{T}, \quad (15)$$

где \bar{T} (общее среднее значение функции полезности) = 3,462; \bar{B}_3 (среднее значение функции полезности для 3-го уровня тока в межэлект-

Таблица 13

Table 13

Таблица откликов с функцией полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$), относящейся к необработанным данным
Response table with utility function ($U_{MRR, SR, TWR}$) pertaining to raw data

Уровень / Level	I_g (сила тока в межэлектродном зазоре) / I_g	V_g (напряжение в межэлектродном зазоре) / V_g	T_{off} (длительность паузы между импульсами) / T_{off}
1	3,27	4,20	3,59
2	3,46	3,52	3,47
3	3,64	2,65	3,32
Разница / Delta	0,36	1,54	0,26
Ранг / Rank	2	1	3



родном зазоре) = 3,644; \bar{C}_1 (среднее значение функции полезности для 1-го уровня напряжения в межэлектродном зазоре) = 4,207; \bar{E}_1 (среднее значение функции полезности для 1-го уровня интервала между импульсами) = 3,593.

Для оценки точности прогноза были рассчитаны 95%-е доверительные интервалы по уравнениям (9) и (10):

$$CI_{CE} = \pm 0,3376 \quad \text{и} \quad CI_{pop} = \pm 0,1787.$$

Оценочный доверительный интервал для валидационных экспериментов:

$$\begin{aligned} & \text{Mean}_{\mu_{MRR, TWR, SR}} - CI_{CE} < \\ & < \mu_{MRR, TWR, SR} < \text{Mean}_{\mu_{MRR, TWR, SR}} + CI_{CE}; \\ & 4,1824 < \mu_{MRR, TWR, SR} < 4,8575; \end{aligned}$$

95%-е доверительные интервалы для совокупностей:

$$\begin{aligned} & \text{Mean}_{\mu_{MRR, TWR, SR}} - CI_{pop} < \\ & < \mu_{MRR, TWR, SR} < \text{Mean}_{\mu_{MRR, TWR, SR}} + CI_{pop}; \\ & 4,3413 < \mu_{MRR, TWR, SR} < 4,6987. \end{aligned}$$

CI_{CE} отражает ожидаемый разброс результатов в процессе подтверждения. Интервалы CI_{CE} шире, чем CI_{pop} , потому что валидационные эксперименты основаны на уменьшенном размере выборки. Более широкий интервал указывает на большую вариативность экспериментальных данных. С вероятностью 95 % истинное среднее значение результатов подтверждающих экспериментов находится в диапазоне от 4,1824 до 4,8576.

CI_{pop} отражает естественную вариативность в генеральной совокупности. Более узкий интервал свидетельствует о более высокой точности и меньшей изменчивости данных. С вероятностью 95 % истинное среднее значение функции полезности для генеральной совокупности находится в диапазоне от 4,3413 до 4,6987.

Значительное перекрытие интервалов CI_{CE} и CI_{pop} указывает на статистическое соответствие экспериментальных результатов прогнозируемым значениям.

Валидационные эксперименты

Последним шагом является проверка идеальных уровней параметров процесса путем проведения валидационных экспериментов с оптимальными значениями переменных. Экспе-

рименты проводили три раза и получили следующие результаты: средняя скорость удаления материала (MRR) составила 8,852 мм³/мин, средняя шероховатость поверхности (SR) – 2,818 мкм, а средняя скорость износа инструмента (TWR) – 0,148 мм³/мин. Для вычисления значения полезности использовали следующее выражение:

$$U = P_{MRR} W_{MRR} P_{SR} W_{SR} P_{TWR} W_{TWR}; \quad (16)$$

$$\begin{aligned} U &= 8,4434 \cdot 0,33 \cdot 4,7987 \cdot 0,33 \times \\ &\times 1,2352 \cdot 0,33 = 4,7775. \end{aligned}$$

Эмпирически полученное значение полезности находится в пределах 95 % доверительного интервала диапазона полезности, оцененного для функции полезности ($U_{MRR, SR, TWR}$).

Определенные результаты MRR, полученные в трех сериях экспериментов, демонстрируют высокую согласованность, что подтверждает стабильность выбранных параметров процесса (табл. 14). Полученные значения MRR свидетельствуют об эффективном удалении материала при стабильном управлении другими характеристиками производительности. Незначительные колебания MRR между сериями экспериментов обусловлены изменениями энергии разряда и неоднородностью свойств материала. Узкий диапазон значений шероховатости поверхности демонстрирует высокую стабильность процесса. Уменьшение шероховатости до 2,8 мкм указывает на улучшение качества поверхности, что важно для прецизионных деталей, требующих минимальной постобработки. Выбранные параметры обеспечивают эффективную оптимизацию качества поверхности, о чем свидетельствуют небольшие отклонения между сериями экспериментов. Низкое значение TWR (0,148 мм³/мин) положительно влияет на срок службы электрода и снижает стоимость обработки. Небольшие колебания TWR связаны с изменениями энергии разряда и распределением компонентов материала заготовки.

Валидационные эксперименты продемонстрировали, что оптимизированные параметры процесса обеспечивают ожидаемые результаты. Экспериментальные результаты хорошо согласуются с прогнозируемыми значениями, это подтверждает надежность использованного метода оптимизации. Сочетание высоких значений MRR и низких значений SR и TWR свидетельствует о том, что выбранный режим EDM

Результаты верификационных экспериментов с использованием оптимальных значений технологических переменных

Findings of confirmation experiments using optimal values of process variables

Параметр отклика / Response parameter	Оптимальные значения технологических переменных / Optimal values of process variables	Полученное экспериментальное значение / Obtained experimental value			Среднее значение / Average value
		R1	R2	R3	
MRR, мм ³ /мин / MRR (mm ³ /min)	A ₂ B ₃ C ₁ D ₃ E ₁	8,825	8,898	8,832	8,852
SR, мкм / SR (μm)		2,812	2,829	2,813	2,818
TWR, мм ³ /мин / TWR (mm ³ /min)		0,143	0,154	0,147	0,148

обеспечивает эффективную и высококачественную обработку, подходящую для компонентов автомобильной и аэрокосмической промышленности, к которым предъявляются высокие требования.

Заключение

Исследование предоставило исчерпывающий анализ влияния параметров процесса на функцию полезности, сочетающую скорость удаления материала (MRR), шероховатость поверхности (SR) и скорость износа инструмента (TWR) при электроэрозионной обработке (EDM).

Анализ экспериментальных результатов показал, что наивысшие показатели MRR получены в ходе проведения экспериментов № 5 и 9 (9,076 и 8,995 мм³/мин соответственно) и соответствующие отношения сигнал/шум (S/N) – 19,1572 и 19,0883 дБ. Использование параметров процесса в экспериментах № 1 и 16 привело к наименьшим значениям MRR (2,096 и 2,805 мм³/мин), что указывает на неэффективное удаление материала. В ходе выполнения эксперимента № 1 было получено оптимальное качество поверхности (SR1 = 2,238 мкм, SR2 = 2,244 мкм, SR3 = 2,242 мкм) и максимальное отношение S/N (–7,0101 дБ). В то же время при реализации эксперимента № 3 было обнаружено низкое качество поверхности из-за высоких значений шероховатости (SR1 = 3,704 мкм, SR2 = 3,716 мкм и SR3 = 3,712 мкм), вызванных, вероятно, значительным износом инструмента

и высокой энергией разряда (S/N = –11,3890 дБ). Минимальная ширина зоны термического влияния (TWR) была достигнута в эксперименте № 10 (0,041 мм³/мин) при высоком значении отношения S/N (27,6633 дБ). Наихудшие показатели TWR были отмечены в эксперименте № 6 (0,239 мм³/мин) при низком отношении S/N (12,4555 дБ).

Результаты подтвердили эффективность метода оптимизации, основанного на подходе Тагути, в определении оптимальных условий обработки для достижения максимальной скорости удаления материала (MRR) при минимизации шероховатости поверхности (SR) и скорости износа инструмента (TWR). Статистический анализ ANOVA подтвердил значительное влияние длительности импульса и интервала между импульсами, а также величины тока на результаты обработки. Полученные данные подчеркивают необходимость точного контроля параметров EDS для достижения оптимальных результатов.

Результаты исследования выявили, что оптимальные значения параметров процесса для каждого критерия (MRR, SR и TWR) отличаются. Использование теории полезности позволило разработать компромиссный подход, обеспечивающий сбалансированную производительность по всем критериям. Повышение тока приводит к увеличению скорости удаления материала, но при этом незначительно увеличивает шероховатость поверхности и износ инструмента. Значение напряжения в межэлек-

тродном зазоре оказывает наибольшее влияние на производительность процесса (84,102 % от общей функции полезности), при этом снижение напряжения способствует повышению стабильности разряда и улучшению качества обработки поверхности. Интервал между импульсами оказывает наименьшее влияние на общую производительность (3,089 %), а оптимальное значение параметра WEC (4219) обеспечивает наилучшие характеристики процесса и отношение S/N.

В ходе исследования установлено, что напряжение в межэлектродном зазоре (V_g) является доминирующим фактором, определяющим производительность EDM, за ним следует ток разряда (I_g). Влияние интервала между импульсами (T_{off}) оказалось незначительным. Высокий коэффициент детерминации ($R^2 = 92,5$ %) свидетельствует о высокой надежности разработанной модели для прогнозирования оптимальных режимов обработки. Наилучшее сочетание параметров процесса было определено в ходе проведения эксперимента № 17, обеспечившего максимальное отношение S/N (13,098 дБ), в то время как наихудшие результаты были получены в ходе проведения эксперимента № 16. Достижение более высокого качества обработки является прямым следствием увеличения отношения S/N, что подтверждает эффективность предложенной стратегии оптимизации.

Таким образом, оптимизация напряжения в межэлектродном зазоре является ключевым фактором для достижения оптимальной производительности EDM. Увеличение тока разряда ускоряет процесс удаления материала, однако требует тщательного контроля для предотвращения чрезмерного износа инструмента. Продолжительность интервала между импульсами оказывает незначительное влияние на эффективность процесса, хотя более короткие интервалы могут способствовать повышению производительности. Использование теории полезности позволило объединить различные критерии производительности для определения оптимального режима обработки, обеспечивающего максимальную эффективность и высокое качество. Значение дельты для напряжения в межэлектродном зазоре (V_g) составило 4,026 для данных S/N и 1,549 для исходных данных, что подчеркивает его доминирующее влияние на функцию полезности.

Статистический анализ ANOVA выявил статистически значимое влияние ($P < 0,001$) напря-

жения в межэлектродном зазоре (V_g) на функцию полезности с уровнем вклада 85,98 %. Значения разницы (Delta) для межэлектродного тока (I_g) (1,022 для данных S/N и 0,365 для исходных данных) указали на его умеренное влияние, что подтверждается его 4,76%-м вкладом согласно ANOVA. Интервал между импульсами (T_{off}) оказал минимальное влияние на функцию полезности, о чем свидетельствуют его наименьшие значения разницы (Delta) (0,774 для данных S/N и 0,269 для исходных данных). Анализ ANOVA подтвердил незначительный вклад T_{off} (2,59 %) и его статистическую незначимость ($P = 0,164$).

В результате исследования установлено, что комбинация параметров процесса – WEC уровня 4219, I_g уровня 16, T_{on} уровня 38, V_g уровня 40 и T_{off} уровня 5 – обеспечивает оптимальное сочетание показателей MRR, SR и TWR. Снижение значений V_g и T_{off} способствует повышению стабильности разряда и увеличению эффективности обработки, в то время как повышение значений I_g и T_{on} приводит к увеличению скорости удаления материала. Высокая степень корреляции между входными параметрами и функцией полезности подтверждается высокими значениями коэффициентов детерминации ($R^2 = 93,3$ %, скорректированный $R^2 = 89,7$ %) статистической модели. Низкое значение остаточной ошибки (6,656 %) подтверждает точность прогнозирования параметров отклика разработанной моделью.

Верификационные эксперименты с использованием оптимизированных параметров процесса продемонстрировали высокую скорость удаления материала (MRR = 8,852 мм³/мин) и хорошее качество поверхности (SR = 2,818 мкм и TWR = 0,148 мм³/мин). Экспериментальные результаты находились в пределах 95 % доверительного интервала, что свидетельствует о надежности и устойчивости оптимизированных параметров обработки. В результате оптимизации удалось достичь высокой скорости удаления материала, а также минимизировать шероховатость поверхности и скорость изнашивания инструмента, что делает данный подход перспективным для применений, требующих высокой точности обработки.

Список литературы

1. Electrical discharge machining of nickel-based superalloys: a comprehensive review / P. Sharma,

- K. Kishore, M.K. Sinha, V. Singh // International Journal of Materials Engineering Innovation. – 2022. – Vol. 13 (3). – P. 157–190. – DOI: 10.1504/IJMATEI.2022.125119.
2. Principles and characteristics of different EDM processes in machining tool and die steels / J.E.A. Qudeiri, A. Zaiout, A.H.I. Mourad, M.H. Abidi, A. Elkaseer // Applied Sciences. – 2020. – Vol. 10 (6). – P. 2082. – DOI: 10.3390/app10062082.
3. Philip J.T., Mathew J., Kuriachen B. Transition from EDM to PMEDM—impact of suspended particulates in the dielectric on Ti6Al4V and other distinct material surfaces: a review // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 64. – P. 1105–1142. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.056.
4. Wire electrical discharge machining – a review / L. Slătineanu, O. Dodun, M. Coteață, G. Nagîț, I.B. Băncescu, A. Hrițuc // Machines. – 2020. – Vol. 8 (4). – P. 69. – DOI: 10.3390/machines8040069.
5. Recent trends and developments in the electrical discharge machining industry: a review / A.A. Kamenskikh, K.R. Muratov, E.S. Shlykov, S.S. Sidhu, A. Mahajan, Y.S. Kuznetsova, T.R. Ablyaz // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2023. – Vol. 7 (6). – P. 204. – DOI: 10.3390/jmmp7060204.
6. Electrical discharge machining parameters and dielectric fluid: a review / B. Gugulothu, N. Aravindan, G. Widjaja, S.A. Lakshmanan, M. Suresh // Handbook of Research on Advanced Functional Materials for Orthopedic Applications. – 2023. – Vol. 137–147. – DOI: 10.4018/978-1-6684-7412-9.ch008.
7. Reviewing performance measures of the die-sinking electrical discharge machining process: challenges and future scopes / R.K. Shastri, C.P. Mohanty, S. Dash, K.M.P. Gopal, A.R. Annamalai, C.-P. Jen // Nanomaterials. – 2022. – Vol. 12 (3). – P. 384. – DOI: 10.3390/nano12030384.
8. Goyal A., Pandey A., Rahman H.U. Present and future prospective of shape memory alloys during machining by EDM/wire EDM process: a review // Sādhanā. – 2022. – Vol. 47 (4). – P. 217. – DOI: 10.1007/s12046-022-01999-9.
9. Jatti V.S. Multi-characteristics optimization in EDM of NiTi alloy, NiCu alloy and BeCu alloy using Taguchi's approach and utility concept // Alexandria Engineering Journal. – 2018. – Vol. 57 (4). – P. 2807–2817. – DOI: 10.1016/j.aej.2017.11.004.
10. Effects of process parameters on the machining process in die-sinking EDM of alloyed tool steel / M.M. Bahgat, A.Y. Shash, M. Abd-Rabou, I.S. El-Mahallawi // Engineering Design Applications III: Structures, Materials and Processes. – Springer, 2020. – P. 215–233. – DOI: 10.1007/978-3-030-39062-4_19.
11. Multi-objective optimization for electric discharge drilling of wasp alloy: a comparative analysis of NSGA-II, MOGA, MOGWO, and MOPSO / P.P. Harane, D.R. Unune, R. Ahmed, S. Wojciechowski // Alexandria Engineering Journal. – 2024. – Vol. 99. – P. 1–16. – DOI: 10.1016/j.aej.2024.04.049.
12. Surface integrity in metal machining – Part I: Fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms / Z. Liao, A. la Monaca, J. Murray, A. Speidel, D. Ushmaev, A. Clare, D. Axinte, R. M'Saoubi // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2021. – Vol. 162. – P. 103687. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2020.103687.
13. Ishfaq K., Farooq M.U., Pruncu C.I. Reducing the geometrical machining errors incurred during die repair and maintenance through electric discharge machining (EDM) // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2021. – Vol. 117 (9). – P. 3153–3168. – DOI: 10.1007/s00170-021-07846-1.
14. The versatility of the Taguchi method: Optimizing experiments across diverse disciplines / M.W. Hisam, A.A. Dar, M.O. Elrasheed, M.S. Khan, R. Gera, I. Azad // Journal of Statistical Theory and Applications. – 2024. – Vol. 23 (4). – P. 365–389. – DOI: 10.1007/s44199-024-00093-9.
15. Optimization of PMEDM process parameters for B₄C and B₄C+SiC reinforced AA7075 composites / G. Keskin, S. Salunkhe, G. Küçüktürk, M. Pul, H. Gürün, V. Baydaroğl // Journal of Engineering Research. – 2025. – Vol. 13 (1). – P. 47–56. – DOI: 10.1016/j.jer.2023.09.012.
16. Multi-performance optimization in electrical discharge machining of Al₂O₃ ceramics using Taguchi base AHP weighted TOPSIS method / Y.-P. Zeng, C.-L. Lin, H.-M. Dai, Y.-C. Lin, J.-C. Hung // Processes. – 2021. – Vol. 9 (9). – P. 1647. – DOI: 10.3390/pr9091647.
17. Sahoo S.K., Thirupathi N., Saraswathamma K. Experimental investigation and multi-objective optimization of die sink EDM process parameters on Inconel-625 alloy by using utility function approach // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 24. – P. 995–1005. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.04.412.
18. Experimental analysis and optimization of EDM parameters on HcHcr steel in context with different electrodes and dielectric fluids using hybrid Taguchi-based PCA-utility and CRITIC-utility approaches / M. Patel Gowdru Chandrashekarappa, S. Kumar, J. Jagadish, D.Y. Pimenov, K. Giasin // Metals. – 2021. – Vol. 11 (3). – P. 419. – DOI: 10.3390/met11030419.
19. Machining of shape-memory alloys using electrical discharge machining with an elaborate study of optimization approaches: a review / S. Dutta, A.K. Singh, B. Paul, M.K. Paswan // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2022. – Vol. 44 (11). – P. 557. – DOI: 10.1007/s40430-022-03826-y.
20. Singh R., Singh R.P., Trehan R. Machine learning algorithms based advanced optimization of EDM parameters: an experimental investigation into



shape memory alloys // *Sensors International*. – 2022. – Vol. 3. – P. 100179. – DOI: 10.1016/j.sintl.2022.100179.

21. Machinability assessment of shape memory alloy nitinol during WEDM operation: application potential of Taguchi based AHP–DFA technique / H. Majumder, A. Khan, D.K. Naik, C.S. Kumar // *Surface Review and Letters*. – 2022. – Vol. 29 (01). – P. 2250002. – DOI: 10.1142/S0218625X22500020.

22. Gupta D.K., Dubey A.K. Multi process parameters optimization of Wire-EDM on shape memory alloy (Ni_{54.1}Ti) using Taguchi approach // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 44. – P. 1423–1427. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.11.628.

23. Gangele A., Mishra A. Surface roughness optimization during machining of NiTi shape memory alloy by EDM through Taguchi's technique // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 29. – P. 343–347. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.287.

24. Multi-objective optimization of electrical discharge machining process during machining of NiTi alloy using Taguchi and utility concept / V.S. Gaikwad, V.S. Jatti, P.J. Pawar, K.N. Nandurkar // *Techno-Societal 2018: Proceedings of the 2nd International Conference on Advanced Technologies for Societal Applications*. – Springer International Publishing, 2020. – Vol. 2. – P. 479–489. – DOI: 10.1007/978-3-030-16962-6_49.

25. Determination of the optimum conditions for machining NiTi shape memory alloys by electrical discharge machining / S. Güven, M. Yilmaz, H. Gökaya, E. Nas // *Journal of the Institution of Engineers (India): Series C*. – 2024. – Vol. 105 (5). – P. 1035–1046. – DOI: 10.1007/s40032-024-01099-z.

26. Analysis of surface roughness and flank wear using the Taguchi method in milling of NiTi shape memory alloy with uncoated tools / E. Altas, H. Gokkaya, M. Karatas, D. Ozkan // *Coatings*. – 2020. – Vol. 10 (12). – P. 1259. – DOI: 10.3390/coatings10121259.

27. Singh R., Singh R.P., Trehan R. State of the art in processing of shape memory alloys with electrical discharge machining: a review // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2021. – Vol. 235 (3). – P. 333–366. – DOI: 10.1177/0954405420958771.

28. Saoud F.B., Korkmaz M.E. A review on machinability of shape memory alloys through traditional and non-traditional machining processes: a review // *İmalat Teknolojileri ve Uygulamaları*. – 2022. – Vol. 3 (1). – P. 14–32. – DOI: 10.52795/mateca.1080941.

29. Al-Mousawi M.A., Al-Shafaie S.H., Khulief Z.T. Modeling and analysis of process parameters in EDM of Ni₃₅Ti₃₅Zr₁₅Cu₁₀Sn₅ high-temperature high entropy shape memory alloy by RSM approach // *Manufacturing Review*. – 2024. – Vol. 11. – P. 4. – DOI: 10.1051/mfreview/2024002.

30. Gaikwad V., Jatti V.S. Optimization of material removal rate during electrical discharge machining of cryo-treated NiTi alloys using Taguchi's method // *Journal of King Saud University – Engineering Sciences*. – 2018. – Vol. 30 (3). – P. 266–272. – DOI: 10.1016/j.jksues.2016.04.003.

31. Surface roughness and surface crack length prediction using supervised machine learning-based approach of electrical discharge machining of deep cryogenically treated NiTi, NiCu, and BeCu alloys / D.A. Sawant, V.S. Jatti, A. Mishra, E.M. Sefene, A.V. Jatti // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 128 (11–12). – P. 5595–5612. – DOI: 10.1007/s00170-023-12269-1.

32. Jatti V.S., Singh T.P. Optimization of tool wear rate during electrical discharge machining of advanced materials using Taguchi analysis // *WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics*. – 2016. – Vol. 11. – P. 44–53.

33. Исследование электроэрозионной обработки криогенно обработанных бериллиево-медных сплавов (BeCu) / Д. Савант, Р. Булах, В. Джатти, С. Чинчаникар, А. Мишра, Э.М. Сефене // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 175–193. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-175-193.

34. Bagane S., Jatti V.S., Singh T.P. Machinability study of beryllium copper by powder mixed electric discharge machining // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 787. – P. 376–380. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.787.376.

35. Sankar V., Arravind R., Manikandan D. Material synthesis, characterization, and machining performance of stir cast beryllium copper alloy composites // *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering*. – 2018. – Vol. 43 (2). – P. 143–152. – DOI: 10.1139/tcsme-2018-0103.

36. Investigating the effect of cryogenic treatment of workpieces and tools on electrical discharge machining performance / V.S. Jatti, N.K. Khedkar, V.S. Jatti, P. Dhall // *AIMS Materials Science*. – 2022. – Vol. 9 (6). – DOI: 10.3934/matrs.2022051.

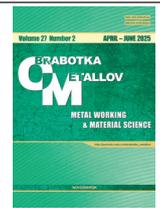
Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Enhancement of EDM performance for NiTi, NiCu, and BeCu alloys using a multi-criteria approach based on utility function

Vijaykumar Jatti ^{1, a}, Vijayan Singarajan ^{2, b}, A. Saiyathibrahim ^{3, c},
 Vinaykumar Jatti ^{4, d}, Murali Krishnan ^{2, e, *}, Savita Jatti ^{5, f}

¹ School of Engineering and Applied Sciences, Bennett University, Noida, 201310, India

² Karpagam Institute of Technology, Coimbatore - 641105, Tamil Nadu, India

³ University Centre for Research and Development, Chandigarh University, 140413, Punjab, India

⁴ Symbiosis Institute of Technology, Symbiosis International (Deemed) University, Pune, 412115, Maharashtra, India

⁵ D Y Patil College of Engineering, Savitribai Phule Pune University, Pune, India

^a <https://orcid.org/0000-0001-7949-2551>, vijaykjatti@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-3636-7731>, s.n.vijayan@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0002-1968-0937>, imsaiyath@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0001-6016-0709>, vinay.jatti89@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0009-0004-0107-0753>, murali15091990@gmail.com; ^f <https://orcid.org/0000-0001-5514-8078>, savitabirajardardyp@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 February 2025

Revised: 25 March 2025

Accepted: 27 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Boron carbide

EDM

Shape memory alloy

Multi-objective optimization

Taguchi

ANOVA and Utility concept

ABSTRACT

Introduction: Machining hard materials and shape memory alloys (*SMAs*), such as *NiTi*, *NiCu*, and *BeCu*, using conventional techniques is challenging due to excessive tool wear and poor surface finish. Non-conventional machining methods, particularly electrical discharge machining (*EDM*), offer improved precision and surface quality. However, the effectiveness of *EDM* is contingent upon the optimization of process parameters. The purpose of this study is to optimize *EDM* parameters to enhance the machining performance of *SMAs* by considering factors such as pulse-on time, pulse-off time, discharge current, gap voltage, and workpiece electrical conductivity. **Methods.** In this study, the *Taguchi* experimental design approach was employed to analyze the influence of key process parameters on the material removal rate (*MRR*), surface roughness (*SR*), and tool wear rate (*TWR*). Analysis of variance (*ANOVA*) was then applied to identify the most statistically significant factors affecting machining performance. A multi-objective optimization method, based on utility theory, was utilized to determine the optimal *EDM* settings that balance *MRR*, *SR*, and *TWR*. The results were validated through experimental trials. **Results and Discussion.** The experimental results indicated that Trial 15 achieved the highest *MRR* of 9.076 mm³/min, while Trial 1 produced the lowest *SR* of 2.238 μm. The minimum *TWR* of 0.041 mm³/min was observed in Trial 10, which contributes to increased tool lifespan. *ANOVA* revealed that gap voltage was the most influential factor, accounting for 85.98 % of the variation in machining performance, followed by discharge current (4.76 %) and pulse-off time (2.59 %). The multi-objective optimization process successfully identified parameter configurations that optimize *MRR* while minimizing *SR* and *TWR*. The prediction model developed in this study demonstrated high accuracy, with an *R*² value of 93.3% and an adjusted *R*² of 89.7%. Validation experiments confirmed the effectiveness of the optimized parameters, resulting in an average *MRR* of 8.852 mm³/min, *SR* of 2.818 μm, and *TWR* of 0.148 mm³/min. The findings presented herein confirm that careful optimization of *EDM* parameters significantly enhances the machining performance of *SMAs*, considerably improving machining efficiency and tool longevity.

For citation: Jatti V.S., Singarajan V., Saiyathibrahim A., Jatti V.S., Krishnan M.R., Jatti S.V. Enhancement of EDM performance for NiTi, NiCu, and BeCu alloys using a multi-criteria approach based on utility function. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 57–88. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-57-88. (In Russian).

References

1. Sharma P., Kishore K., Sinha M.K., Singh V. Electrical discharge machining of nickel-based superalloys: a comprehensive review. *International Journal of Materials Engineering Innovation*, 2022, vol. 13 (3), pp. 157–190. DOI: 10.1504/IJMATEI.2022.125119.

* Corresponding author

Krishnan Murali R., D.Sc. (Engineering), Assistant Professor
 Karpagam Institute of Technology,
 Coimbatore – 641105, Tamil Nadu, India
 Tel.: +91 9789339171, e-mail: murali15091990@gmail.com

2. Qudeiri J.E.A., Zaiout A., Mourad A.H.I., Abidi M.H., Elkaseer A. Principles and characteristics of different EDM processes in machining tool and die steels. *Applied Sciences*, 2020, vol. 10 (6), p. 2082. DOI: 10.3390/app10062082.
3. Philip J.T., Mathew J., Kuriachen B. Transition from EDM to PMEDM—impact of suspended particulates in the dielectric on Ti6Al4V and other distinct material surfaces: a review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 64, pp. 1105–1142. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.01.056.
4. Slătineanu L., Dodun O., Coteață M., Nagiț G., Băncescu I.B., Hrițuc A. Wire electrical discharge machining – a review. *Machines*, 2020, vol. 8 (4), p. 69. DOI: 10.3390/machines8040069.
5. Kamenskikh A.A., Muratov K.R., Shlykov E.S., Sidhu S.S., Mahajan A., Kuznetsova Y.S., Ablyaz T.R. Recent trends and developments in the electrical discharge machining industry: a review. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7 (6), p. 204. DOI: 10.3390/jmmp7060204.
6. Gugulothu B., Aravindan N., Widjaja G., Lakshmanan S.A., Suresh M. Electrical discharge machining parameters and dielectric fluid: a review. *Handbook of Research on Advanced Functional Materials for Orthopedic Applications*, 2023, vol. 137–147. DOI: 10.4018/978-1-6684-7412-9.ch008.
7. Shastri R.K., Mohanty C.P., Dash S., Gopal K.M.P., Annamalai A.R., Jen C.P. Reviewing performance measures of the die-sinking electrical discharge machining process: challenges and future scopes. *Nanomaterials*, 2022, vol. 12 (3), p. 384. DOI: 10.3390/nano12030384.
8. Goyal A., Pandey A., Rahman H.U. Present and future prospective of shape memory alloys during machining by EDM/wire EDM process: a review. *Sādhanā*, 2022, vol. 47 (4), p. 217. DOI: 10.1007/s12046-022-01999-9.
9. Jatti V.S. Multi-characteristics optimization in EDM of NiTi alloy, NiCu alloy and BeCu alloy using Taguchi's approach and utility concept. *Alexandria Engineering Journal*, 2018, vol. 57 (4), pp. 2807–2817. DOI: 10.1016/j.aej.2017.11.004.
10. Bahgat M.M., Shash A.Y., Abd-Rabou M., El-Mahallawi I.S. Effects of process parameters on the machining process in die-sinking EDM of alloyed tool steel. *Engineering Design Applications III: Structures, Materials and Processes*. Springer, 2020, pp. 215–233. DOI: 10.1007/978-3-030-39062-4_19.
11. Harane P.P., Unune D.R., Ahmed R., Wojciechowski S. Multi-objective optimization for electric discharge drilling of waspaloy: a comparative analysis of NSGA-II, MOGA, MOGWO, and MOPSO. *Alexandria Engineering Journal*, 2024, vol. 99, pp. 1–16. DOI: 10.1016/j.aej.2024.04.049.
12. Liao Z., la Monaca A., Murray J., Speidel A., Ushmaev D., Clare A., Axinte D., M'Saoubi R. Surface integrity in metal machining – Part I: Fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2021, vol. 162, p. 103687. DOI: 10.1016/j.ijmactools.2020.103687.
13. Ishfaq K., Farooq M.U., Pruncu C.I. Reducing the geometrical machining errors incurred during die repair and maintenance through electric discharge machining (EDM). *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 117 (9), pp. 3153–3168. DOI: 10.1007/s00170-021-07846-1.
14. Hisam M.W., Dar A.A., Elrasheed M.O., Khan M.S., Gera R., Azad I. The versatility of the Taguchi method: Optimizing experiments across diverse disciplines. *Journal of Statistical Theory and Applications*, 2024, vol. 23 (4), pp. 365–389. DOI: 10.1007/s44199-024-00093-9.
15. Keskin G., Salunkhe S., Küçüktürk G., Pul M., Gürün H., Baydaroğlu V. Optimization of PMEDM process parameters for B₄C and B₄C+SiC reinforced AA7075 composites. *Journal of Engineering Research*, 2025, vol. 13 (1), pp. 47–56. DOI: 10.1016/j.jer.2023.09.012.
16. Zeng Y.P., Lin C.L., Dai H.M., Lin Y.C., Hung J.C. Multi-performance optimization in electrical discharge machining of Al₂O₃ ceramics using Taguchi base AHP weighted TOPSIS method. *Processes*, 2021, vol. 9 (9), p. 1647. DOI: 10.3390/pr9091647.
17. Sahoo S.K., Thirupathi N., Saraswathamma K. Experimental investigation and multi-objective optimization of die sink EDM process parameters on Inconel-625 alloy by using utility function approach. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 24, pp. 995–1005. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.04.412.
18. Patel Gowdru Chandrashekarappa M., Kumar S., Pimenov D.Y., Giasin K. Experimental analysis and optimization of EDM parameters on HcHcr steel in context with different electrodes and dielectric fluids using hybrid Taguchi-based PCA-utility and CRITIC-utility approaches. *Metals*, 2021, vol. 11 (3), p. 419. DOI: 10.3390/met11030419.
19. Dutta S., Singh A.K., Paul B., Paswan M.K. Machining of shape-memory alloys using electrical discharge machining with an elaborate study of optimization approaches: a review. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2022, vol. 44 (11), p. 557. DOI: 10.1007/s40430-022-03826-y.
20. Singh R., Singh R.P., Trehan R. Machine learning algorithms based advanced optimization of EDM parameters: an experimental investigation into shape memory alloys. *Sensors International*, 2022, vol. 3, p. 100179. DOI: 10.1016/j.sintl.2022.100179.

21. Majumder H., Khan A., Naik D.K., Kumar C.S. Machinability assessment of shape memory alloy nitinol during WEDM operation: application potential of Taguchi based AHP–DFA technique. *Surface Review and Letters*, 2022, vol. 29 (01), p. 2250002. DOI: 10.1142/S0218625X22500020.
22. Gupta D.K., Dubey A.K. Multi process parameters optimization of Wire-EDM on shape memory alloy (Ni_{54.1}Ti) using Taguchi approach. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 1423–1427. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.11.628.
23. Gangele A., Mishra A. Surface roughness optimization during machining of NiTi shape memory alloy by EDM through Taguchi's technique. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 29, pp. 343–347. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.07.287.
24. Gaikwad V.S., Jatti V.S., Pawar P.J., Nandurkar K.N. Multi-objective optimization of electrical discharge machining process during machining of NiTi alloy using Taguchi and utility concept. *Techno-Societal 2018: Proceedings of the 2nd International Conference on Advanced Technologies for Societal Applications*. Springer International Publishing, 2020, vol. 2, pp. 479–489. DOI: 10.1007/978-3-030-16962-6_49.
25. Güven S., Yilmaz M., Gökkaya H., Nas E. Determination of the optimum conditions for machining NiTi shape memory alloys by electrical discharge machining. *Journal of the Institution of Engineers (India): Series C*, 2024, vol. 105 (5), pp. 1035–1046. DOI: 10.1007/s40032-024-01099-z.
26. Altas E., Gokkaya H., Karatas M.A., Ozkan D. Analysis of surface roughness and flank wear using the Taguchi method in milling of NiTi shape memory alloy with uncoated tools. *Coatings*, 2020, vol. 10 (12), p. 1259. DOI: 10.3390/coatings10121259.
27. Singh R., Singh R.P., Trehan R. State of the art in processing of shape memory alloys with electrical discharge machining: a review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2021, vol. 235 (3), pp. 333–366. DOI: 10.1177/0954405420958771.
28. Saoud F.B., Korkmaz M.E. A review on machinability of shape memory alloys through traditional and non-traditional machining processes: a review. *İmalat Teknolojileri ve Uygulamaları*, 2022, vol. 3 (1), pp. 14–32. DOI: 10.52795/mateca.1080941.
29. Al-Mousawi M.A., Al-Shafaie S.H., Khulief Z.T. Modeling and analysis of process parameters in EDM of Ni₃₅Ti₃₅Zr₁₅Cu₁₀Sn₅ high-temperature high entropy shape memory alloy by RSM approach. *Manufacturing Review*, 2024, vol. 11, p. 4. DOI: 10.1051/mfreview/2024002.
30. Gaikwad V., Jatti V.S. Optimization of material removal rate during electrical discharge machining of cryo-treated NiTi alloys using Taguchi's method. *Journal of King Saud University – Engineering Sciences*, 2018, vol. 30 (3), pp. 266–272. DOI: 10.1016/j.jksues.2016.04.003.
31. Sawant D.A., Jatti V.S., Mishra A., Sefene E.M., Jatti A.V. Surface roughness and surface crack length prediction using supervised machine learning-based approach of electrical discharge machining of deep cryogenically treated NiTi, NiCu, and BeCu alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 128 (11–12), pp. 5595–5612. DOI: 10.1007/s00170-023-12269-1.
32. Jatti V.S., Singh T.P. Optimization of tool wear rate during electrical discharge machining of advanced materials using Taguchi analysis. *WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics*, 2016, vol. 11, pp. 44–53.
33. Sawant D., Bulakh R., Jatti V., Chinchankar S., Mishra A., Sefene E.M. Issledovanie elektroerozionnoi obrabotki kriogenno obrabotannykh berillievo-mednykh splavov (BeCu) [Investigation on the electrical discharge machining of cryogenic treated beryllium copper (BeCu) alloys]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 175–193. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-175-193.
34. Bagane S., Jatti V.S., Singh T.P. Machinability study of beryllium copper by powder mixed electric discharge machining. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 787, pp. 376–380. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.787.376.
35. Sankar V., Arravind R., Manikandan D. Material synthesis, characterization, and machining performance of stir cast beryllium copper alloy composites. *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering*, 2018, vol. 43 (2), pp. 143–152. DOI: 10.1139/tcsme-2018-0103.
36. Jatti V.S., Khedkar N.K., Jatti V.S., Dhall P. Investigating the effect of cryogenic treatment of workpieces and tools on electrical discharge machining performance. *AIMS Materials Science*, 2022, vol. 9 (6). DOI: 10.3934/matrsoci.2022051.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Обеспечение точности формы отверстий, полученных при чистовой обработке методом растачивания

Вадим Стельмаков^{a, *}, Михаил Гимадеев^b, Александр Никитенко^c

Тихоокеанский государственный университет, ул. Тихоокеанская, 136, г. Хабаровск, 680035, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-2763-1956>, 009062@togudv.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-6685-519X>, 009063@togudv.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-4729-5558>, 005392@togudv.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.91:681.5

История статьи:

Поступила: 02 февраля 2025
Рецензирование: 25 февраля 2025
Принята к печати: 27 марта 2025
Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Точность формы
Радиальное смещение
Площадь срезаемого слоя
Растачивание отверстий
Чистовая обработка

Финансирование

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FEME–2024–0010).

АННОТАЦИЯ

Введение. В современном производстве обработка отверстий является одной из трудоемких операций. Существует широкая номенклатура корпусных деталей, в которых присутствуют высокоточные отверстия. К их параметрам точности, таким как размер, форма и расположение оси, предъявляются высокие требования. Это обуславливает трудоемкость обработки отверстий, поскольку достижение данных точностных показателей требует широкой номенклатуры инструментов и многооперационной обработки. На настоящий момент имеется множество методов обработки отверстий, и одним из ключевых в достижении высоких показателей точности является метод растачивания. Несмотря на большое количество преимуществ этого метода, в части достижения показателя точности диаметрального размера отверстия достаточно мало исследовано отклонение формы получаемых отверстий. **Предмет.** В статье анализируются основные технологические параметры процесса растачивания отверстий, а также устанавливаются их взаимосвязи с показателями формы отверстий, такими как отклонение от круглости и цилиндричности. Настоящее исследование включает в себя разработку подхода к прогнозированию величины погрешности с учетом кинематики и динамики процесса механической обработки. **Цель работы:** прогнозирование радиального смещения оси инструмента и разработка методов обеспечения точности формы отверстий, полученных при чистовой обработке методом растачивания. Основные решаемые задачи заключаются в установлении зависимостей между технологическими параметрами обработки и значениями отклонений от круглости и цилиндричности, в определении величины радиального смещения инструмента для возможности прогнозирования величины погрешности. **Метод и методология.** Рассматриваются методы измерения параметров отклонений от круглости и цилиндричности, приводятся их достоинства и недостатки. Особое внимание уделено определению влияния основных факторов при механической обработке методом гармонического анализа, что позволяет судить о качестве и правильности проведенных измерений. Приведено используемое аппаратное обеспечение экспериментальных исследований с выбранными материалами и режимами обработки. **Результаты и их обсуждение.** В данной работе рассмотрены основные факторы, которые влияют на точность формы отверстий, получаемых методом растачивания. Применение разработанных алгоритмов и моделей дает технологическую возможность подбирать технологические параметры обработки отверстия в зависимости от заданной служебным назначением точности, обеспечивая при этом требуемую точность формы.

Для цитирования: Стельмаков В.А., Гимадеев М.Р., Никитенко А.В. Обеспечение точности формы отверстий, полученных при чистовой обработке методом растачивания // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 89–102. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-89-102.

Введение

Обработка отверстий представляет собой одну из наиболее трудоемких операций при производстве деталей механизмов на обрабатывающих центрах с числовым программным управлением (ЧПУ). Высокая трудоемкость

в данном случае складывается не из-за количества отверстий, а из-за предъявляемых требований к показателям точности их изготовления. Эта особенность связана с их функциональным назначением, так как отверстия наиболее часто используются в качестве основных поверхностей, предназначенных для установки валов, осей, подшипников и т. п.

В целом параметры точности отверстий включают в себя точность диаметрального размера, точность формы и расположения оси. Точ-

*Адрес для переписки

Стельмаков Вадим Александрович, к.т.н., доцент
Тихоокеанский государственный университет,
ул. Тихоокеанская, 136,
680035, г. Хабаровск, Россия
Тел.: +7 962 221-74-60, e-mail: 009062@togudv.ru

ность геометрической формы относится к макротоклонениям и при обработке отверстий обычно регламентируется отклонениями от круглости и цилиндричности. В практике наиболее часто допуски формы на отверстия назначают исходя из допуска на размер в соотношении $0,25 \dots 0,5 IT$.

Наиболее часто для обработки высокоточных отверстий на чистовых операциях используются такие методы обработки, как развертывание и растачивание. Операция растачивания широко применяется в современном машиностроении. Расточные инструменты бывают многолезвийные и однолезвийные. Многолезвийные инструменты используются чаще всего для черновой обработки отверстий, а однолезвийные расточные инструменты нашли свое применение в операциях чистового и тонкого растачивания.

Расточные инструменты относятся к инструментам, настраиваемым на выполняемый размер, это является их главным преимуществом. Однако на практике отмечается высокая трудоемкость операции растачивания, связанная с настройкой на исполнительный размер [1–4]. Приходится применять многопроходную обработку с предварительной настройкой резца, последующим измерением и повторным проходом. Это обстоятельство сведено к минимуму за счет автоматизированных систем настройки расточной головки на размер обработки в рамках обрабатываемого центра с использованием измерительных систем.

Метод растачивания позволяет достигать высоких параметров точности по диаметральному размеру, а также по расположению оси [1, 5] в сравнении с инструментами типа разверток, зенкеров, а также и отверстий, полученных методом фрезерования [6]. Это связано напрямую с возникающими в процессе обработки силами резания, которые при методе чистового растачивания значительно меньше. Однако в работе [5] отмечается наличие упругих деформаций (радиальное смещение расточного резца) и важность этого фактора при растачивании глубоких отверстий. В работе предлагается использовать полуаналитический динамический метод для определения величины упругих деформаций расточного резца. В работах [7–9] исследуются различные подходы к динамическим системам, описывающие упругие деформации расточных инструментов в процессе обработки.

В работе [1] для устранения упругих деформаций расточного инструмента в процессе механической обработки также исследовался вопрос, связанный с применением встроенных тензодатчиков в расточном резце. Датчики, согласно исследованию, производят измерение изгиба расточного резца в реальном времени. Данные о деформации передавались в систему ЧПУ станка через программируемый логический контроллер. На их основе система автоматически компенсировала изгиб путем добавления корректирующего смещения по координатным осям станка. Авторами работы также отмечается, что разработанная система позволяет значительно снизить погрешность диаметрального размера отверстия, особенно при малых глубинах резания.

Некоторыми авторами [10] рассматривается система онлайн-мониторинга [11] операции растачивания. Авторами предложена методика для эффективного онлайн-мониторинга состояния инструментов, которая включает в себя использование адаптивных нейро-нечетких систем (ANFIS) для измерения степени износа и искусственных нейронных сетей (BPN) для классификации состояния инструментов. Это позволяет своевременно останавливать процесс растачивания при достижении порогового значения износа, что способствует обеспечению точности обработки и предотвращению брака. Работа искусственных нейронных сетей и нейро-нечетких систем основана на регистрации сигналов о величинах сил резания (тангенциальной, продольной и радиальной), получаемых с пьезоэлектрических динамометров.

Некоторыми научными коллективами ведется работа по разработке и оптимизации конструкций расточных инструментов. Так, авторами [12] предложено новое устройство ультразвуковой эллиптической вибрационной расточки (Ultrasonic elliptical vibration boring). Результаты исследований показали, что это устройство эффективно снижает вибрации в процессе обработки и способствует улучшению качества обрабатываемой поверхности. Авторами [13] исследуется вибрационная устойчивость процесса растачивания с применением динамических виброгасителей (DVA). Результаты исследования показали, что использование динамических виброгасителей с оптимальными параметрами демпфирования

и жесткости значительно снижает амплитуду вибраций расточного резца.

Основным параметром достигнутой точности в рассмотренных работах являлся диаметральный размер получаемых отверстий. В этих работах также затрагивались вопросы обеспечения точности формы (отклонения от круглости и цилиндричности). На сегодняшний день измерение отклонений формы отверстий производится в соответствии с международными стандартами ISO 12181-1:2011 и ISO 4291:1985, регламентирующими следующие основные методы оценки [14, 15]:

Least Squares Circle (LSC) – метод наименьших квадратов;

Minimum Circumscribed Circle (MCC) – метод наименьшей описанной окружности;

Maximum Inscribed Circle (MIC) – метод наибольшей описанной окружности;

Minimum Zone Circle (MZC) – метод наименьшего зазора.

Авторами [18] описаны математические модели для каждого из методов, а также проведены эксперименты с целью определения эффективности оценки каждого из методов. По результатам работы авторами также предложен усовершенствованный алгоритм оценки, позволяющий снизить ошибку измерений при использовании метода (MZC). В работе [19] описывается разработка нового метода оценки отклонения от круглости, основанного на улучшенном алгоритме «летучей мыши» (Bat Algorithm, BA). Предложенный метод базируется на методе наименьшего зазора, он преобразует задачу оценки отклонения от круглости в задачу оптимизации, в рамках которой требуется найти оптимальный центр окружности. Авторы работы отмечают высокую точность и эффективность разработанного метода в оценке отклонения от круглости в сравнении с традиционными методами.

В работе [20] исследуется применение морфологических фильтров для функциональной оценки профиля детали и производится их сравнение с уже известными 2RC-фильтром и фильтром Гаусса. Авторы работы предлагают использовать методы математической морфологии, основанные на теории альфа-форм, в комбинации с фильтром Гаусса с точки зрения определения трибологических характеристик поверхностей детали.

Рассмотренные исследования направлены на повышение точности и оптимизацию процесса измерений, что немаловажно для достижения высоких функциональных характеристик изготавливаемых деталей.

Исходя из анализа современных исследований можно сделать вывод о том, что большинство работ направлено на изучение вопроса обеспечения точности диаметрального размера при методе растачивания, однако немаловажно и рассмотрение вопроса обеспечения точности формы. Таким образом, **целью настоящей работы** является прогнозирование радиального смещения оси инструмента и разработка методов обеспечения точности формы отверстий, полученных при чистовой обработке методом растачивания.

В настоящей работе ставятся следующие **задачи**.

1. Определить взаимосвязь между величинами отклонений от круглости и цилиндричности обрабатываемых отверстий и технологическими параметрами механообработки.

2. Определить величину радиального смещения расточного инструмента за счет разработки математической модели с возможностью прогнозирования величины погрешности полученных отверстий.

3. Разработать методику назначения переходов, учитывающую отклонение оси отверстий на черновых этапах и радиальные смещения чистового инструмента с учетом влияния величины и неравномерности припуска.

Методика исследований

Исследования проводились на фрезерных обрабатывающих центрах фирмы DMG MORI с системой ЧПУ Heidenhain TNC 620 (Германия) – трехкоординатном DMC 635V ecoline и пятикоординатном DMU 50 ecoline. Точность позиционирования по осям x, y, z исполнительных органов обрабатывающих центров составляет 8 мкм, максимальная частота вращения шпинделя – 8000 мин^{-1} , максимальная скорость приводов – 24 м/мин.

Контроль и измерение режущего инструмента производились при помощи контактного датчика с оптическим сенсором модели TT140 компании Heidenhain. Для измерения диаметра

тральных размеров и координат положения центра обработанных отверстий в трех различных сечениях использовался измерительный шуп модели TS 640 фирмы Heidenhain.

Измерения параметров отклонений от круглости и цилиндричности обрабатываемых отверстий производилось на установке Roundcom-41C. В данной работе для оценки отклонений от круглости был выбран метод наибольшей вписанной окружности (МИС) [18]. Основные факторы, влияющие на формирование отклонений от круглости, определялись с помощью гармонического анализа [16, 17]. На рис. 1 представлены спектрограммы коэффициентов разложения, полученные при измерении детали на кругломере.

Обрабатываемыми материалами в рамках данной работы выбраны алюминиевый сплав Д16Т, который широко используется в авиационном и автомобилестроении за счет своих физико-механических свойств, и конструкционная сталь 40Х с широкой областью применения в машиностроении.

Предварительная обработка отверстий осуществлялась методом сверления, сверлом фирмы Sandvik Coromant (DIN1899) R840-1400-30-A1A 1220. Достижение точности диаметрального размера соответствует восьмому качеству.

Обработка заготовок из алюминиевого сплава производилась при следующих режимах: подача на оборот $F_u = 0,05, 0,075, 0,1$ мм/об, частота вращения $n = 800$ мин⁻¹. Обработка заготовок из стали осуществлялась при следующих режимах: подача на оборот $F_u = 0,05, 0,075, 0,1$ мм/об, частота вращения $n = 100$ мин⁻¹. Глубина обработки составила $b = 20$ мм, вылет инструмента – 179,691 мм, вылет расточного резца из расточной оправки – 70 мм, диаметр обрабатываемых отверстий был выбран в диапазоне 14...17 мм. Для механической обработки использовались расточная оправка C5-391.37A-16 070 А и твердосплавной расточной резец R429U-E16-11066TC06 фирмы Sandvik Coromant.

Результаты и их обсуждение

Обработка заготовок производилась на двух обрабатывающих центрах, имеющих разную компоновку исполнительных органов. Режимы резания были выбраны исходя из требований к качеству и точности обрабатываемых поверхностей, а также с учетом рекомендаций производителя инструмента. Однако в процессе механообработки заготовок из конструкционной стали подбор режимов резания был итерационный.

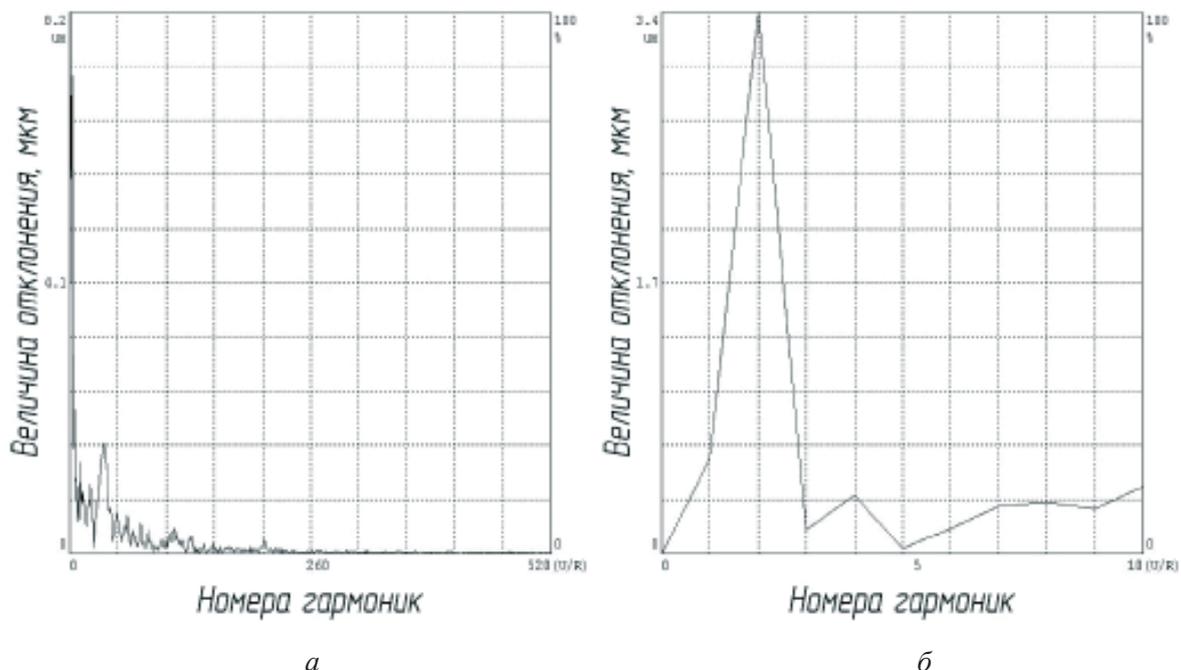


Рис. 1. Спектрограммы коэффициентов разложения:

а – в масштабе всех зафиксированных гармоник; б – в диапазоне от 0 до 10-й гармоники

Fig. 1. Spectrograms of the decomposition coefficients in:

а – the scale of all recorded harmonics; б – the range from 0 to 10 harmonics

Рекомендуемые режимы обработки приводили к высоким вибрациям и плохому качеству получаемых поверхностей (рис. 2). Коррекция в сторону увеличения скорости резания до $V = 84$ м/мин привела к поломке режущей пластины, но при уменьшении значения скорости резания до 3 м/мин удалось достичь необходимых параметров по качеству и точности поверхности с отсутствием вибраций в процессе обработки. Этот факт указывает на наличие зависимости скорости резания от длины расточного инструмента при обеспечении отсутствия вибрации в процессе обработки. Тем не менее следует упомянуть, что снижение скорости резания сказалось на производительности процесса растачивания – длительность механообработки увеличилась в 1,5 раза.

Результаты проведенных экспериментов представлены на рис. 3 и 4. Анализ этих зависимостей показывает, что с увеличением подачи возрастает величина отклонения от круглости и цилиндричности. Этот характер зависимости сохраняется как для алюминиевого сплава, так и для конструкционной стали. Кроме того, обработка на различных обрабатывающих центрах также проявляет определенную зависимость. Обработка алюминиевых заготовок на обрабатывающем центре DMU 50 ecoline имеет более низкие показатели отклонения от круглости

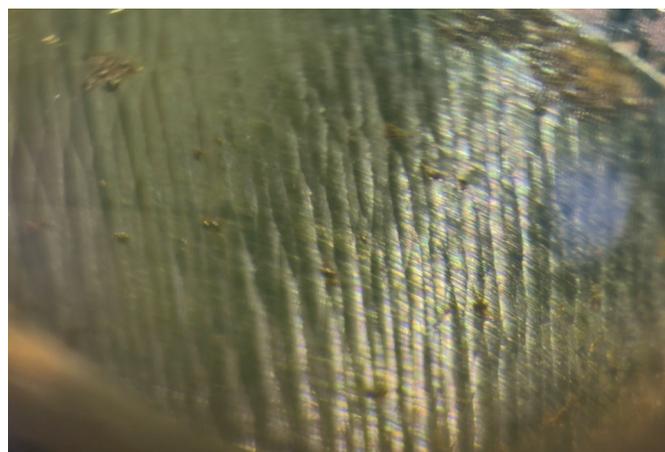


Рис. 2. Фотография поверхности отверстия, полученная при сильных вибрациях в процессе обработки

Fig. 2. Photograph of the hole surface obtained as a result of vibrations that occur during processing

и цилиндричности в сравнении с результатами, полученными на DMC 635 V ecoline.

Полученные отверстия измерялись для оценки точности диаметрального размера и для определения точности позиционирования оси. Измерения производились в трех сечениях, равномерно распределённых на всей длине отверстия, измерительным щупом. Результаты измерений по оценке точности позиционирования оси отверстия при методе растачивания вне зависимости от используемой подачи находятся в следующих пределах: для DMU 50 ecoline –

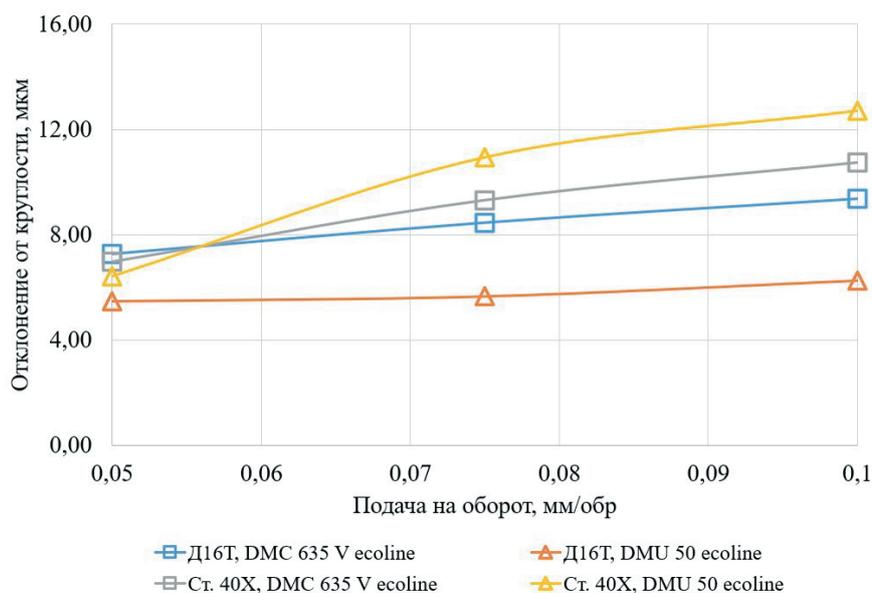


Рис. 3. График зависимости отклонения от круглости от подачи на оборот

Fig. 3. Graph of the dependence of deviation from roundness on feed rate per revolution

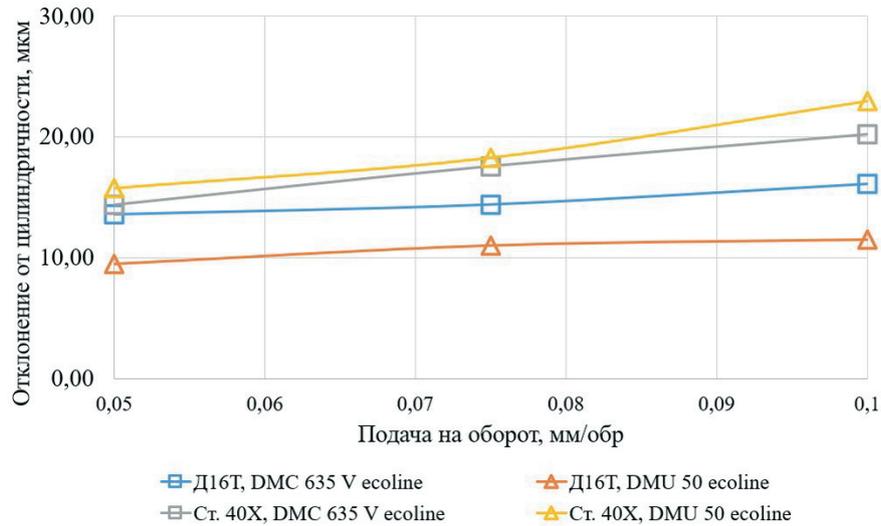


Рис. 4. График зависимости отклонения от цилиндричности от подачи на оборот

Fig. 4. Graph of the dependence of the deviation from cylindricity on feed rate per revolution

13 мкм в диаметральном выражении; для DMC 635 V ecoline – 5 мкм в диаметральном выражении. Указанное обстоятельство подтверждает факт о высокой степени точности позиционирования оси при методе растачивания [1, 5].

Необходимо обратить внимание на параметр отклонения от цилиндричности. В ходе измерений была зафиксирована коническая форма полученных отверстий (рис. 5). Это обстоятельство связано с радиальным смещением инструмента в процессе механической обработки и непосредственно с неравномерностью припуска.

Радиальное смещение оказывает значительное влияние на диаметральный размер отверстия, а в комбинации с неравномерным припуском – и на отклонение от цилиндричности получаемых отверстий. При небольших отклонениях от округлости в разных сечениях по длине отверстия происходит уменьшение диаметрального размера. Следовательно, рассчитав величину радиального смещения расточного резца, можно спрогнозировать величину погрешности диаметрального размера отверстия, а в случае неравномерности припуска также и величину

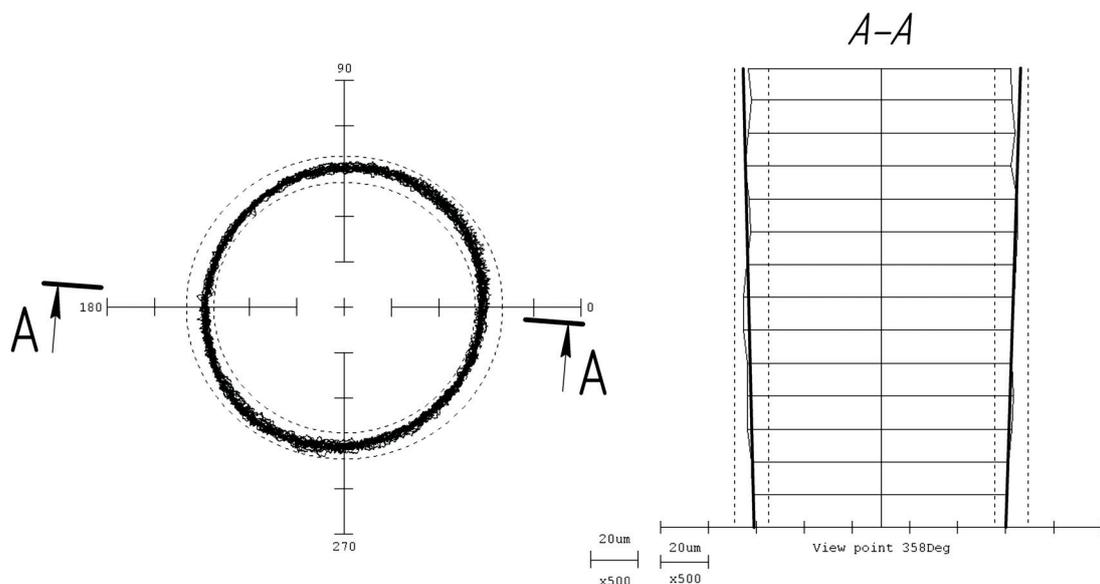


Рис. 5. Отклонение от цилиндричности в сечении по длине отверстия

Fig. 5. Deviation from cylindricity along the hole length

отклонения от цилиндричности. Для этого обратимся к кинематике и динамике процесса чистового растачивания (рис. 6). Кинематика процесса резания в исследуемом случае состоит в следующем: расточной инструмент при определении количественных параметров главного и вспомогательного движений (частота вращения и подача) совершает механическую обработку путем снятия стружки. Характер движения при сочетании поступательного и вращательного движений представляет собой винтовую линию. Шаг витков в данном случае будет равен параметру подачи на оборот (мм/об).

В процессе съема материала расточным резцом возникает сила резания, которая при действии ее в радиальном направлении и приводит к смещению расточного резца. Для определения отгибающей составляющей воспользуемся формулой по определению силы резания из теории резания [21]:

$$P = bsP_c,$$

где b – глубина обработки; s – толщина срезаемого слоя; P_c – удельная сила резания. Сочетание глубины и толщины срезаемого слоя дает нам геометрический показатель площади срезаемого слоя (S_{cp}).

Принимая во внимание кинематику процесса резания, получим область $abcd$, характеризующую площадь срезаемого слоя S_{cp} при движении

расточного резца в случае чистового растачивания отверстия (рис. 7).

Форма области $abcd$ образуется путем ориентации инструмента в начальном положении I и конечном положении II за один оборот на величину перемещения по оси z . Форма, как видно из рис. 7, образуется пересечением двух окружностей, характеризующих радиус скругления режущей пластинки инструмента ($R_{пл}$). Таким образом, можно заключить, что данная область образуется одной функцией окружности $y = f(x)$, но в разные моменты.

Площадь образованной области $abcd$ согласно рис. 7 будет находиться так:

$$S_{cp} = S_1 + S_2 - S_3, \quad (1)$$

где S_1 – площадь под функцией окружности, описывающей геометрию режущей пластины в пределах от точки c до d , мм²; S_2 – площадь под функцией окружности, описывающей геометрию режущей пластины в пределах от точки b до c , мм²; S_3 – площадь под функцией окружности, описывающей геометрию режущей пластины в пределах от точки a до b , мм²; S_{cp} – площадь срезаемого слоя материала, зависящая от подачи на оборот, мм².

Выделение пределов области $abcd$ для расчета площади срезаемого слоя напрямую связано с квадрантами окружности, в рамках которых данная функция $y = f(x)$ определена.

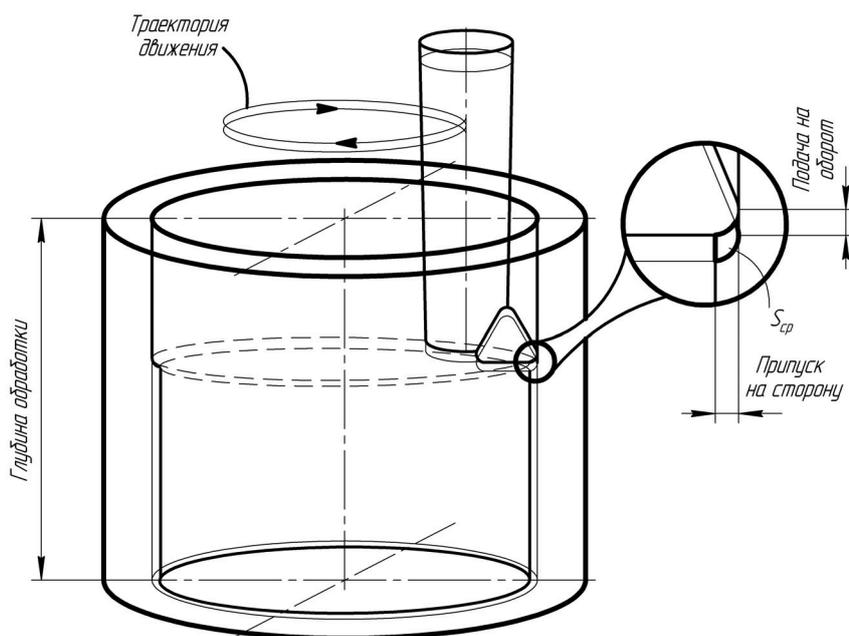


Рис. 6. Кинематика процесса растачивания

Fig. 6. Kinematics of the boring process

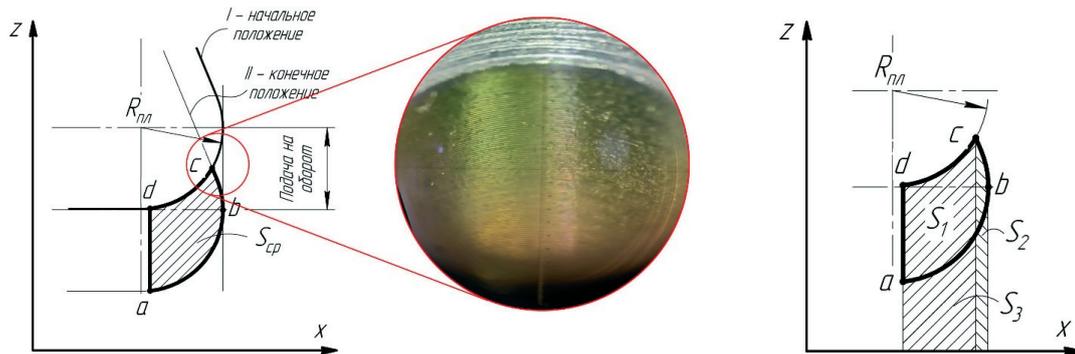


Рис. 7. Определение площади снимаемого слоя

Fig. 7. Determining the area of the layer to be removed

Таким образом, принимая во внимание уравнение, описывающее функцию окружности, получим:

$$S_{\text{ср}} = \int_c^d y_0 - \sqrt{R_{\text{пл}}^2 + (x - x_0)^2} + \int_b^c y_0^{\text{II}} + \sqrt{R_{\text{пл}}^2 + (x - x_0^{\text{II}})^2} - \int_a^b y_0^{\text{II}} - \sqrt{R_{\text{пл}}^2 + (x - x_0^{\text{II}})^2},$$

$$S_{\text{ср}} = \left(y_0 x - \frac{1}{2} \left((x - x_0) \sqrt{R_{\text{пл}}^2 + (x - x_0)^2} - R_{\text{пл}}^2 \arcsin \left(\frac{x - x_0}{R_{\text{пл}}} \right) \right) \right) \Big|_c^d + y_0^{\text{II}} x \Big|_b^c + \frac{1}{2} \left((x - x_0^{\text{II}}) \sqrt{R_{\text{пл}}^2 + (x - x_0^{\text{II}})^2} - R_{\text{пл}}^2 \arcsin \left(\frac{x - x_0^{\text{II}}}{R_{\text{пл}}} \right) \right) \Big|_b^c - y_0^{\text{II}} x \Big|_a^b - \frac{1}{2} \left((x - x_0^{\text{II}}) \sqrt{R_{\text{пл}}^2 + (x - x_0^{\text{II}})^2} - R_{\text{пл}}^2 \arcsin \left(\frac{x - x_0^{\text{II}}}{R_{\text{пл}}} \right) \right) \Big|_a^b. \quad (2)$$

Уравнение (2) позволяет вычислить площадь срезаемого слоя. Для оптимизации вычислений ось y системы координат необходимо проводить через центр радиуса скругления режущей пластины, где координаты x_0 и x_0^{II} будут равны нулю, а разность координат y_0 и y_0^{II} отражает величину подачи на оборот.

Таким образом, принимая во внимание формулы (1) и (2), расчетные значения силы резания

где x_0 и y_0 – координаты центра радиуса скругления пластины в начальном положении I; x_0^{II} и y_0^{II} – координаты центра радиуса скругления пластины в конечном положении II.

Производя преобразования подынтегральных функций методом интегрирования по частям, получим

для исследуемых образцов представлены в таблице.

Моделируя ситуацию с неравномерностью припуска на основании расчетной формулы по определению площади срезаемого слоя, можно заключить, что неравномерность припуска 0,1 мм приводит к возрастанию силы резания в 2 раза по сравнению с номинальной для чистой обработки и, как следствие, к увеличению величины погрешности.

Технологические параметры процесса чистового растачивания

Technological parameters of the finishing boring process

F_v , мм/обр	$S_{\text{ср}}$, мм ²	P_c , Н/мм ² Ст. 40X / Д16Т	P , Н Ст. 40X / Д16Т
0,05	0,004987	1500 / 700	7,4805 / 3,4909
0,075	0,007456	1500 / 700	11,184 / 5,2192
0,1	0,009896	1500 / 700	14,844 / 6,9272

Таким образом, на этапе предварительной настройки расточного резца необходимо выполнить оценку диаметрального размера отверстия по всей длине обработки с использованием измерительного щупа. В случае выявления отклонений положения центра оси отверстия в диапазоне 0,05...0,1 мм рекомендуется выполнить предварительный проход (получистовое растачивание). Дополнительный переход позволит устранить неравномерность припуска, превышающую расчетные значения с учетом допуска размера и формы. Данная методика позволяет минимизировать количество переходов в зависимости от точности позиционирования оси на предыдущем переходе.

Следующим этапом было определение величины радиального смещения оси инструмента при чистовом растачивании отверстий. В момент врезания режущего инструмента в материал заготовки на расточную оправку в зоне контакта начинает действовать сила резания. Оправка инструмента, как показано на рис. 8, представляет собой коническую поверхность с закрепленной на ее конце режущей пластиной. Эта схема является системой с переменной жесткостью с одной степенью свободы, в крайней точке которой действует сила резания P :

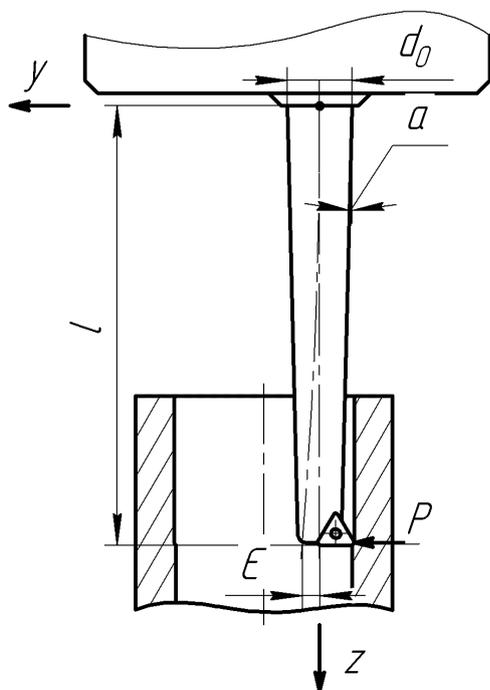


Рис. 8. Схема динамики процесса растачивания

Fig. 8. Schematic of the boring process dynamics

$$\begin{cases} \frac{d^2 \varepsilon}{dz^2} = \frac{M_0}{EJ_x^0}; \\ M_0 = k(z)M(z) = \frac{J_x^0}{J_x(z)} M(z), \end{cases} \quad (3)$$

где ε – координата изгиба оси инструмента, мм; z – координата длины инструмента, мм; M_0 – приведенный изгибающий момент, Н·мм²; J_x^0 – момент инерции расточной оправки в точке начала системы координат, мм⁴; $k(z)$ – коэффициент приведения; $M(z)$ – функция изгибающего момента; $J_x(z)$ – функция момента инерции.

Жесткость данной системы изменяется по следующей зависимости:

$$J_x(z) = \frac{\pi d(z)^4}{64} \rightarrow d(z) = d_0 - 2z \operatorname{tg} \alpha,$$

где $d(z)$ – функция изменения диаметра; d_0 – диаметр расточной оправки в точке начала системы координат, мм; α – угол конусной поверхности расточной оправки, рад.

Решение системы уравнений (3) состоит в приведении системы с переменной жесткостью к системе с постоянной жесткостью. Для этого составим дифференциальное уравнение, описывающее функцию изменения приведенного изгибающего момента:

$$dM_0 = P(k(z)(l - z - dz) - l),$$

где l – длина расточного резца, мм.

Принимая во внимание, что коэффициент приведения находится как отношение двух моментов инерции в разных сечениях, получим

$$k(z) = \frac{J_x^0}{J_x(z)} = \frac{d_0^4}{(d_0 - 2z \operatorname{tg} \alpha)^4};$$

$$dM_0 = P \left(\left(\frac{d_0}{d_0 - 2z \operatorname{tg} \alpha} \right)^4 (l - z - dz) - l \right).$$

Решение данного дифференциального уравнения аналитическим способом позволит построить функции приведенных изгибающих моментов для каждого исследуемого образца (рис. 9).

Далее для нахождения радиального смещения режущего инструмента в максимальной точке можно воспользоваться методом интеграла Мора или способом Верещагина [22].

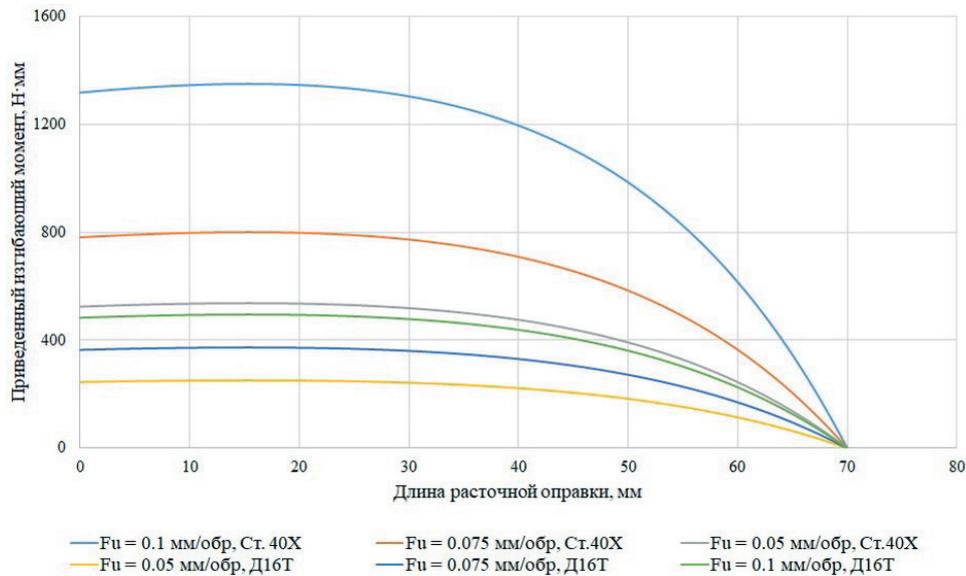


Рис. 9. Эпюры приведенных изгибающих моментов

Fig. 9. Diagrams of reduced bending moments

На рис. 10 представлены зависимости значения радиального смещения резца от подачи на оборот. Анализ этих данных позволяет сделать вывод о том, что измеренные значения максимального смещения инструмента отличаются от расчетных не более чем на 17 %. Таким образом, применяя описанное выше дифференциальное уравнение, можно аналитически вычислить радиальное смещение инструмента в максимальной точке и численно спрогнозировать величину погрешности получаемых отверстий при чистовом растачивании.

В настоящей работе рассмотрены основные факторы, которые влияют на точность формы отверстий, получаемых методом растачивания. Применение разработанных алгоритмов и моделей дает возможность технологу назначать технологические параметры обработки в зависимости от заданной служебным назначением точности.

Выводы

Установлены зависимости отклонения от круглости и цилиндричности от подачи на оборот. С увеличением последней увеличивается и значение отклонения от круглости и цилиндричности.

Установлено, что при чистовом растачивании, несмотря на небольшой припуск, жёсткость

расточного резца вносит существенный вклад в точность получаемых отверстий (примерно 20–30 % от величины допуска).

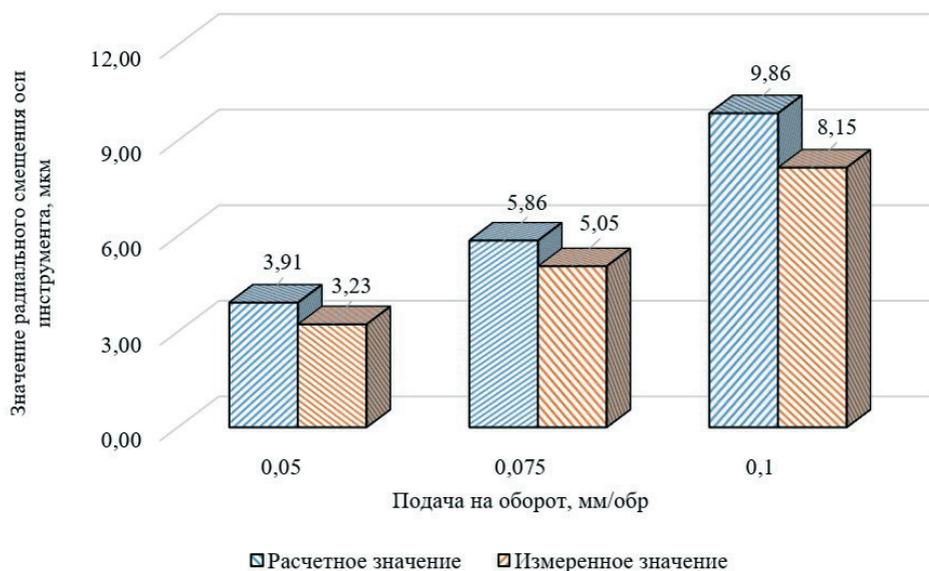
Разработан алгоритм для определения площади срезаемого слоя для операций чистового растачивания, учитывающий геометрические параметры режущего инструмента, технологические параметры обработки и позволяющий определить расчетное значение силы резания.

Разработана модель процесса радиального смещения расточного резца, которая учитывает данные о технологических параметрах процесса чистовой обработки отверстий и позволяет определить величину радиального смещения расточного резца, используемую при расчете погрешности.

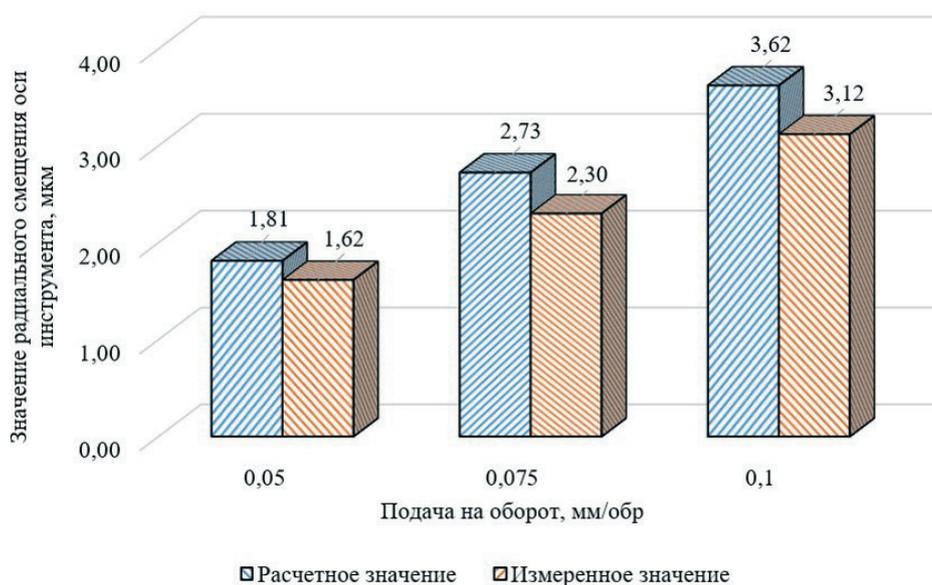
Разработана методика назначения переходов, учитывающая отклонение оси отверстий на черновых этапах и влияние величины припуска на основе разработанных математических моделей, которая включает в себя предварительную настройку расточного резца и внесение коррекции на радиус инструмента.

Список литературы

1. Real-time compensation of tool deflection using a sensor embedded boring bar with wireless signal feedback to the machine tool controller / D. Östling, P.K. Brede, T. Jensen, R. Bjønnum, O. Standal, P.I. Sæthertrø, L.O. Björling, T. Holmströmb // 9th CIRP



а



б

Рис. 10. Зависимость величины радиального смещения оси расточного резца от подачи на оборот:

а – материал Ст. 40Х; б – материал Д16Т

Fig. 10. Dependence of the radial displacement of the boring cutter axis on feed rate per revolution:

а – material: steel 0.4 C-Cr; б – material: aluminum alloy Al-Cu-Mg-Mn (quenched and naturally aged aluminum alloy, containing $\leq 94.7\%$ Al; $\leq 4.9\%$ Cu; $\leq 1.8\%$ Mg; $\leq 0.9\%$ Mn)

Conference on High Performance Cutting (HPC 2020). – 2021. – Vol. 101. – P. 102–105. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.09.191.

2. Черноиванова А.Г., Тарасенко Б.Ф., Оськин С.В. Ресурсосберегающее устройство для расточки корпусных отверстий // Чрезвычайные ситуации: промышленная и экологическая безопасность. – 2015. – № 2–3. – С. 81–88.

3. Маслов А.Р., Молодцов В.В. Моделирование колебаний инструментальной системы для растачивания отверстий // Вестник МГТУ «Станкин». – 2014. – № 4. – С. 196–199.

4. Повышение точности растачивания отверстий в сварных корпусах / А.Л. Бахно, А.С. Ямников, А.С. Васильев, А.О. Чуприков // СТИН. – 2019. – № 6. – С. 38–40.

5. Du W., Wang L., Shao Y. A semi-analytical dynamics method for spindle radial throw in boring process // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 96. – P. 110–124. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.04.047.
6. Stelmakov V.A., Gimadeev M.R., Iakuba D.D. Research on the process of forming cylindrical surfaces of holes during milling finish with end mills using a circular interpolation strategy // *Proceedings of the 6th International Conference on Industrial Engineering (ICIE 2020)*. Vol. 2. – Cham: Springer, 2021. – P. 917–925. – DOI: 10.1007/978-3-030-54817-9_106.
7. Model-based error motion prediction and fit clearance optimization for machine tool spindles / H. Cao, B. Li, Y. Li, T. Kang, X. Chen // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2019. – Vol. 133. – P. 106252. – DOI: 10.1016/j.ymsp.2019.106252.
8. A novel multi-probe method for separating spindle radial error from artifact roundness error / Y. Chen, X. Zhao, W. Gao, G. Hu, S. Zhang, D. Zhang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 93. – P. 623–634. – DOI: 10.1007/s00170-017-0533-5.
9. Gokulu T., Defant F., Albertelli P. Stability analysis of multi-insert rotating boring bar with stiffness variation // *Journal of Sound and Vibration*. – 2024. – Vol. 586. – P. 118497. – DOI: 10.1016/j.jsv.2024.118497.
10. On-line monitoring of boring tools for control of boring operations / T.I. Liu, A. Kumagai, Y.C. Wang, S.D. Song, Z. Fu, J. Lee // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2010. – Vol. 26. – P. 230–239. – DOI: 10.1016/j.rcim.2009.11.002.
11. Digital twin-based anomaly detection for real-time tool condition monitoring in machining / Z. Liu, Z.Q. Lang, Y. Gui, Y.P. Zhu, H. Laalej // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2024. – Vol. 75. – P. 163–173. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2024.06.004.
12. A novel design for double-bending elliptical vibration boring device and its performance evaluation / Y. Zheng, C. Hu, M. Wang, Z. Wu, J. Zhang, J. Xu // *Ultrasonics*. – 2025. – Vol. 149. – P. 107584. – DOI: 10.1016/j.ultras.2025.107584.
13. Nonlinear system optimization of cutting tools with dynamic vibration absorbers in deep hole boring: a stability analysis / L. Li, Y. Ren, Z. Shen, J. Lu, L. Tong // *Alexandria Engineering Journal*. – 2025. – Vol. 112. – P. 246–253. – DOI: 10.1016/j.aej.2024.10.113.
14. A novel approach to machining condition monitoring of deep hole boring / W. Xiao, Y. Zi, B. Chen, B. Li, Z. He // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2014. – Vol. 77. – P. 27–33. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2013.10.009.
15. Elerian F.A., Helal W.M.K., AbouEleaz M.A. Methods of roundness measurement: an experimental comparative study // *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*. – 2021. – Vol. 44 (9). – P. 173–183. – DOI: 10.13140/RG.2.2.18930.43206.
16. 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.
17. 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.
18. Sui W., Zhang D. Four methods for roundness evaluation // *Physics Procedia*. – 2012. – Vol. 24. – P. 2159–2164. – DOI: 10.1016/j.phpro.2012.02.317.
19. A new method for evaluating roundness error based on improved bat algorithm / Q. He, P. Zheng, X. Lv, J. Li, Y. Li // *Measurement*. – 2024. – Vol. 238. – DOI: 10.1016/j.measurement.2024.115314.
20. Shan L., Xiangqian J., Scott P.J. Morphological filters for functional assessment of roundness profiles // *Measurement Science and Technology*. – 2014. – Vol. 25 (6). – P. 065005. – DOI: 10.1088/0957-0233/25/6/065005.
21. Можин Н.А., Аврелькин В.А., Федулов Е.А. Основы теории резания материалов: учебное пособие. – Иваново: ИВГПУ, 2018. – 84 с.
22. Атапин В.Г. Сопротивление материалов: учебник и практикум для вузов. – М.: Юрайт, 2020. – 342 с. – ISBN 978-5-534-09059-8.

Конфликт интересов

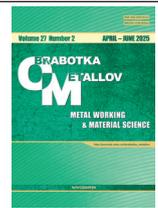
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 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



Ensuring hole shape accuracy in finish machining using boring

Vadim Stelmakov^{a, *}, Mikhail Gimadeev^b, Aleksandr Nikitenko^c

Pacific National University, 136 Tihookeanskaya St., Khabarovsk, 680035, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2763-1956>,  009062@togudv.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-6685-519X>,  009063@togudv.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-4729-5558>,  005392@togudv.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 02 February 2025

Revised: 25 February 2025

Accepted: 27 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Shape accuracy

Radial displacement

cut layer area

Boring

Finishing

Funding

This work has funded by the Ministry of science and higher education of Russian Federation (project № FEME–2024–0010).

ABSTRACT

Introduction. In modern manufacturing, hole processing is one of the more labor-intensive operations. The presence of a large number of body parts with high-precision holes, which are subject stringent accuracy requirements regarding parameters such as size, shape and axis location, contributes to the complexity of their machining. Achieving these accuracy specifications often requires a diverse range of tools and multipurpose machining. Currently, there are numerous methods for hole processing, and boring is a key one for achieving high levels of accuracy. However, despite the many advantages of this method in achieving diametrical size accuracy, the shape deviation of the resulting holes has not been sufficiently investigated. **The subject.** The paper analyzes the main technological parameters of the hole boring process, and establishes their relationship with hole shape indicators, such as deviation from roundness and cylindricity. The study includes the development of an approach to predict error magnitude, considering the kinematics and dynamics of the machining process. **The purpose of the work** is to predict the radial displacement of the tool axis and to develop methods for ensuring the accuracy of the hole shape in finishing operations using boring. The main tasks of the present study involve establishing dependencies between technological processing parameters and the values of deviations from roundness and cylindricity, as well as determining the magnitude of the radial displacement of the tool to enable error magnitude prediction. **Method and methodology.** Methods for measuring deviations from roundness and cylindricity are considered, and their advantages and disadvantages are presented. Special attention is given to determining the influence of key factors during machining using frequency analysis method, which allows for evaluation the quality and reliability of the measurements performed. The hardware used for the experimental studies, along with the selected materials and processing modes, is described. **Results and discussion.** This paper examines the main factors affecting the accuracy of the hole shape obtained by boring. The application of the developed algorithms and models enables engineers to select optimal processing parameters based on the specified functional accuracy requirements of the hole, thereby ensuring the required shape accuracy.

For citation: Stelmakov V.A., Gimadeev M.R., Nikitenko A.V. Ensuring hole shape accuracy in finish machining using boring. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 89–102. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-89-102. (In Russian).

References

1. Östling D., Brede P.K., Jensen T., Bjønnum R., Standal O., Sæthertrø P.I., Holmström O.B.T. Real-time compensation of tool deflection using a sensor embedded boring bar with wireless signal feedback to the machine tool controller. *9th CIRP Conference on High Performance Cutting (HPC 2020)*, 2021, vol. 101, pp. 102–105. DOI: 10.1016/j.procir.2020.09.191.
2. Chernoiivanova A.G., Tarasenko B.F., Os'kin S.V. Resursoberegayushchee ustroystvo dlya rastochki korpusnykh otverstii [Resource-saving device for boring hull holes]. *Chrezvychainye situatsii: promyshlennaya i ekologicheskaya bezopasnost' = Emergencies: industrial and environmental safety*, 2015, no. 2–3, pp. 81–88.
3. Maslov A.R., Molodtsov V.V. Modelirovanie kolebanii instrumental'noi sistemy dlya rastachivaniya otverstii [Vibration simulation tooling system for boring]. *Vestnik MGTU "Stankin" = Vestnik MSTU "Stankin"*, 2014, no. 4, pp. 196–199.

* Corresponding author

Stelmakov Vadim A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Pacific National University,
 136 Tihookeanskaya st.,
 680035, Khabarovsk, Russian Federation
 Tel.: +7 962 221-74-60, e-mail: 009062@togudv.ru

4. Bakhno A.L., Yamnikov A.S., Vasilyev A.S., Chuprikov A.O. Povyshenie tochnosti rastachivaniya otverstii v svarynykh korpusakh [More precise reaming of holes in welded components]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2019, no. 6, pp. 38–40. (In Russian).
5. Du W., Wang L., Shao Y. A semi-analytical dynamics method for spindle radial throw in boring process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 96, pp. 110–124. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.04.047.
6. Stelmakov V.A., Gimadeev M.R., Iakuba D.D. Research on the process of forming cylindrical surfaces of holes during milling finish with end mills using a circular interpolation strategy. *Proceedings of the 6th International Conference on Industrial Engineering (ICIE 2020)*. Vol. 2. Cham, Springer, 2021, pp. 917–925. DOI: 10.1007/978-3-030-54817-9_106.
7. Cao H., Li B., Li Y., Kang T., Chen X. Model-based error motion prediction and fit clearance optimization for machine tool spindles. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2019, vol. 133, p. 106252. DOI: 10.1016/j.ymsp.2019.106252.
8. Chen Y., Zhao X., Gao W., Hu G., Zhang S., Zhang D. A novel multi-probe method for separating spindle radial error from artifact roundness error. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 93, pp. 623–634. DOI: 10.1007/s00170-017-0533-5.
9. Gokulu T., Defant F., Albertelli P. Stability analysis of multi-insert rotating boring bar with stiffness variation. *Journal of Sound and Vibration*, 2024, vol. 586, p. 118497. DOI: 10.1016/j.jsv.2024.118497.
10. Liu T.I., Kumagai A., Wang Y.C., Song S.D., Fu Z., Lee J. On-line monitoring of boring tools for control of boring operations. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2010, vol. 26, pp. 230–239. DOI: 10.1016/j.rcim.2009.11.002.
11. Liu Z., Lang Z.Q., Gui Y., Zhu Y.P., Laalej H. Digital twin-based anomaly detection for real-time tool condition monitoring in machining. *Journal of Manufacturing Systems*, 2024, vol. 75, pp. 163–173. DOI: 10.1016/j.jmsy.2024.06.004.
12. Zheng Y., Hu C., Wang M., Wu Z., Zhang J., Xu J. A novel design for double-bending elliptical vibration boring device and its performance evaluation. *Ultrasonics*, 2025, vol. 149, p. 107584. DOI: 10.1016/j.ultras.2025.107584.
13. Li L., Ren Y., Shen Z., Lu J., Tong L. Nonlinear system optimization of cutting tools with dynamic vibration absorbers in deep hole boring: a stability analysis. *Alexandria Engineering Journal*, 2025, vol. 112, pp. 246–253. DOI: 10.1016/j.aej.2024.10.113.
14. Xiao W., Zi Y., Chen B., Li B., He Z. A novel approach to machining condition monitoring of deep hole boring. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2014, vol. 77, pp. 27–33. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2013.10.009.
15. Elerian F.A., Helal W.M.K., AbouEleaz M.A. Methods of roundness measurement: an experimental comparative study. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*, 2021, vol. 44 (9), pp. 173–183. DOI: 10.13140/RG.2.2.18930.43206.
16. Lee D.E., Hwang I., Valente C.M., 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.
17. 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.
18. Sui W., Zhang D. Four methods for roundness evaluation. *Physics Procedia*, 2012, vol. 24, pp. 2159–2164. DOI: 10.1016/j.phpro.2012.02.317.
19. He Q., Zheng P., Lv X., Li J., Li Y. A new method for evaluating roundness error based on improved bat algorithm. *Measurement*, 2024, vol. 238, p. 115314. DOI: 10.1016/j.measurement.2024.115314.
20. Shan L., Xiangqian J., Scott P.J. Morphological filters for functional assessment of roundness profiles. *Measurement Science and Technology*, 2014, vol. 25 (6), p. 065005. DOI: 10.1088/0957-0233/25/6/065005.
21. Mozhin N.A., Avrel'kin V.A., Fedulov E.A. *Osnovy teorii rezaniya materialov* [Fundamentals of the theory of cutting materials]. Ivanovo, IVGPU Publ., 2018. 84 p.
22. Atapin V.G. *Soprotivlenie materialov* [Resistance of materials]. Moscow, Yurait Publ., 2020. 342 p. ISBN 978-5-534-09059-8.

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



Экспериментальное исследование наноСОЖ на основе оксида графена при сверлении композиционного алюмоматричного материала, армированного частицами SiC, в условиях минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости

Нилеш Патил^{1, a}, Сачин Агарвал^{2, b}, Атул Кулкарни^{3, c, *}, Атул Сараф^{4, d},
 Милиндр Ране^{3, e}, Йогирадж Дама^{5, f}

¹ Технологический институт Маратвада, Аурангабад – 431010, штат Махараштра, Индия

² Институт инженерии и управления Деогири, Аурангабад – 431005, штат Махараштра, Индия

³ Технологический институт Вишвакарма, Пуна, Махараштра, 411037, Индия

⁴ Национальный технологический институт Сардара Валлабхаи, Иччанатх, Сурат – 395007, Гуджарат, Индия

⁵ Технологический университет доктора Бабасахеба Амбедкара, Лонере, Райгад, Махараштра, 402103, Индия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4884-4267>,  nileshgpatil@rediffmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-4582-1745>,  sachinagarwal@dietms.org;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-6452-6349>,  atul.kulkarni@vit.edu; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-4776-6874>,  atul.saraf001@gmail.com;

^e  <https://orcid.org/0000-0001-5829-5305>,  milind.rane@vit.edu; ^f  <https://orcid.org/0009-0008-5404-4347>,  yogirajdama@dbatu.ac.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787:621.895

История статьи:

Поступила: 12 января 2025

Рецензирование: 12 февраля 2025

Принята к печати: 17 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

НаноСОЖ

NMQL (минимальное количество

смазочно-охлаждающей жидкости)

Оксид графена

Круглость

Высота заусенцев

Эмпирическое моделирование

АННОТАЦИЯ

Введение. Минимальное количество смазочно-охлаждающей жидкости (MQL) эффективно используется в качестве подходящей стратегии охлаждения. Однако в сравнении с широко распространенным в промышленности обильным охлаждением MQL характеризуется меньшей теплоотводящей способностью. В то время как при обильном охлаждении отмечаются случаи термического удара, применение MQL обеспечивает более плавный отвод стружки и снижает риск возникновения термических напряжений. **Методы исследования.** В рамках данного исследования проведены экспериментальные работы по сверлению металломатричного композита (MMC) на основе алюминия, армированного карбидом кремния (Al-SiC MMC), с использованием AlCrN-сверл с PVD-покрытием (диаметр сверла 8 мм). Образцы MMC изготавливались с различной объемной долей SiC (10–30 %). Целью экспериментов являлось изучение влияния пищевого растительного масла с добавлением оксида графена в качестве СОЖ на процесс сверления AlSiC MMC. В качестве входных параметров процесса варьировали скорость резания (30...150 м/мин), подачу (0,05...0,25 мм/об), объемную долю SiC (10–30 %) и расход MQL (60...180 мл/ч). Выходными параметрами служили сила резания, крутящий момент, шероховатость поверхности, круглость отверстия и высота заусенцев при высокоскоростном сверлении MMC. Параметры масла унди (александрианского лавра) определяли в соответствии со стандартом ASTM 6751. Морфология поверхности и элементный анализ оксида графена исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (SEM) и энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDAX). **Цель работы.** Использование наноСОЖ в сочетании с MQL является одним из перспективных подходов к дальнейшему улучшению характеристик MQL, особенно при сверлении труднообрабатываемых материалов. Введение наноматериалов в MQL способствует снижению трения на границе контакта инструмента и стружки, что приводит к уменьшению температуры резания. Данные методы позволяют облегчить механическую обработку легких и труднообрабатываемых материалов, в частности металломатричных композитов (MMC) на основе алюминия, широко применяемых в автомобильной и аэрокосмической отраслях. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что использование наночастиц оксида графена, диспергированных в пищевом масле унди, представляет собой перспективную альтернативу традиционным СОЖ при сверлении MMC. Целью исследования являлась разработка полуэмпирических моделей для прогнозирования шероховатости поверхности и температуры при различных составах MMC. Повышение эффективности резания достигается путем точного определения температуры в зоне обработки. Однако практическое определение температуры резания в каждом конкретном случае сопряжено со значительными трудовыми и финансовыми затратами. Дополнительно установлено, что наночастицы оксида графена, смешанные с пищевым маслом унди, представляют собой эффективную альтернативу традиционным СОЖ при сверлении MMC. В настоящей работе разработана комплексная эмпирическая формула для прогнозирования теоретической температуры и шероховатости поверхности. Выявлено, что основная часть мощности, потребляемой при механической обработке, преобразуется в теплоту.

Для цитирования: Экспериментальное исследование наноСОЖ на основе оксида графена при сверлении композиционного алюмоматричного материала, армированного частицами SiC, в условиях минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости / Н. Патил, С. Агарвал, А.П. Кулкарни, А. Сараф, М. Ране, Й.Б. Дама // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 103–125. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-103-125.

*Адрес для переписки

Кулкарни Атул П., профессор

Технологический институт Вишвакарма,

Пуна, Махараштра, 411037, Индия

Тел.: 91-2026950419, e-mail: atul.kulkarni@vit.edu

Список условных обозначений *List of symbols*

f	Подача, мм/об / Feed rate (mm/rev)
V_c	Скорость резания, м/мин / Cutting speed (m/min)
Q	Расход, мл/час / Flow Rate (ml/hr)
V_f	Объемная доля SiC, % / SiC Volume Fraction (%)
F_x	Осевая сила, Н / Thrust force (N)
T	Крутящий момент, Н·м / Torque (Nm)
Ra	Шероховатость поверхности, мкм / Surface roughness (μm)
Bh	Высота заусенцев, мм / Bur height (mm)
Cr	Круглость, мм / Circularity (mm)
RSM	Методология поверхности отклика / Response surface methodology
CCD	Центральный композиционный план / Central composite design

Введение

Основная функция смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) заключается в обеспечении охлаждения и смазки в зоне резания. Применение СОЖ способствует снижению износа инструмента, повышению качества обработанной поверхности и эффективному удалению стружки из зоны обработки, обеспечивая устойчивое протекание процесса резания. В связи с увеличением количества экологических проблем и ужесточением нормативных требований, касающихся загрязнения окружающей среды, наблюдается устойчивый рост спроса на возобновляемые и экологически безопасные СОЖ [1–4]. Концепция «устойчивого производства» предполагает создание продукции с использованием экологически чистых технологий и систем, а также с сохранением энергетических и природных ресурсов. Такая производственная модель должна быть экономически оправданной, безопасной и благоприятной для здоровья персонала [4–5].

При обработке труднообрабатываемых материалов тепловыделение вызывает такие проблемы, как термические трещины и погрешности размеров. Рассеивание тепла в станках обычно достигается за счет применения СОЖ. Однако растущая обеспокоенность заставила правительства и связанные с ними организации вве-

сти строгие правила и руководства для контроля использования, переработки и утилизации СОЖ. Следовательно, промышленность стремится перейти от мокрого способа охлаждения к более экономичным и экологически безопасным альтернативам. К этим вариантам относятся MQL (обработка с минимальным количеством смазки), применение экологически чистых СОЖ, наноСОЖ, обработка без СОЖ и др. [6–10]. Технология обработки с MQL представляет собой перспективную альтернативу, при которой в зону резания через форсунку подается минимально необходимое количество СОЖ. При реализации обработки с MQL СОЖ подается в зону резания либо в виде отдельных капель, либо в виде масляного тумана, формируемого путем распыления СОЖ сжатым воздухом.

Технология обработки с MQL активно исследуется многими научными коллективами [11, 12]. В качестве экологически предпочтительных СОЖ при обработке с MQL часто используются растительные масла, обладающие высокой биоразлагаемостью, возобновляемостью и отличными смазывающими свойствами [13–15]. В ряде работ показано, что непищевые растительные масла по своим эксплуатационным характеристикам превосходят традиционные минеральные масла, которые применяются при механической обработке, благодаря формированию на обрабатываемой поверхности прочной межмолекулярной границы, обеспечивающей высокую смазывающую способность. В качестве перспективных альтернатив традиционным СОЖ рассматриваются такие непищевые масла, как масло нима, масло каранджи, масло ятрофы, касторовое масло и масло семян хлопчатника, обладающие требуемой функциональностью [16–19].

В работах [16–19] были использованы наночастицы Al_2O_3 со средним размером 20 нм, диспергированные в соевом масле (объемная концентрация 1,5 %). Результаты испытаний показали, что применение NMQL (nanoMQL) позволяет снизить мощность трения в зонах контакта инструмента со стружкой и инструмента с заготовкой, что обусловлено эффектом качения наночастиц и улучшением теплоотвода. Кроме того, применение наноСОЖ при обработке в условиях MQL эффективно способствует удалению стружки и заусенцев, что улучшает качество обработанной поверхности отверстий

и повышает стойкость инструмента благодаря снижению износа [20–22].

Содавадиа и Маквана (Sodavadia и Makwana) [23] исследовали возможность применения нанодисперсной борной кислоты в кокосовом масле при точении аустенитной нержавеющей стали марки AISI 304 твердосплавным инструментом. В качестве базового смазывающего вещества использовалось кокосовое масло, в котором были суспендированы наночастицы борной кислоты (средний размер частиц 50 нм). В работе были установлены закономерности изменения среднего износа задней поверхности инструмента, шероховатости обработанной поверхности и температуры режущего инструмента в зависимости от режимов резания (скорости резания и подачи) при использовании нанодисперсных суспензий борной кислоты в кокосовом масле. Анализ данных из литературы показывает, что применение наночастиц в процессах механической обработки, в частности при сверлении, оказывает положительное влияние на процесс резания благодаря интенсификации процессов смазки и охлаждения. Несмотря на значительное количество исследований, посвященных использованию различных наночастиц в сочетании с растительными и минеральными СОЖ, в литературе практически отсутствуют данные об использовании наночастиц оксида графена в непищевом растительном масле, таком как масло унди [23–25].

Оксид графена – это перспективный материал, получаемый из синтетического графитового порошка. Он характеризуется превосходными механическими и теплофизическими свойствами, что обуславливает его широкое применение в различных областях, таких как солнечная энергетика, сенсорные экраны и биосенсоры. Одной из наиболее примечательных характеристик оксида графена является его высокая теплопроводность, достигающая 5800 Вт/(м·К). Благодаря этому наночастицы оксида графена могут эффективно использоваться в качестве компонента смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) при обработке труднообрабатываемых материалов, таких как металломатричные композиты (Metal Matrix Composites, MMC) [26, 27].

Настоящее исследование посвящено изучению эффективности наноСОЖ на основе оксида графена, которые применяются при обработке

в условиях минимального количества смазки (MQL), используемых в автомобильной и авиакосмической промышленности. В рамках текущего исследования наночастицы оксида графена диспергировали в масле унди. Целью работы является оценка влияния наночастиц оксида графена на процесс сверления MMC при реализации различных условий охлаждения. Эффективность процесса оценивали по следующим параметрам: осевая сила, крутящий момент, шероховатость обработанной поверхности, круглость отверстия и высота заусенцев. Исследование посвящено установлению влияния добавления наноматериалов в СОЖ на процессы, протекающие в зоне контакта инструмента и стружки, и на снижение температуры резания. Особое внимание уделяется изучению закономерностей обработки легких и труднообрабатываемых материалов, в частности металломатричных композитов (MMC) на основе алюминия.

Экспериментальные исследования проводили на оборудовании, имеющемся в распоряжении кафедры машиностроения Технологического института Вишвакарма (VIIT), г. Пуна, штат Махараштра, Индия. В частности, использовались станок с ЧПУ, система MQL, режущий инструмент и установка для измерения шероховатости поверхности.

Методика исследования

Алюмоматричные композиты (АМК) представляют собой перспективные материалы для широкого спектра областей применения, что обусловлено их улучшенными физико-механическими характеристиками. Введение упрочняющих компонентов в металлическую матрицу позволяет повысить жесткость, удельную прочность и износостойкость по сравнению с традиционными материалами. MMC на основе алюминия находят применение в авиационной, аэрокосмической, автомобильной промышленности и других областях. Однако обработка этих материалов резанием сопряжена с трудностями из-за абразивных свойств упрочняющих частиц. В связи с этим в качестве материала для заготовки в данном исследовании были выбраны MMC на основе алюминия, упрочненные частицами карбида кремния (SiC). Свойства обрабатываемых материалов, использованных в эксперименте, представлены в табл. 1.

Свойства обрабатываемых материалов
Properties of the machined materials

Workpiece / Образец	Properties / Свойства				
	Коэффициент термического расширения, K^{-1} / Thermal coefficient of expansion (K^{-1})	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К) / Specific heat, (J/kg·K)	Теплопроводность (Вт/(м·К)) / Thermal conductivity, (W/ m·K)	Плотность, кг/м ³ / Den- sity, (kg/m ³)	Температура плавления, К / Melting point, (K)
Al/SiC _p /10 %	20,7	879	156	2,710	828
Al/SiC _p /20 %	17,46	837	150	2,765	828
Al/SiC _p /30 %	14,58	795	144	2,798	828

Микроструктура MMC Al-SiC, полученная методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) при увеличении 300×, приведена на рис. 1. На рис. 2, *а* и *б* показаны пластина из MMC Al-SiC и твердосплавное сверло с PVD-покрытием, используемое в исследовании. Тип твердосплавного сверла с PVD-покрытием – SD1105A-0680-043-08R1, угол при вершине составляет 140°, а диаметр – 8 мм. Сверло покрыто полированным слоем AlCrN. Покрытие AlCrN характеризуется высокой абразивной стойкостью, твердостью и адгезией, а также способствует эффективному отводу стружки [27].

Операция сверления выполнялась на вертикальном обрабатывающем центре (серия BMV 60+), обеспечивающем высокую точность и стабильную производительность при высокой подаче и скорости резания. На рис. 3, *а* представлен

беспроводной датчик силы Spike с держателем инструмента. Этот датчик, интегрированный в держатель, использовался для измерения силы резания, крутящего и изгибающего моментов непосредственно в зоне обработки. Данные передавались по беспроводной сети на приемник. Специализированное программное обеспечение осуществляло обработку данных и визуализацию результатов.

Как показано на рис. 3, *б*, система минимального количества смазки (MQL), примененная в эксперименте, включает в себя два входных канала и один выходной, объединяющиеся в камере смешивания. Один из входных каналов подключен к воздушному компрессору, а другой – к емкости с разработанной нано-смазочно-охлаждающей жидкостью. За счет давления сжатого воздуха масло из емкости подается в виде

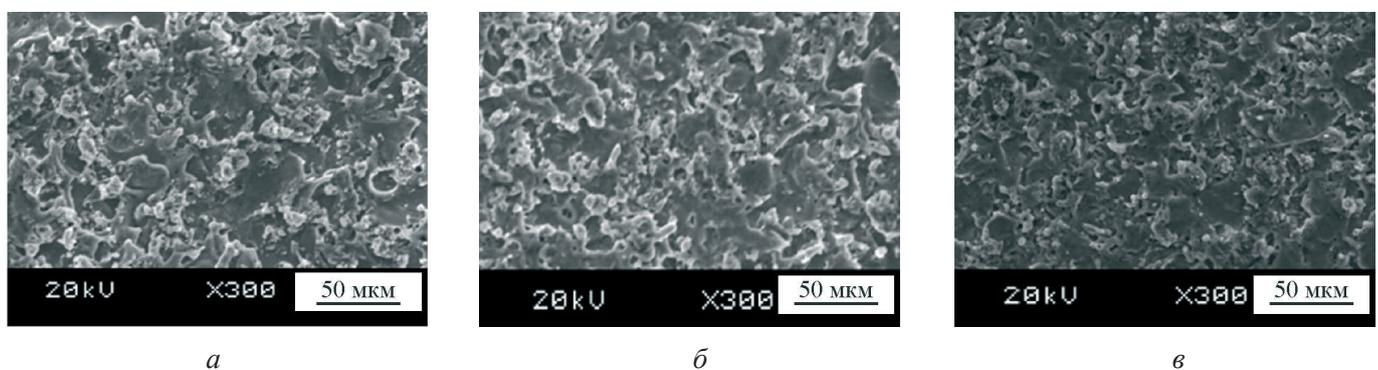


Рис. 1. SEM-микрофотографии Al/SiC MMC при объемной доле SiC:

а – 10 %; *б* – 20 %; *в* – 30 %

Fig. 1. SEM micrographs of Al/SiC MMC at SiC volume fractions of:

a – 10 %; *b* – 20 %; *c* – 30 %

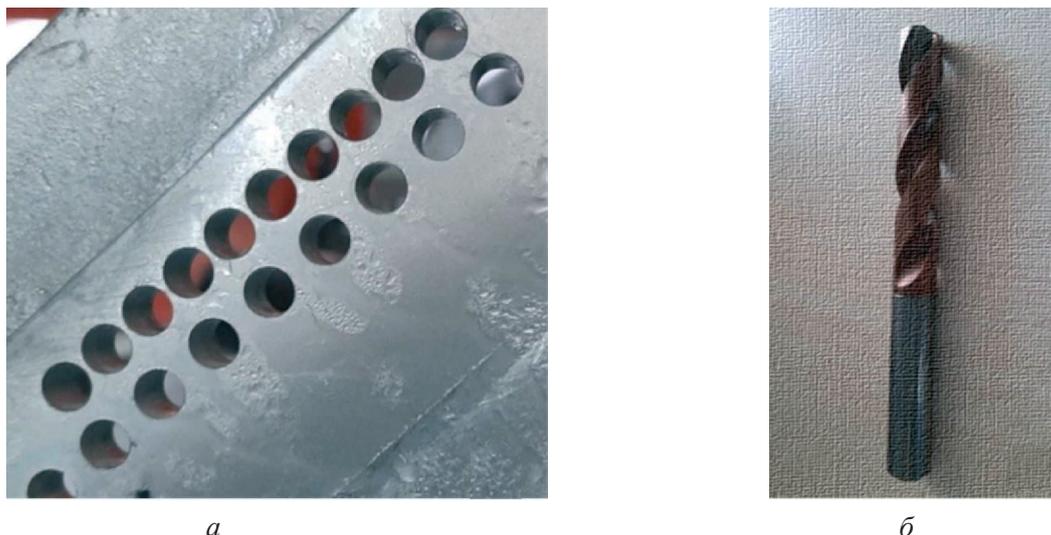


Рис. 2. Образец материала Al-SiC MMC (а) и сверло с покрытием AlCrN (PVD) (б)
 Fig. 2. Al-SiC MMC workpiece material (a) and AlCrN (PVD) coated drill (б)

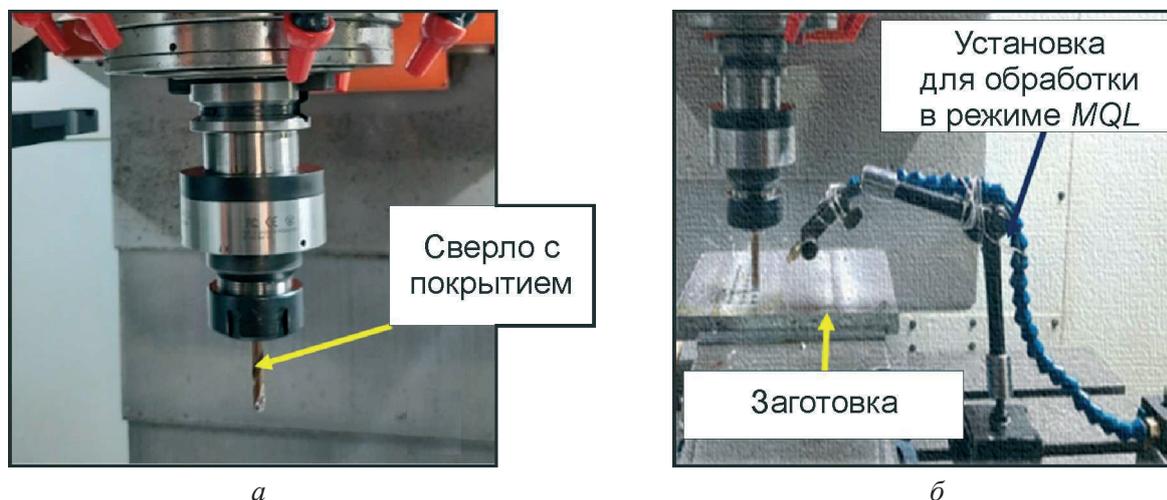


Рис. 3. Беспроводной держатель инструмента (а) и установка MQL (б)
 Fig. 3. Wireless tool holder (a) and MQL setup (б)

тумана через выходной канал. Эксперименты по сверлению проводили для различных комбинаций параметров процесса.

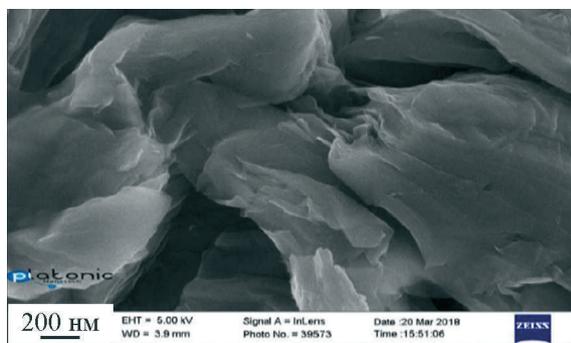
Выбор масла унди в качестве СОЖ для обработки металлов обусловлен его потенциальными преимуществами для окружающей среды и сельского хозяйства. Масло унди сохраняет свои свойства на протяжении длительного времени (до 50 лет) и не конкурирует с маслами продовольственных культур. Масло унди характеризуется более высоким выходом, вязкостью и температурой вспышки, чем другие растительные масла, такие как масла яatroфы, нима, гевеи, хлопчатника, понгамии перистой и др. Характеристики масла унди, определенные в соот-

ветствии со стандартом ASTM 6751, приведены в табл. 2.

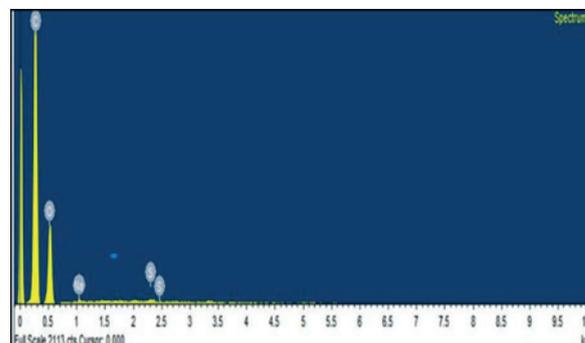
Для получения базовой жидкости (охлаждающей жидкости) масло унди смешивали с наночастицами оксида графена. Структура оксида графена была исследована методом полевой эмиссионной сканирующей электронной микроскопии (FESEM), результаты представлены на рис. 4, а. Анализ показал, что поперечный размер частиц оксида графена составляет приблизительно 10 нм. Элементный состав оксида графена был определен с помощью энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDAX). Графики EDAX (рис. 4, б) подтвердили наличие ионов углерода (C) и кислорода (O) в требуемом

Свойства масла унди (александрианского лавра)
Properties of Undi Oil

Описание испытания / Test Description	Плотность, г/см ³ / Density (g/c ³)	Температура вспышки, °C / Flash point (°C)	Температура воспламенения, °C / Fire point (°C)	Вязкость, сСт / Viscosity (Cst)	Теплопроводность Вт/(м·К) / Thermal conductivity (W/m K)	Диапазон pH / Ph range
ASTM 6751	D1148	D93	D93	D445	D2709	–
Масло унди (александрианского лавра) / Undi oil	0,91	152	162	38,16	164...168	6,7



а



б

Рис. 4. Изображение оксида графена, полученное методом FESEM (а), и результаты элементного анализа оксида графена (EDAX) (б)

Fig. 4. FESEM image of graphene oxide (a) and EDAX plots of graphene oxide (b)

стехиометрическом соотношении. Свойства оксида графена приведены в табл. 3.

Наночастицы оксида графена размером 10 нм были выбраны для приготовления наноСОЖ благодаря их потенциалу и улучшенным свойствам. Для приготовления образца наноСОЖ 4 грамма оксида графена (в форме наночастиц)

смешивали с 200 мл масла унди (в качестве базовой жидкости). Концентрация наночастиц оксида графена в масле унди составляла 2 м/об %. Полученная смесь непрерывно перемешивалась на магнитной мешалке в течение 24 часов, а затем подвергалась ультразвуковой обработке в течение двух часов (рис. 5).

Свойства оксида графена
Properties of graphene oxide

Параметр / Specifications	Чистота / Purity	Толщина / Thickness	Поперечный размер / Lateral Dimension	Количество слоев / Number of Layer	Удельная площадь поверхности / Surface Area
Значение / Values	> 99 %	1...5 нм	5...10 мкм	В среднем 4–8	210 м ² /г



Рис. 5. Ультразвуковая обработка, применяемая для получения наносмазочно-охлаждающей жидкости

Fig. 5. Ultrasonication process for preparation of nano cutting fluid

Для планирования экспериментов применяли методологию поверхности отклика (Response Surface Methodology, RSM). Целью являлась оптимизация показателей, характеризующих процесс резания (откликов), в зависимости от независимых переменных (параметров процесса). В качестве параметров процесса были выбраны скорость резания, подача, расход СОЖ и объемная доля SiC в материале. В качестве откликов рассматривались осевая сила резания, крутящий момент, шероховатость обработанной поверхности, высота заусенцев и отклонение формы отверстия от окружности (круглость). Значения параметров процесса выбирались на основании анализа данных из литературы и результатов предварительных экспериментов. Диапазоны значений параметров процесса, использованных в экспериментах, приведены в табл. 4.

Таблица 4

Table 4

Параметры и уровни обработки
Machining parameters and levels

Уровень / Levels	-2	-1	0	+1	+2
Скорость резания (V_c), м/мин / Cutting speed (V_c) (m/min)	30	60	90	120	150
Скорость подачи (f), мм/об / Feed rate (f) (mm/rev)	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25
Расход (Q), мл/ч / Flow rate (Q) (ml/hr)	60	90	120	150	180
Объемная доля SiC (V_p), % / SiC vol. fraction (V_p) (%)	10	10	20	30	30

Результаты и их обсуждение

На вертикальном обрабатывающем центре (VMC) была проведена серия экспериментов, в которых варьировали скорость резания, подачу, расход СОЖ и объемную долю упрочняющей фазы. Для планирования основных экспериментов использовался центральный композиционный план (CCD), являющийся частью методологии поверхности отклика (RSM). Результаты экспериментов представлены в табл. 5. Для оценки статистической значимости влияния факторов применялся дисперсионный анализ (ANOVA). Достоверность полученных результатов оценивалась на основе F -критерия и p -уровня значимости (p -value). Адекватность разработанной модели оценивалась с помощью коэффициента детерминации (R^2).

Целью экспериментального исследования являлось выявление наиболее значимых факторов, влияющих на исследуемые параметры процесса резания (отклики), а также разработка обобщенной эмпирической модели для прогнозирования осевой силы резания, крутящего момента, шероховатости обработанной поверхности, высоты заусенцев и отклонения от круглости обработанного отверстия. Методологию поверхности отклика (RSM) использовали для анализа взаимосвязи между параметрами процесса и откликами. Поверхности отклика, построенные на основе RSM, позволяют оценить влияние каждого параметра процесса на определенный отклик при фиксированных значениях остальных параметров. Визуализация взаимосвязи между параметрами процесса и откликами осуществлялась

**Экспериментальные результаты, полученные при условиях минимальной подачи
смазочно-охлаждающей жидкости (MQL)**

Experimental results during NMQL condition

№ п/п / Seq. No.	Параметры процесса / Process Parameters				Отклики / Responses				
	V_c	f	Q	V_f	F_x	T	Ra	Cr	Bh
	м/мин m/min	мм/об mm/rev	мл/ч ml/h	%	N	Н·м N·m	мкм μm	мм mm	мм mm
1	60	0,1	90	10	282,58	0,783	0,806	0,0287	0,0021
2	120	0,1	90	10	324,21	0,882	0,710	0,0178	0,0436
3	60	0,2	90	10	579,48	1,318	1,784	0,0496	0,0022
4	120	0,2	90	10	577,29	1,282	0,687	0,0300	0,0000
5	60	0,1	150	10	882,81	2,579	2,944	0,0427	0,2926
6	120	0,1	150	10	824,56	2,832	1,326	0,1490	0,3922
7	60	0,2	150	10	1166,5	3,076	2,120	0,0971	0,3675
8	120	0,2	150	10	1059,25	3,114	1,651	0,1385	0,2852
9	60	0,1	90	30	656,62	1,781	2,571	0,1949	0,0800
10	120	0,1	90	30	786,55	1,893	0,075	0,2048	0,1350
11	60	0,2	90	30	1276,03	3,054	0,081	0,1991	0,1827
12	120	0,2	90	30	1206,18	2,688	0,084	0,2059	0,1495
13	60	0,1	150	30	1179,84	3,413	0,089	0,1731	0,2583
14	120	0,1	150	30	1228,36	3,196	0,101	0,1880	0,2706
15	60	0,2	150	30	1534,67	4,604	0,084	0,1873	0,3451
16	120	0,2	150	30	1440,98	3,602	0,224	0,2123	0,3165
17	30	0,15	120	20	953,49	4,131	0,671	0,2559	0,4131
18	150	0,15	120	20	1383,82	4,137	0,921	0,1624	0,332
19	90	0,05	120	20	917,38	3,594	0,208	0,0629	0,5020
20	90	0,25	120	20	1353,33	4,558	0,559	0,1678	0,3343
21	90	0,15	60	20	1186,69	4,363	1,907	0,1621	0,4622
22	90	0,15	180	20	1215,34	4,264	1,505	0,1688	0,4703
23	90	0,15	120	10	1025,96	2,91	2,571	0,1064	0,3380
24	90	0,15	120	30	1389,17	4,215	0,369	0,2225	0,4062
25	90	0,15	120	20	1197,34	4,385	2,122	0,2242	0,4340
26	90	0,15	120	20	1229,32	4,299	1,401	0,1498	0,4634
27	90	0,15	120	20	1253,25	4,406	1,535	0,1522	0,4382
28	90	0,15	120	20	1290,29	4,704	1,578	0,1380	0,5263
29	90	0,15	120	20	1284,21	4,862	1,211	0,0891	0,3630
30	90	0,15	120	20	1275,76	4,881	2,091	0,0817	0,3763
31	90	0,15	120	20	1284,96	4,689	0,921	0,0727	0,4222

с использованием трехмерных графиков поверхностей отклика.

На основании полученных результатов для исследуемых характеристик процесса резания (откликов) разработаны модели поверхности отклика, представленные ниже в виде уравнений:

$$F_x = -3386,81 + 13,4633V_c + 11\,380,1F + 21,2839Q + 114,253V_f - 18,1171V_cF - 0,021541V_cQ + 0,0293687V_cV_f - 20,9663FV_f - 0,148144QV_f - 0,0428178V_c^2 - 18\,744,4F^2 - 0,0338289Q^2 - 2,17802V_f^2; \quad (1)$$

$$T = -14,04 + 0,057358V_c + 33,1715F + 0,0687884Q + 0,758479V_f - 0,0672083V_cF - 5,11806e - 05V_cQ - 0,000380625V_cV_f - 0,026125FQ + 0,243875FV_f - 0,000403542QV_f - 0,000194778V_c^2 - 75,9202F^2 - 0,000144917Q^2 - 0,0164664V_f^2; \quad (2)$$

$$Ra = -1,19377 - 0,00410337V_c + 25,6013F + 0,000873283Q + 0,189131V_f + 0,115625V_cF + 0,000121597V_cQ + 0,000195625V_cV_f + 0,0477083FQ - 0,352375FV_f - 0,00132646QV_f - 0,000215872V_c^2 - 118,964F^2 + 3,69053Q^2 - 0,00138445V_f^2; \quad (3)$$

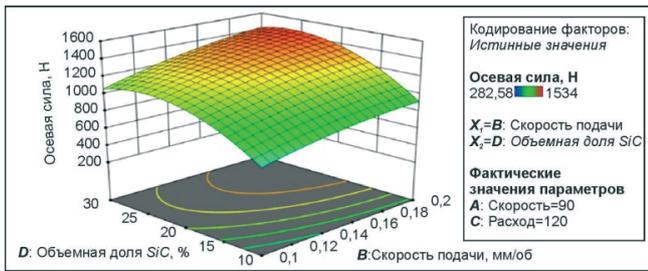
$$Cr = -0,0466403 - 0,00409958V_c + 1,35925F - 0,000901806Q + 0,0216226V_f - 0,002775V_cF + 1,39861e - 05V_cQ - 1,2625e - 05QV_f + 0,0018333305V_c^2 - 3,23667F^2 + 4,92593e - 06Q^2 - 0,000124167V_f^2; \quad (4)$$

$$Bh = -1,59316 + 0,00839594V_c + 2,24223F + 0,00683264Q + 0,0923996V_f - 0,0147708V_cF - 4,1875V_cQ - 0,000134604QV_f - 3,11267V_c^2 - 6,64562F^2 - 5,09895Q^2 - 0,00197624V_f^2. \quad (5)$$

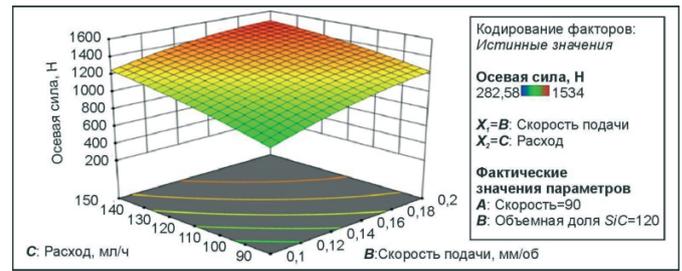
Адекватность разработанных моделей была оценена с использованием коэффициента детерминации (R^2). Полученные значения R^2 для осевой силы, крутящего момента, шероховатости поверхности, высоты заусенцев и круглости составили 0,9610, 0,9423, 0,9733, 0,9570 и 0,9640 соответственно. Высокие значения R^2 указывают на хорошее соответствие между экспериментально измеренными и предсказанными значениями, подтверждая адекватность разработанных моделей для описания исследуемых процессов.

Осевая сила, возникающая в процессе сверления, является реакцией материала заготовки на внедрение сверла. В рамках экспериментального исследования сверления композиционного материала Al-SiC на алюминиевой матрице (MMC Al-SiC) были получены и задокументированы данные об осевой силе в зависимости от параметров резания в соответствии с разработанным планом эксперимента (Design of Experiments, DOE). Сверление представляет собой сложный процесс, характеризующийся одновременным воздействием осевой силы (направленной вдоль оси инструмента) и крутящего момента (действующего вокруг оси инструмента). В научной литературе отмечается, что осевая сила оказывает существенное влияние на качество обработанной поверхности заготовки, это обусловлено различиями в характеристиках изгиба матрицы и упрочняющих волокон. Осевая сила может быть использована в качестве индикатора, отражающего взаимодействие инструмента и заготовки. Изменения осевой силы могут свидетельствовать об изменении состояния режущей кромки вследствие деформации, износа инструмента, а также о взаимодействии инструмента с зоной термического влияния в зоне обработки [24].

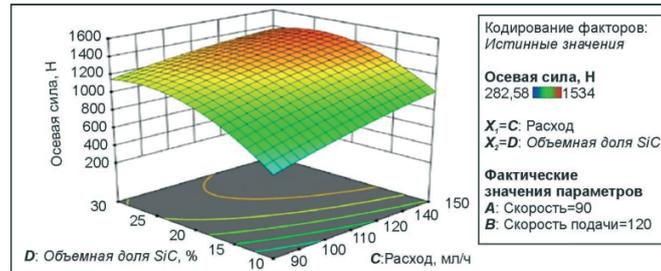
Анализ зависимости осевой силы F_x от исследуемых параметров (рис. 6) выявил следующие закономерности. Минимальные значения осевой силы F_x наблюдаются при объемной доле V_f SiC, равной 10 %, в то время как увеличение объемной доли V_f SiC приводит к возрастанию осевой силы F_x (рис. 6, а). Аналогично увеличение подачи f сопровождается ростом осевой силы F_x (рис. 6, а). Анализ влияния расхода смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ Q) показал, что максимальная осевая сила F_x наблюдается при расходе СОЖ $Q = 150$ мл/ч и подаче



а



б



в

Рис. 6. Влияние скорости резания, подачи, объемной доли SiC и расхода смазочно-охлаждающей жидкости на осевую силу при использовании минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (NMQL)

Fig. 6. Effect of cutting speed, feed, sic volume fraction and flow rate on thrust force under NMQL conditions

$f = 0,2$ мм/об, а минимальная – при 90 мл/ч и 0,1 мм/об (рис. 6, б). Кроме того, установлено, что максимальная осевая сила F_x достигается при расходе СОЖ $Q = 150$ мл/ч и объемной доле V_f SiC, равной 30 % (рис. 6, в). В целом увеличение расхода СОЖ Q и объемной доли V_f SiC приводит к возрастанию осевой силы F_x . При этом наиболее интенсивный рост осевой силы F_x наблюдается при увеличении объемной доли V_f SiC от 10 до 20 %, в то время как дальнейшее увеличение объемной доли V_f SiC (от 20 до 30 %) оказывает менее выраженное влияние на осевую силу F_x .

На рис. 6, а и б четко прослеживается взаимосвязь между подачей и осевой силой: увеличение подачи f с 0,1 до 0,2 мм/об приводит к значительному возрастанию осевой силы F_x . Эти результаты согласуются с данными, представленными в работе Гаитонде с соавторами (Gaitonde et al.) [11]. Аналогично рис. 6, а и в демонстрируют рост осевой силы F_x при увеличении объемной доли V_f SiC от 10 до 30 %, при этом, как и отмечалось ранее, увеличение объемной доли V_f SiC от 20 до 30% не приводит к столь значительному росту осевой силы F_x . Это наблюдение также находит подтверждение в работе Гаитонде с соавторами (Gaitonde et al.) [12]. Сравнительный анализ рис. 6, б и в показывает,

что минимальные значения осевой силы соответствуют низкому расходу СОЖ Q (90 мл/ч), а максимальные – высокому расходу СОЖ Q (150 мл/ч).

Подобно осевой силе, крутящий момент T оказывает существенное влияние на качество формируемого отверстия. В процессе сверления острые режущие кромки инструмента подвергаются износу, что приводит к увеличению трения и преобладанию истирания над резанием [18].

Влияние параметров процесса на крутящий момент T представлено на рис. 7. Результаты анализа показывают, что увеличение объемной доли V_f SiC с 10 до 30 % приводит к возрастанию крутящего момента T (рис. 7, а). Однако после достижения 20 % объемной доли V_f SiC наблюдается небольшое снижение крутящего момента T . Минимальное значение крутящего момента T наблюдается при комбинации низкой подачи f и расхода СОЖ Q (90 мл/ч и 0,1 мм/об), а максимальное – при 150 мл/ч и 0,2 мм/об (рис. 7, а). На рис. 7, б также продемонстрировано возрастание крутящего момента при увеличении подачи с 0,1 до 0,2 мм/об.

Шероховатость поверхности представляет собой важный параметр, характеризующий мелкомасштабные микронеровности текстуры поверхности. Согласно общепринятой класси-

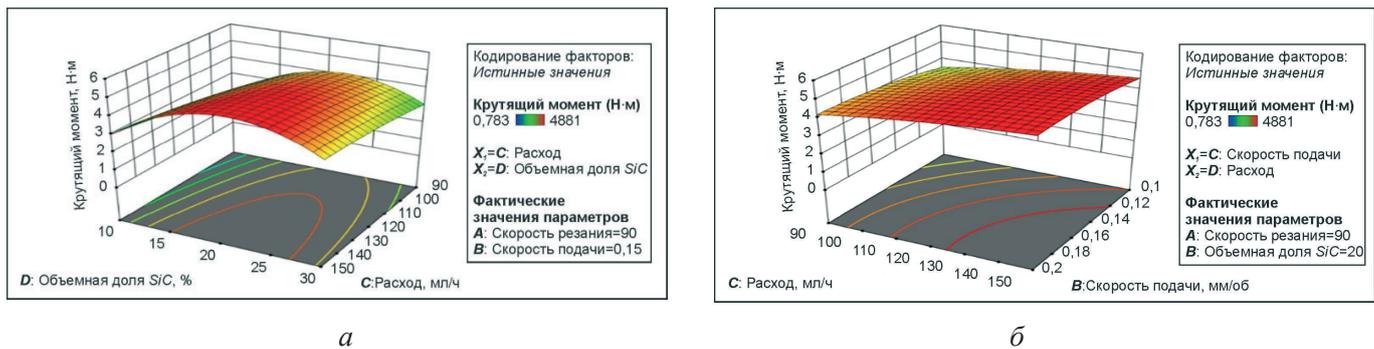


Рис. 7. Влияние скорости резания, подачи, объемной доли SiC и расхода смазочно-охлаждающей жидкости на крутящий момент при использовании минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (NMQJ)

Fig. 7. Effect of cutting speed, feed, SiC volume fraction and flow rate on torque under NMQJ conditions

фикации, текстура поверхности состоит из трех основных компонентов: шероховатости, волнистости и формы [24]. Оценка шероховатости поверхности позволяет количественно определить качество обработки и оценить неровности, возникающие на поверхности заготовки в результате производственного процесса. Наиболее распространенным параметром для характеристики шероховатости является средняя шероховатость (R_a), широко используемая в различных отраслях промышленности.

Шероховатость поверхности – один из критических аспектов качества отверстия. Повышенная шероховатость внутренней поверхности отверстий может приводить к интенсификации процессов износа и усталости материала, что оказывает непосредственное влияние на эффективность производственного процесса и, как следствие, на итоговую стоимость производства [21]. Таким образом, шероховатость поверхности играет ключевую роль в производственном секторе и является важным показателем, используемым для оценки точности обработки [22]. Оптимизация шероховатости поверхности – важная задача для обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик изделия.

На рис. 8 представлены результаты исследования влияния параметров процесса сверления на шероховатость поверхности (R_a). Анализ рис. 8, а показывает, что максимальная шероховатость поверхности наблюдается при объемной доле V_f SiC = 10 % с последующим резким снижением R_a при увеличении объемной доли V_f SiC до 30 %. Кроме того, наблюдается рост R_a при увеличении подачи f с 0,1 до 0,2 мм/об. Рис. 8, б демонстрирует возрастание R_a при увеличении

расхода СОЖ Q с 90 до 150 мл/ч. Наибольшее значение R_a зарегистрировано при комбинации низкой объемной доли V_f SiC и высокого расхода СОЖ Q (10 % и 150 мл/ч, соответственно), в то время как минимальное значение R_a соответствует высокой объемной доле V_f SiC и высокому расходу СОЖ Q . На рис. 8, в показано, что максимальное значение R_a наблюдается при объемной доле V_f SiC = 10 % и R_a резко уменьшается при увеличении объемной доли V_f SiC до 30 %. Кроме того, установлено, что максимальное значение R_a достигается при скорости резания $V_c = 60$ м/мин, а минимальное – при $V_c = 120$ м/мин.

Сопоставление данных, представленных на рис. 8, а, показывает, что увеличение подачи f с 0,1 до 0,2 мм/об приводит к незначительному росту R_a . Более низкие значения подачи f способствуют снижению осевой силы F_x во время сверления, что, как отмечается в работе [2], является одним из факторов, обеспечивающих более высокое качество поверхности при сверлении. Из рис. 8, б очевидно, что R_a достигает максимального значения при V_f SiC = 10 % и минимального при V_f SiC = 30 %. Полученные результаты согласуются с данными, представленными Гаитонде с соавторами (Gaitonde et al.) [12], которые показали, что увеличение V_f приводит к снижению R_a , что может быть связано с повышением хрупкости материала и последующим разрушением образовавшегося ранее нароста на режущей кромке (Built-Up Edge, BUE) при обработке композиционных материалов. Кроме того, рис. 8, б показывает, что увеличение расхода СОЖ Q с 90 до 150 мл/ч приводит к увеличению R_a . Данное наблюдение может

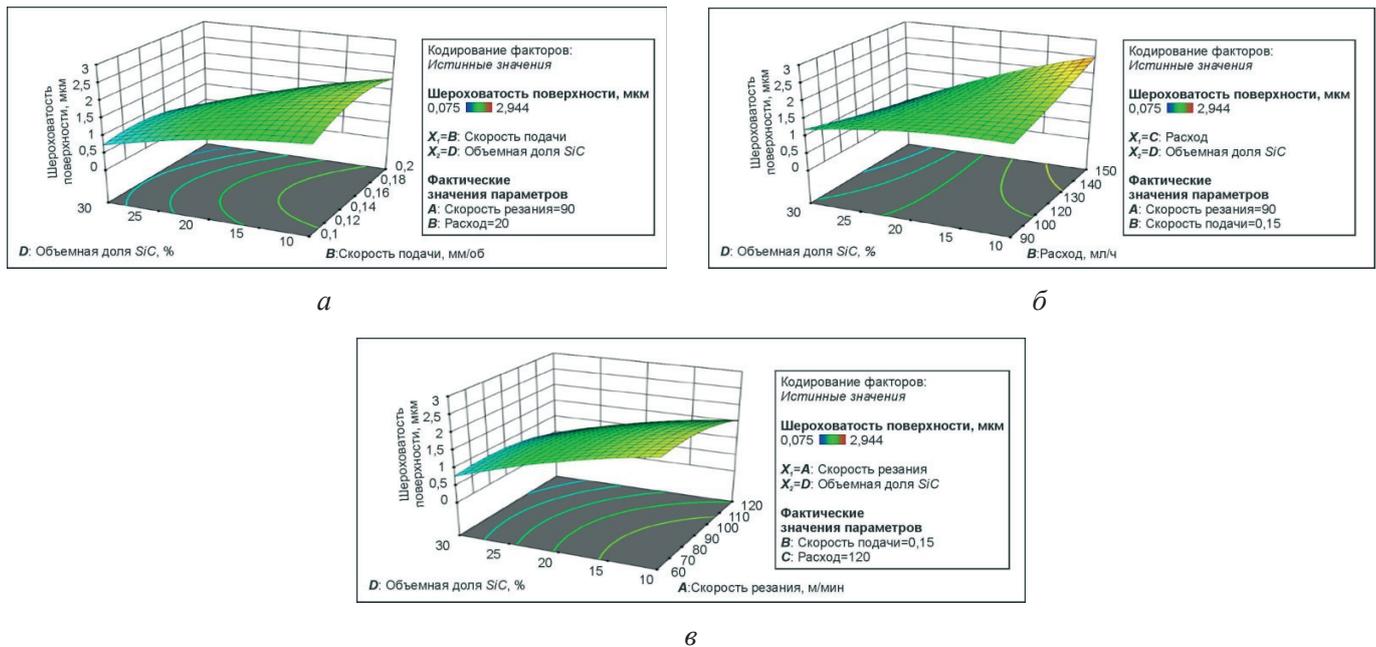


Рис. 8. Влияние скорости резания, подачи, объемной доли SiC и расхода смазочно-охлаждающей жидкости на шероховатость поверхности при использовании минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (NMQL)

Fig. 8. Effect of cutting speed, feed rate, SiC volume fraction and flow rate on surface roughness under NMQL conditions

быть связано с тем, что при низком расходе СОЖ Q обработка в режиме MQL (Minimum Quantity Lubrication) обеспечивает более высокое качество поверхности при сверлении. Вероятно, в условиях низкого расхода СОЖ Q происходит снижение активности образования нароста на режущей кромке инструмента из-за воздействия тумана на границе раздела «инструмент – заготовка». Наконец, рис. 8, в демонстрирует, что при увеличении скорости резания V_c с 60 до 120 м/мин наблюдается снижение Ra . Такая тенденция может быть объяснена тем, что увеличение V_c приводит к повышению температуры резания, что способствует разупрочнению материала и, как следствие, снижению Ra .

Круглость является важным показателем качества отверстия, определяющим степень отклонения формы отверстия от идеальной окружности. Круглость характеризует общую форму круга и гарантирует отсутствие чрезмерной овальности или угловатости [2].

На рис. 9, а показано, что минимальное значение круглости (Cr) получено при подаче $f = 0,1$ мм/об и объемной доле V_f SiC = 10 %, а максимальное значение – при объемной доле V_f SiC = 30 % и подаче $f = 0,2$ мм/об. Анализ рис. 9, б позволяет сделать вывод о том, что ми-

нимальное значение Cr соответствует объемной доле V_f SiC = 10 %, а максимальное – V_f SiC = 30 %. Кроме того, наблюдается возрастание Cr при увеличении расхода СОЖ Q : минимальное значение Cr зафиксировано при расходе СОЖ $Q = 90$ мл/ч, а максимальное – при расходе СОЖ $Q = 150$ мл/ч. Рис. 9, а показывает, что минимальное значение Cr достигается при подаче $f = 0,1$ мм/об, а максимальное – при подаче $f = 0,2$ мм/об. Возрастание Cr с увеличением подачи f может быть связано с ростом сил резания. Более быстрое внедрение сверлильного инструмента в заготовку при высокой подаче f увеличивает деформации отверстия и вибрации в режущем инструменте, что приводит к увеличению погрешностей круглости. Сопоставление данных, представленных на рис. 9, а и б, показывает, что Cr быстро растет при увеличении V_f SiC с 10 до 30 %. Минимальное значение Cr наблюдается при V_f SiC = 10 %, а максимальное – при V_f SiC = 30 %.

Заусенец – это пластически деформированный материал, образующийся на кромке компонента в процессе сверления. Заусенцы образуются и распространяются в окружном направлении при подаче сверла в заготовку. Размер выходного заусенца является показателем производительности процесса сверления, который определяет

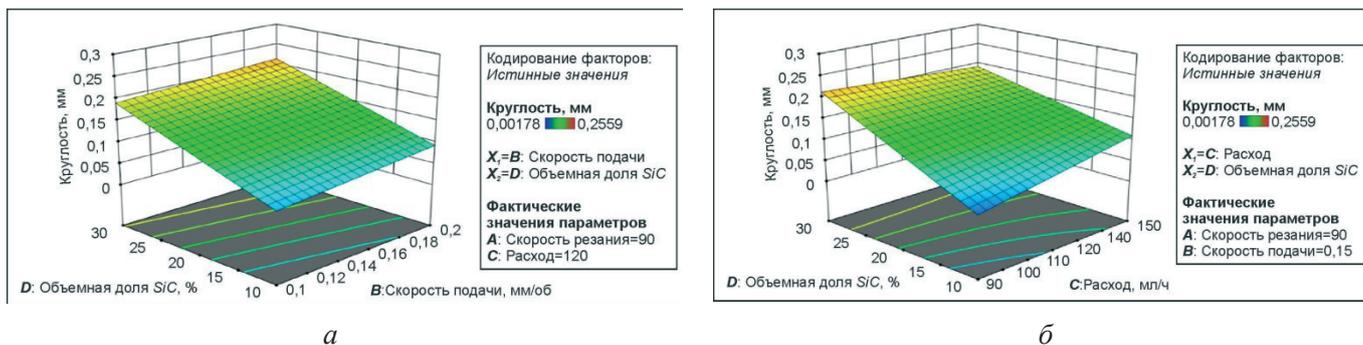


Рис. 9. Влияние скорости резания, подачи, объемной доли SiC и расхода смазочно-охлаждающей жидкости на круглость отверстия при использовании минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (NMQL)

Fig. 9. Effect of cutting speed, feed rate, SiC volume fraction and flow rate on circularity under NMQL condition

качество готовой продукции. Поэтому важно свести к минимуму образование заусенцев на стадии производства, выбрав правильные параметры процесса сверления.

На рис. 10, а показано, что при увеличении объемной доли V_f SiC с 10 до 20 % высота заусенца Bh также возрастает, однако после 20 % наблюдается уменьшение высоты заусенца Bh ; с увеличением расхода СОЖ Q значение Bh также растет. Максимальное значение высоты заусенца Bh получено при объемной доле V_f SiC 20 % и расходе СОЖ Q 150 мл/ч, а минимальное – при объемной доле V_f SiC = 10 % и расходе СОЖ Q = 90 мл/ч. Из рис. 10, б видно, что скорость резания V_c и подача f не оказывают существенного влияния на высоту заусенца, однако максимальная высота заусенца Bh наблюдается при низких значениях подачи f и скорости резания V_c , т. е. при 60 м/мин и 0,1 мм/об. На рис. 10, а показано, что с увеличением расхода СОЖ Q с 90 до 150 мл/ч высота заусенца Bh увеличивается из-

за избыточного количества жидкости и наночастиц в системе «инструмент – заготовка».

Анализ рис. 10, а показывает, что с увеличением объемной доли V_f SiC с 10 до 20 % наблюдается рост высоты заусенцев Bh . Однако при дальнейшем увеличении объемной доли V_f SiC (свыше 20 %) происходит уменьшение высоты заусенцев Bh . Кроме того, увеличение расхода СОЖ Q также приводит к увеличению Bh . Максимальное значение высоты заусенцев Bh достигается при объемной доле V_f SiC = 20 % и расходе СОЖ Q = 150 мл/ч, в то время как минимальное значение высоты заусенцев Bh наблюдается при объемной доле V_f SiC = 10 % и расходе СОЖ Q = 90 мл/ч. Анализ рис. 10, б демонстрирует отсутствие значительного влияния скорости резания V_x и подачи f на высоту заусенцев Bh . Тем не менее максимальная высота заусенцев Bh зарегистрирована при низких значениях подачи f и скорости резания V_x – 60 м/мин и 0,1 мм/об соответственно.

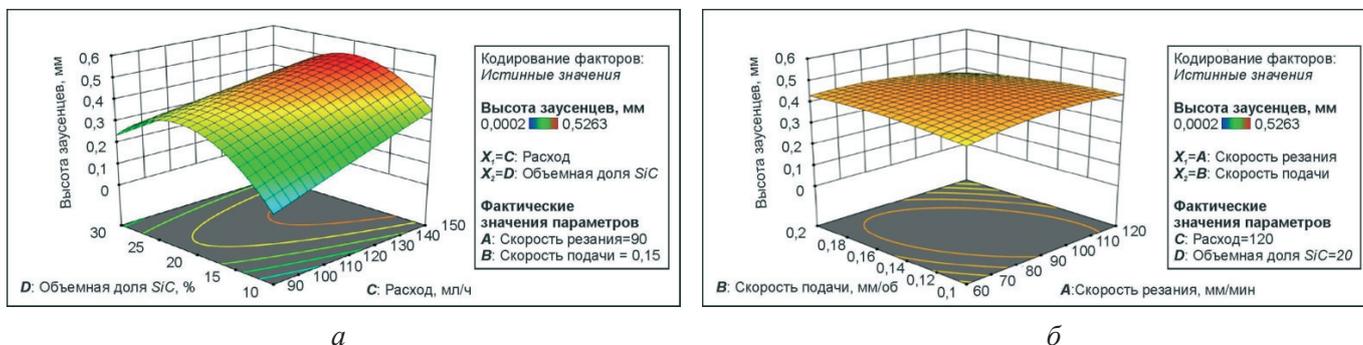


Рис. 10. Влияние скорости резания, подачи, объемной доли SiC и расхода смазочно-охлаждающей жидкости на высоту заусенцев при использовании минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (NMQL)

Fig. 10. Effect of cutting speed, feed rate, SiC volume fraction and flow rate on burr height under NMQL condition

Согласно рис. 10, *a*, увеличение расхода СОЖ Q с 90 до 150 мл/ч приводит к росту высоты заусенцев Bh , что обусловлено избыточным количеством жидкости и наночастиц в зоне контакта «инструмент – заготовка» и «инструмент – стружка». Как указано в [21], эффективность воздействия на заготовку ограничивается увеличением силы резания, что вызывает большее разрыхление материала в процессе сверления и, как следствие, увеличение высоты заусенцев Bh . На основании данных, представленных на рис. 10, *a*, можно также заключить, что высота заусенцев Bh возрастает при увеличении объемной доли V_f SiC от 10 до 20 %. При дальнейшем увеличении объемной доли V_f SiC (от 20 до 30 %) наблюдается снижение высоты заусенцев Bh . Рис. 10, *б* показывает, что скорость резания V_c не оказывает существенного влияния на высоту заусенцев Bh , однако небольшое увеличение высоты заусенцев Bh отмечается при скорости резания $V_c = 60$ м/мин.

С целью исследования влияния наночастиц оксида графена, смешанных с маслом унди, было проведено сравнение обработки в условиях MQL и NMQL при различных скоростях резания V_c и различных объемных долях V_f SiC. Результаты, представленные на рис. 11, свидетельствуют о том, что при объемной доле V_f SiC 10 % обработка в режиме MQL обеспечивает лучшие результаты по сравнению с обработкой в режиме NMQL. В то же время при объемных долях V_f SiC 20 и 30 % режим NMQL демонстрирует сравнимые или превосходящие результаты, что объясняется исключительной теплопрово-

дностью и высокой смазывающей способностью наночастиц оксида графена. Введение наночастиц оксида графена в масло унди в качестве добавки приводит к значительному увеличению теплопроводности и смазывающей способности, что соответствует снижению сил резания. Кроме того, применение NMQL позволяет существенно снизить осевую силу F_x по сравнению с MQL, что связано с уменьшением силы трения на контактной поверхности за счет эффекта качения наночастиц и с улучшенной эффективностью охлаждения [16]. В целом минимальная осевая сила F_x наблюдается при наименьшей исследованной объемной доле V_f SiC (10 %), в то время как максимальная осевая сила F_x зарегистрирована при наибольшей объемной доле V_f SiC (30 %).

Результаты, представленные на рис. 12, показывают, что при объемной доле V_f SiC = 10 % обработка в режимах MQL и NMQL демонстрирует сопоставимые значения крутящего момента T . С увеличением объемной доли V_f SiC до 20 % наблюдается снижение крутящего момента T при обработке в режиме MQL. Наилучшие результаты в отношении крутящего момента T при объемной доле V_f SiC = 30 % были достигнуты при обработке в режиме NMQL. Предполагается, что снижение крутящего момента T в данном случае обусловлено улучшением смазывающих свойств, связанных с механизмом скольжения частиц оксида графена в смазочно-охлаждающей жидкости [17]. Кроме того, экспериментальные данные указывают на то, что максимальные значения крутящего момента T наблюдаются при промежуточных значениях скорости резания

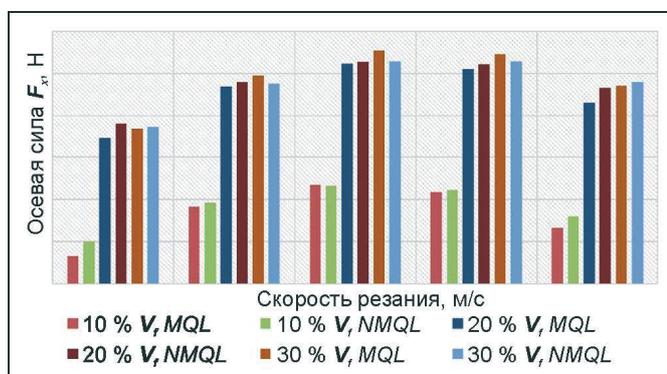


Рис. 11. Сравнение изменения осевой силы (F_x) в зависимости от скорости резания (V_c) и объемной доли SiC при сверлении

Fig. 11. Comparison of variation of thrust force (F_x) with cutting speed (V_c) and SiC volume fraction in drilling

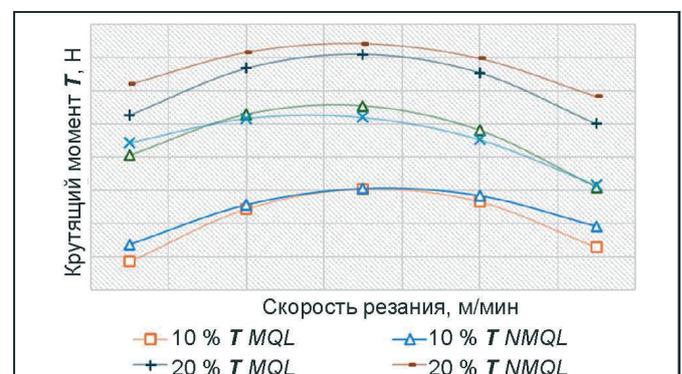


Рис. 12. Сравнение изменения крутящего момента (T) в зависимости от подачи (f) и объемной доли SiC при сверлении

Fig. 12. Comparison of variation of torque (T) with feed rate (f) and SiC volume fraction in drilling

V_x . Снижение крутящего момента T в целом может быть объяснено улучшением характеристик смазки и охлаждения, обеспечиваемым применением наножидкости. Более низкие значения крутящего момента T , зарегистрированные при сверлении с NMQL, вероятно, связаны с увеличенной теплопроводностью и более высоким коэффициентом теплопередачи, которые, как показано в [19], являются ключевыми факторами, обуславливающими превосходство режима NMQL над режимом MQL.

На рис. 13 представлены результаты, демонстрирующие, что применение режима NMQL приводит к снижению высоты заусенцев Bh по сравнению с режимом MQL. Данный эффект объясняется тем, что при использовании режима MQL генерируются более высокие температуры в зоне резания, чем при NMQL. Вследствие этого пластичность обрабатываемого материала увеличивается с ростом температуры, что способствует образованию заусенцев большего размера при обработке в режиме MQL. В целом минимальная высота заусенцев Bh наблюдается при меньшей объемной доле V_f SiC = 10 %, в то время как максимальная высота заусенцев Bh зарегистрирована при большей объемной доле V_f SiC = 20 %.

В процессе сверления накопление тепла, как правило, происходит на завершающем этапе обработки вследствие образования нароста на режущей кромке (Built-Up Edge, BUE) по мере того, как режущий инструмент углубляется в заготовку. Это явление оказывает негативное влияние на качество поверхности на выходе из от-

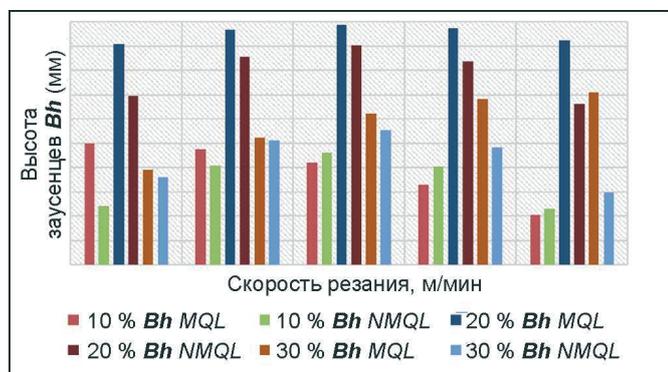


Рис. 13. Сравнение изменения высоты заусенцев (Bh) в зависимости от подачи (f) и объемной доли SiC при сверлении

Fig. 13. Comparison of variation of burr height (Bh) with feed (f) and SiC volume fraction in drilling

верстия. Однако применение NMQL позволяет минимизировать образование заусенцев на выходной поверхности просверленных отверстий, что обусловлено повышенной теплопередачей смазочно-охлаждающей жидкости в зоне контакта. Кроме того, улучшение условий образования нароста на режущей кромке и повышение износостойкости инструмента также способствуют уменьшению образования заусенцев [16]. Наконец, стоит отметить, что высота заусенцев Bh коррелирует с осевой силой F_x и крутящим моментом T , значения которых значительно снижаются при использовании режима NMQL.

Рис. 14 демонстрирует, что при скорости резания $V_c = 30$ м/мин обработка в режиме MQL (минимальная подача смазочно-охлаждающей жидкости) обеспечивает более высокие результаты по сравнению с обработкой в режиме NMQL (минимальная подача нано-смазочно-охлаждающей жидкости). В противоположность этому при других исследованных скоростях резания V_c использование нано-смазочно-охлаждающей жидкости (NMQL) при концентрациях карбида кремния (SiC) в 10, 20 и 30 % по объему приводит к улучшению показателей процесса. Снижение температуры при обработке в режиме NMQL по сравнению с обработкой в режиме MQL объясняется повышенной теплопроводностью, обусловленной введением наночастиц оксида графена в смазочно-охлаждающую жидкость. Синергетический эффект смазывающего действия наночастиц и эффективное проникновение СОЖ в зону контакта снижают коэффициент трения

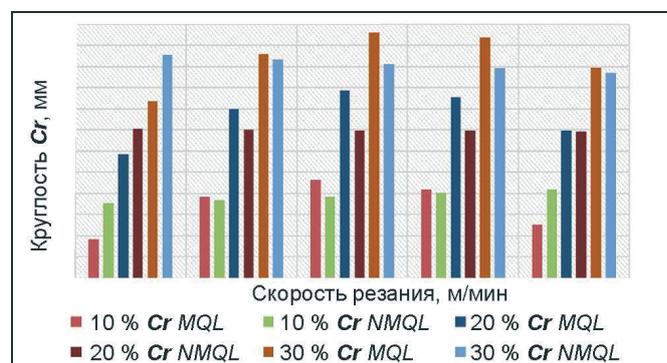


Рис. 14. Сравнение изменения круглости (мм) в зависимости от скорости резания (V_c) и объемной доли SiC при сверлении

Fig. 14. Comparison of variation of circularity (mm) with cutting speed (V_c) and SiC volume fraction in drilling

между стружкой и рабочей поверхностью инструмента, что способствует оптимизации процесса скольжения. Следует отметить, что минимальное значение параметра округлости Cr достигается при наименьшей объемной доле $V_f \text{SiC} = 10\%$, в то время как максимальная сила подачи фиксируется при максимальной объемной доле $V_f \text{SiC} = 30\%$ [20].

Из рис. 15 очевидно, что в области относительно низких скоростей резания V_c обработка в режиме MQL (минимальная подача смазочно-охлаждающей жидкости) обеспечивает более высокие показатели эффективности. В противоположность этому при увеличении скорости резания обработка в режиме NMQL (минимальная подача нано-смазочно-охлаждающей жидкости) демонстрирует превосходящие результаты. При высоких скоростях резания вследствие недостаточного отвода тепловой энергии наблюдается ухудшение качества обработанной поверхности, обусловленное сохранением повышенной температуры в зоне обработки. Использование наножидкостей на основе оксида графена, характеризующихся повышенной теплопроводностью, обеспечивает более эффективный отвод тепла, снижение трения и температуры, что, в свою очередь, способствует улучшению качества формируемой поверхности при высоких скоростях резания. Эффективное снижение температуры в зоне резания достигается за счет высокой теплопроводности наножидкости. Следует отметить, что концепция «эффекта шарикопод-

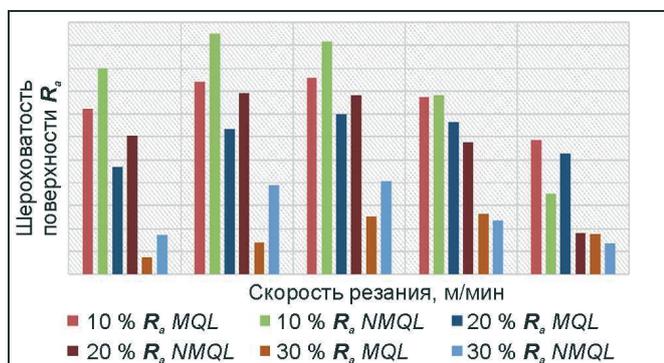


Рис. 15. Сравнение изменения шероховатости поверхности (R_a) в зависимости от скорости резания (V_c) и объемной доли SiC при сверлении

Fig. 15. Comparison of variation of surface roughness (R_a) with cutting speed (V_c) and SiC volume fraction in drilling

шипника», приписываемая используемым при обработке в режиме MQL наночастицам, рассматривается как фактор, способствующий снижению трения и обеспечивающий улучшенное охлаждение и смазку в зоне контакта инструмента и стружки. Это, в свою очередь, приводит к снижению износа инструмента и уменьшению шероховатости обработанной поверхности [4].

Результаты проведенного исследования указывают на преобладание абразивного износа в качестве основного механизма износа инструмента, хотя также было зафиксировано наличие адгезионного износа. Следует отметить, что в процессе механической обработки возможно одновременное проявление различных типов износа, при этом один из механизмов может доминировать в зависимости от условий трения между инструментом и обрабатываемой деталью. На рис. 16, а представлена полученная методом сканирующей электронной микроскопии (SEM) микрофотография сверла, которое использовалось в условиях охлаждения применением технологии NMQL (минимальная подача нано-смазочно-охлаждающей жидкости). Рис. 16, б демонстрирует увеличенное изображение этого сверла. Проанализировав рис. 16, а и б, можно отметить наличие характерных следов в виде гребней на боковой поверхности инструмента. Вследствие высокой твердости сверл, изготовленных из карбида вольфрама, проявляющийся в виде образования гребней абразивный износ типичен для твердосплавного инструмента. Формирование данных гребней обусловлено возвратно-поступательным движением как фрагментов разрушенного твердосплавного инструмента, так и наночастиц графена в зоне резания. В процессе сверления металломатричных композитов (MMC) наблюдается адгезия фрагментов композиционного материала к инструменту, что приводит к образованию нароста (Built-Up Edge, BUE). Было установлено, что в процессе сверления происходит удаление покрытия с основного материала инструмента в результате комбинированного воздействия абразивного и адгезионного износа. На микрофотографиях SEM отчетливо видны признаки образования нароста, следы абразивного износа, а также выраженное формирование гребней.

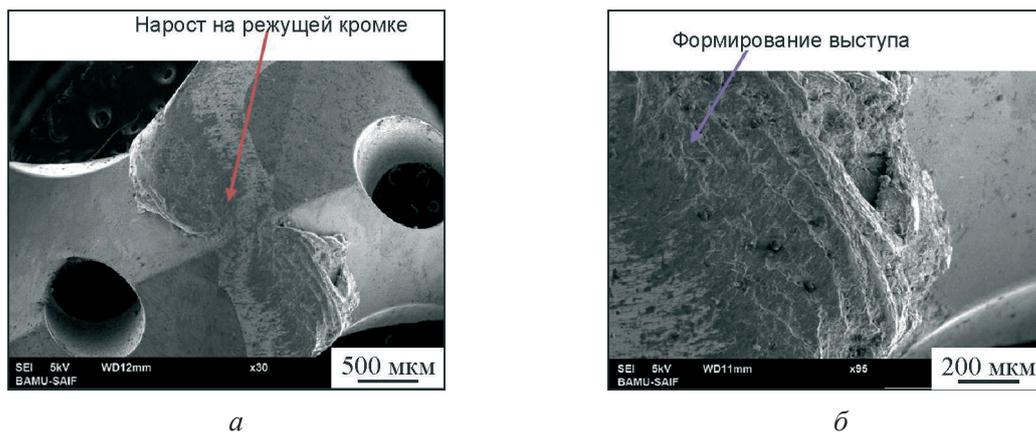


Рис. 16. Микрофотографии сверла, использованного в условиях минимальной подачи смазочно-охлаждающей жидкости (NMQ) после проведения экспериментов

Fig. 16. Micrographs of drill tool used in NMQ condition after experimentation

Заклучение

В рамках проведенного экспериментального исследования была выполнена серия опытов по сверлению металломатричных композиционных материалов (MMC) с использованием инструмента с PVD-покрытием. Целью работы являлось изучение влияния смазочно-охлаждающей жидкости с добавлением наночастиц оксида графена на такие характеристики процесса, как осевая сила F_x , крутящий момент T , шероховатость обработанной поверхности Ra , высота заусенцев Bh и отклонение от округлости Cr . На основании полученных результатов были сформулированы следующие заключения.

1. Проведенное исследование подтверждает возможность эффективного применения экологически ориентированных технологий, в частности механической обработки в режиме NMQ (минимальной подачи нано-смазочно-охлаждающей жидкости), без значительного ухудшения технологических показателей при выполнении промышленных операций, таких как сверление металломатричных композиционных материалов твердосплавным сверлом с PVD-покрытием.

2. В качестве перспективной альтернативы традиционным смазочно-охлаждающим жидкостям при сверлении металломатричных композиционных материалов предложено использование наночастиц оксида графена, диспергированных в непищевом растительном масле унди.

3. Установлено, что применение режима NMQ обеспечивает более высокое качество формируемых отверстий по сравнению с об-

работкой в режиме MQL (минимальной подачи смазочно-охлаждающей жидкости). Данный эффект обусловлен комбинированным смазывающим действием наночастиц и масла унди, обеспечивающим эффективное проникновение в зону контакта инструмента и обрабатываемого материала, а также снижение трения между стружкой и рабочей поверхностью инструмента, что в свою очередь способствует улучшению скольжения и повышению точности геометрической формы отверстий (округлости). Максимальные значения отклонения от округлости наблюдались при высокой скорости резания, минимальные – при начальной скорости. Аналогичная тенденция отмечена при увеличении объемной доли карбида кремния (SiC) в составе металломатричного композиционного материала с 10 до 30 %: увеличение содержания SiC сопровождается ростом отклонения от округлости.

4. В рамках данной работы разработаны математические модели, описывающие взаимосвязь между параметрами процесса и выходными характеристиками (откликами) на основе методологии поверхности отклика (RSM). Показано, что для описания указанных зависимостей наиболее адекватной является модель линейной регрессии.

5. Выявлено, что высота заусенцев резко увеличивается при изменении объемной доли SiC в составе металломатричного композиционного материала с 10 до 20 %. При дальнейшем увеличении содержания SiC до 30 % наблюдается незначительное снижение высоты заусенцев.

6. Показано, что использование наножидкостей на основе оксида графена, обладающих повышенной теплопроводностью, обеспечивает более интенсивный отвод теплоты из зоны резания и, как следствие, повышение качества обработанной поверхности при высоких скоростях резания по сравнению с обработкой в режиме MQL.

7. Установлено, что использование режима обработки NMQL позволяет снизить высоту заусенцев по сравнению с условиями охлаждения, реализуемыми при использовании режима MQL. Это связано с тем, что обработка в режиме MQL характеризуется более высокими температурами в зоне резания, что приводит к увеличению пластичности обрабатываемого материала и, как следствие, к формированию заусенцев большей высоты.

8. Установлено, что при относительно низких скоростях резания обработка в режиме MQL обеспечивает более высокое качество обработанной поверхности, в то время как при увеличении скорости резания лучшие результаты достигаются при обработке в режиме NMQL. Данный эффект обусловлен повышенной теплопроводностью наноСОЖ, обеспечивающей более эффективный отвод тепла из зоны резания, а также снижение трения и температуры, что в конечном счете положительно сказывается на качестве обработанной поверхности при высоких скоростях резания.

9. Зафиксированы более низкие значения крутящего момента T при использовании режима NMQL по сравнению с режимом MQL. Снижение крутящего момента T может быть связано с улучшением смазывающих свойств смазочно-охлаждающей жидкости за счет скользящего действия частиц оксида графена. Максимальные значения крутящего момента T наблюдались при средних значениях скорости резания.

10. Осевая сила достигает максимальных значений при высоких скоростях резания и минимальных значений при начальных скоростях. Аналогичная тенденция наблюдается при изменении объемной доли SiC: минимальные значения осевой силы соответствуют минимальной объемной доле SiC.

11. Методом сканирующей электронной микроскопии (SEM) выявлены следы адгезионного и абразивного износа, а также отчетливые признаки формирования гребней на поверхности режущего инструмента.

12. Применение режима NMQL обеспечивает сопоставимые или более низкие значения осевой силы по сравнению с режимом MQL. Снижение осевой силы связано с тем, что наночастицы оксида графена, диспергированные в масле унди, приводят к увеличению теплопроводности и улучшению смазывающих свойств, что, в свою очередь, способствует снижению силы резания.

13. Полученные результаты подтверждают, что использование наноСОЖ при обработке в режиме MQL позволяет повысить эффективность MQL, особенно при обработке труднообрабатываемых материалов. Введение наночастиц в состав MQL способствует минимизации трения на контактной поверхности инструмента и стружки, что в конечном итоге приводит к снижению температуры в зоне резания.

14. Предложенные технологические решения могут быть использованы в автомобильной и авиакосмической промышленности при обработке легких и труднообрабатываемых материалов, таких как алюмоматричные композиционные материалы.

Список литературы

1. A review: drilling performance and hole quality of aluminium alloys for aerospace applications / M. Aamir, K. Giasin, M. Tolouei-Rad, A. Vafadar // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9. – P. 12484–12500. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.09.003.
2. Ali S.H.R. Roles and motivations for roundness instrumentation metrology // *Journal of Control Engineering and Instrumentation*. – 2015. – Vol. 1 (1). – P. 11–28.
3. Amrita M., Srikant R.R., Sitaramaraju A. Performance evaluation of nanographite-based cutting fluid in machining process // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2014. – Vol. 29. – P. 600–605. – DOI: 10.1080/10426914.2014.893060.
4. Atabani A.E., César A.D.S. Calophyllum inophyllum L. – A prospective non-edible biodiesel feedstock. Study of biodiesel production, properties, fatty acid composition, blending and engine performance // *Renewable and Sustainable Energy Reviews*. – 2014. – Vol. 37. – P. 644–655. – DOI: 10.1016/j.rser.2014.05.037.
5. Superior thermal conductivity of single-layer grapheme / A.A. Balandin, S. Ghosh, W. Bao, I. Calizo, D. Teweldebrhan, F. Miao, C.N. Lau // *Nano Letters*. – 2008. – Vol. 8. – P. 902–907. – DOI: 10.1021/nl0731872.
6. Chatha S.S., Pa A., Singh T. Performance evaluation of aluminium 6063 drilling under the influence of nanofluid minimum quantity lubrication // *Journal of*



Cleaner Production. – 2016. – Vol. 137. – P. 537–545. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.07.139.

7. The influence of minimum quantity of lubrication (MQL) on cutting temperature, chip and dimensional accuracy in turning AISI-1040 steel / N.R. Dhar, M.W. Islam, S. Islam, M.A.H. Mithu // Journal of Materials Processing Technology. – 2006. – Vol. 171. – P. 93–99. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.06.047.

8. *Duc T.M., Long T.T., Van Thanh D.* Evaluation of minimum quantity lubrication and minimum quantity cooling lubrication performance in hard drilling of Hardox 500 steel using Al₂O₃ nanofluid // Advances in Mechanical Engineering. – 2020. – Vol. 12. – DOI: 10.1177/1687814019888404.

9. *Fox N.J., Stachowiak G.W.* Vegetable oil-based lubricants – a review of oxidation // Tribology International. – 2007. – Vol. 40. – P. 1035–1046. – DOI: 10.1016/j.triboint.2006.10.001.

10. *Fratila D.* Environmentally friendly manufacturing processes in the context of transition to sustainable production // Comprehensive Materials Processing. – 2014. – Vol. 8. – P. 163–175. – DOI: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00815-3.

11. *Gaitonde V.N., Karnik S.R., Davim J.P.* Minimising burr size in drilling: integrating response surface methodology with particle swarm optimization // Mechatronics and Manufacturing Engineering. – Woodhead Publishing, 2012. – P. 259–292. – DOI: 10.1533/9780857095893.259.

12. *Gaitonde V.N., Karnik S.R., Davim J.P.* Some studies in metal matrix composites machining using response surface methodology // Journal of Reinforced Plastics and Composites. – 2009. – Vol. 28. – P. 2445–2457. – DOI: 10.1177/0731684408092375.

13. Finite element simulation and analysis of serrated chip formation during high-speed machining of AA7075–T651 alloy / W. Jomaa, O. Mechri, J. Lévesque, V. Songmene, P. Bocher, A. Gakwaya // Journal of Manufacturing Processes. – 2017. – Vol. 26. – P. 446–458. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.02.015.

14. *Kathirve M., Palanikumar K.* Effect of volume fraction on surface roughness in turning of hybrid metal matrix (A6061 Al+SiC+Graphite) composites // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 766–767. – P. 263–268. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/amm.766-767.263.

15. *Katna R., Suhai M., Agrawal N.* Nonedible vegetable oil-based cutting fluids for machining processes – a review // Materials and Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 35 (1). – P. 1–32. – DOI: 10.1080/10426914.2019.1697446.

16. *Khanna N., Shah P., Chetan.* Comparative analysis of dry, flood, MQL and cryogenic CO₂ techniques during the machining of 15-5-PH SS alloy //

Tribology International. – 2020. – Vol. 146. – P. 106196. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106196.

17. *Kishawy H.A., Hosseini A.* Environmentally conscious machining // Machining Difficult-to-Cut Materials. – Springer, 2019. – P. 205–238. – DOI: 10.1007/978-3-319-95966-5_7.

18. Optimization in thermal friction drilling for SUS 304 stainless steel / W.L. Ku, C.L. Hung, S.M. Lee, H.M. Chow // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2011. – Vol. 53. – P. 935–944. – DOI: 10.1007/s00170-010-2899-5.

19. Thermal expansion of isotropic Duralcan metal–matrix composites / S. Lemieux, S. Elomari, J.A. Nemes, M.D. Skibo // Journal of Materials Science. – 1998. – Vol. 33. – P. 4381–4387. – DOI: 10.1023/A:1004437032224.

20. *Vijayaraghavan L.* Machining of composites an overview // International Journal on Design and Manufacturing Technologies. – 2007. – Vol. 1 (1). – P. 16–23. – DOI: 10.18000/ijodam.70004.

21. *Manna A., Bhattacharayya B.* A study on machinability of Al/SiC-MMC // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 140 (1–3). – P. 711–716. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00905-1.

22. *Sodavadia K.P., Makwana A.H.* Experimental investigation on the performance of coconut oil based nano fluid as lubricants during turning of AISI 304 austenitic stainless steel // International Journal of Advanced Mechanical Engineering. – 2014. – Vol. 4 (1). – P. 55–60.

23. *Muthuvel S., Naresh Babu M., Muthukrishnan N.* Copper nanofluids under minimum quantity lubrication during drilling of AISI 4140 steel // Australian Journal of Mechanical Engineering. – 2020. – Vol. 18 (suppl. 1). – P. S151–S164. – DOI: 10.1080/14484846.2018.1486694.

24. *Patil N.G., Brahmankar P.K.* Determination of material removal rate in wire electro-discharge machining of metal matrix composites using dimensional analysis // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2010. – Vol. 51. – P. 599–610. – DOI: 10.1007/s00170-010-2633-3.

25. *Ralph B., Yuen H.C., Lee W.B.* The processing of metal matrix composites – an overview // Journal of Materials Processing Technology. – 1997. – Vol. 63 (1–3). – P. 339–353. – DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02645-3.

26. Aluminium metal matrix composites – a review / B.V. Ramnath, C. Elanchezian, R.M. Annamalai, S. Aravind, T. Sri, A. Atreya, V. Vignes, C. Subramanian // Reviews on Advanced Materials Science. – 2014. – Vol. 38. – P. 55–60.

27. Analysis of cutting temperature during turning of SS 304 using uncoated and PVD coated carbide inserts / A. Kulkarni, N. Ambhore, A. Deshpande, P. Anerao,

S. Chinchani // *Materials Today: Proceedings.* – 2022. – Vol. 68 (6). – P. 2569–2573. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.417.

28. Влияние направления печати на характер износа PLA-биоматериала, полученного методом FDM: исследование для имплантата тазобедренного сустава / Й.Б. Дама, Б.Ф. Джоги, Р. Паваде, А.П. Кулкарни // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты).* – 2024. – Т. 26, № 4. – С. 19–40. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-19-40.

29. Pawade R.S., Joshi S.S. Multi-objective optimization of surface roughness and cutting forces in high-speed turning of Inconel 718 using Taguchi grey

relational analysis (TGRA) // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2011. – Vol. 56 (1–4). – P. 57–62. – DOI: 10.1007/s00170-011-3183-z.

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

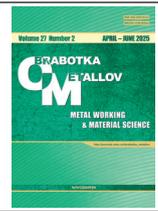
© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Experimental investigation of graphene oxide-based nano cutting fluid in drilling of aluminum matrix composite reinforced with SiC particles under nano-MQL conditions

Nilesh Patil^{1,a}, Sachin Agarwal^{2,b}, Atul Kulkarni^{3,c,*}, Atul Saraf^{4,d},
 Milind Rane^{3,e}, Yogiraj Dama^{5,f}

¹ Maharashtra Institute of Technology, Aurangabad-431010, Maharashtra, India

² Deogiri Institute of engineering and management studies, Aurangabad, 431005, India

³ Vishwakarma Institute of Technology, Pune, Maharashtra, 411037, India

⁴ Sardar Vallabhai National Institute of Technology, Surat, 395007, India

⁵ Dr. Babasaheb Ambedkar Technological University, Lonere, Raigad, Maharashtra, 402103, India

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4884-4267>,  nileshgpatil@rediffmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-4582-1745>,  sachinagarwal@dietms.org;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-6452-6349>,  atul.kulkarni@vit.edu; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-4776-6874>,  atul.saraf001@gmail.com;

^e  <https://orcid.org/0000-0001-5829-5305>,  milind.rane@vit.edu; ^f  <https://orcid.org/0009-0008-5404-4347>,  yogirajdama@dbatu.ac.in

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 12 January 2025

Revised: 12 February 2025

Accepted: 17 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Nano cutting fluid

NMQL

Graphene oxide

Circularity

Burr height

Empirical modeling

ABSTRACT

Introduction. Minimum Quantity Lubrication (*MQL*) is effectively employed as suitable cooling strategy. However, compared to flood cooling, which is widely used in the industry, *MQL* is characterized by a lower heat dissipation capacity. While thermal shock is reported in flood cooling, the use of *MQL* ensures a smoother chip removal and reduces the risk of thermal stress. **Research methods.** Within the scope of this study, experimental investigations were carried out on drilling of aluminum matrix composite (*MMC*) reinforced with silicon carbide (*Al-SiC MMC*) using *AlCrN PVD*-coated drills (drill diameter 8 mm). *MMC* samples were manufactured with varying volume fractions of *SiC* (10–30%). The aim of the experiments was to study the influence of non-edible vegetable oil with the addition of graphene oxide (used as a cutting fluid) on the drilling process of *AlSiC MMC*. The cutting speed (30–150 m/min), feed rate (0.05–0.25 mm/rev), volume fraction of *SiC* (10–30%), and *MQL* flow rate (60–180 ml/h) were selected as input process parameters. Their response parameters were cutting force, torque, surface roughness, hole circularity, and burr height during high-speed drilling of *MMC*. The undi (*Calophyllum inophyllum*) oil parameters were determined in accordance with the *ASTM 6751* standard. The surface morphology and elemental analysis of graphene oxide were investigated using scanning electron microscopy (*SEM*) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (*EDAX*). **The purpose of the work.** The use of nano-cutting fluid in combination with *MQL* is one of the promising approaches for further improving the characteristics of *MQL*, especially when drilling difficult-to-machine materials. The introduction of nanomaterials into *MQL* contributes to reducing friction at the tool-chip interface, which leads to a decrease in cutting temperature. These methods facilitate the machining of lightweight and difficult-to-machine materials, in particular, aluminum-based metal matrix composites (*MMCs*), which are widely used in the automotive and aerospace industries. **Results and Discussion.** It was found that the use of graphene oxide nanoparticles dispersed in non-edible undi (*Calophyllum inophyllum*) oil represents a promising alternative to traditional cutting fluids in drilling *MMC*. The aim of the study was to develop semi-empirical models for predicting surface roughness and temperature for various compositions of *MMC*. Increased cutting efficiency is achieved by precisely determining the temperature in the machining zone. However, the practical determination of the cutting temperature in each specific case involves significant labor and financial costs. It was additionally found that graphene oxide nanoparticles mixed with non-edible undi (*Calophyllum inophyllum*) oil represent an effective alternative to traditional cutting fluids in drilling *MMCs*. The present work develops a comprehensive empirical formula for predicting the theoretical temperature and surface roughness. It was found that the majority of the power input into the machining process is transformed into thermal energy.

For citation: Patil N., Agarwal S., Kulkarni A.P., Saraf A., Rane M., Dama Y.B. Experimental investigation of graphene oxide-based nano cutting fluid in drilling of aluminum matrix composite reinforced with SiC particles under nano-MQL conditions. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 103–125. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-103-125. (In Russian).

* Corresponding author

Kulkarni Atul P., Professor

Vishwakarma Institute of Technology,

Pune, Maharashtra, 411037, India

Tel.: 91-2026950419, e-mail: atul.kulkarni@vit.edu

References

1. Aamir M., Giasin K., Tolouei-Rad M., Vafadar A. A review: drilling performance and hole quality of aluminium alloys for aerospace applications. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, pp. 12484–12500. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.09.003.
2. Ali S.H.R. Roles and motivations for roundness instrumentation metrology. *Journal of Control Engineering and Instrumentation*, 2015, vol. 1 (1), pp. 11–28.
3. Amrita M., Srikant R.R., Sitaramaraju A. Performance evaluation of nanographite-based cutting fluid in machining process. *Materials and Manufacturing Processes*, 2014, vol. 29, pp. 600–605. DOI: 10.1080/10426914.2014.893060.
4. Atabani A.E., César A.D.S. Calophyllum inophyllum L. – A prospective non-edible biodiesel feedstock. Study of biodiesel production, properties, fatty acid composition, blending and engine performance. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2014, vol. 37, pp. 644–655. DOI: 10.1016/j.rser.2014.05.037.
5. Balandin A.A., Ghosh S., Bao W., Calizo I., Teweldebrhan D., Miao F., Lau C.N. Superior thermal conductivity of single-layer graphene. *Nano Letters*, 2008, vol. 8, pp. 902–907. DOI: 10.1021/nl0731872.
6. Chatha S.S., Pa A., Singh T. Performance evaluation of aluminium 6063 drilling under the influence of nanofluid minimum quantity lubrication. *Journal of Cleaner Production*, 2016, vol. 137, pp. 537–545. DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.07.139.
7. Dhar N.R., Islam M.W., Islam S., Mithu M.A.H. The influence of minimum quantity of lubrication (MQL) on cutting temperature, chip and dimensional accuracy in turning AISI-1040 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 171, pp. 93–99. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.06.047.
8. Duc T.M., Long T.T., Van Thanh D. Evaluation of minimum quantity lubrication and minimum quantity cooling lubrication performance in hard drilling of Hardox 500 steel using Al₂O₃ nanofluid. *Advances in Mechanical Engineering*, 2020, vol. 12. DOI: 10.1177/1687814019888404.
9. Fox N.J., Stachowiak G.W. Vegetable oil-based lubricants – a review of oxidation. *Tribology International*, 2007, vol. 40, pp. 1035–1046. DOI: 10.1016/j.triboint.2006.10.001.
10. Fratila D. Environmentally friendly manufacturing processes in the context of transition to sustainable production. *Comprehensive Materials Processing*, 2014, vol. 8, pp. 163–175. DOI: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00815-3.
11. Gaitonde V.N., Karnik S.R., Davim J.P. Minimising burr size in drilling: integrating response surface methodology with particle swarm optimization. *Mechatronics and Manufacturing Engineering*. Woodhead Publishing, 2012, pp. 259–292. DOI: 10.1533/9780857095893.259.
12. Gaitonde V.N., Karnik S.R., Davim J.P. Some studies in metal matrix composites machining using response surface methodology. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2009, vol. 28, pp. 2445–2457. DOI: 10.1177/0731684408092375.
13. Jomaa W., Mechri O., Lévesque J., Songmene V., Bocher P., Gakwaya A. Finite element simulation and analysis of serrated chip formation during high-speed machining of AA7075–T651 alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 26, pp. 446–458. DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.02.015.
14. Kathirve M., Palanikumar K. Effect of volume fraction on surface roughness in turning of hybrid metal matrix (A6061 Al+SiC+Graphite) composites. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, vol. 766–767, pp. 263–268. DOI: 10.4028/www.scientific.net/amm.766-767.263.
15. Katna R., Suhai M., Agrawal N. Nonedible vegetable oil-based cutting fluids for machining processes – a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 2020, vol. 35 (1), pp. 1–32. DOI: 10.1080/10426914.2019.1697446.
16. Khanna N., Shah P., Chetan. Comparative analysis of dry, flood, MQL and cryogenic CO₂ techniques during the machining of 15-5-PH SS alloy. *Tribology International*, 2020, vol. 146, p. 106196. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106196.
17. Kishawy H.A., Hosseini A. Environmentally conscious machining. *Machining Difficult-to-Cut Materials*. Springer, 2019, pp. 205–238. DOI: 10.1007/978-3-319-95966-5_7.
18. Ku W.L., Hun C.L., Lee S.M., Chow H.M. Optimization in thermal friction drilling for SUS 304 stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, vol. 53, pp. 935–944. DOI: 10.1007/s00170-010-2899-5.
19. Lemieux S., Elomari S., Nemes J.A., Skibo M.D. Thermal expansion of isotropic Duralcan meta–matrix composites. *Journal of Materials Science*, 1998, vol. 33, pp. 4381–4387. DOI: 10.1023/A:1004437032224.

20. Vijayaraghavan L. Machining of composites an overview. *International Journal on Design and Manufacturing Technologies*, 2007, vol. 1 (1), pp. 16–23. DOI: 10.18000/ijodam.70004.
21. Manna A., Bhattacharayya B. A study on machinability of Al/SiC-MMC. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 140 (1–3), pp. 711–716. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00905-1.
22. Sodavadia K.P., Makwana A.H. Experimental investigation on the performance of coconut oil based nano fluid as lubricants during turning of AISI 304 austenitic stainless steel. *International Journal of Advanced Mechanical Engineering*, 2014, vol. 4 (1), pp. 55–60.
23. Muthuvel S., Naresh Babu M., Muthukrishnan N. Copper nanofluids under minimum quantity lubrication during drilling of AISI 4140 steel. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2020, vol. 18 (suppl. 1), pp. S151–S164. DOI: 10.1080/14484846.2018.1486694.
24. Patil N.G., Brahmkankar P.K. Determination of material removal rate in wire electro-discharge machining of metal matrix composites using dimensional analysis. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, vol. 51, pp. 599–610. DOI: 10.1007/s00170-010-2633-3.
25. Ralph B., Yuen H.C., Lee W.B. The processing of metal matrix composites – an overview. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, vol. 63 (1–3), pp. 339–353. DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02645-3.
26. Ramnath B.V., Elanchezian C., Annamalai R.M., Aravind S., Sri T., Atreya A., Vignes V., Subramanian C. Aluminium metal matrix composites – a review. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2014, vol. 38, pp. 55–60.
27. Kulkarni A., Ambhore N., Deshpande A., Anerao P., Chinchankar S. Analysis of cutting temperature during turning of SS 304 using uncoated and PVD coated carbide inserts. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 68 (6), pp. 2569–2573. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.09.417.
28. Dama Y., Jogi B., Pawade R., Kulkarni A. Vliyanie napravleniya pechati na kharakter iznosa PLA-biomateriala, poluchennogo metodom FDM: issledovanie dlya implantata tazobedrennogo sustava [Impact of print orientation on wear behavior in FDM printed PLA Biomaterial: study for hip-joint implant]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 4, pp. 19–40. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-19-40.
29. Pawade R.S., Joshi S.S. Multi-objective optimization of surface roughness and cutting forces in high-speed turning of Inconel 718 using Taguchi grey relational analysis (TGRA). *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, vol. 56 (1–4), pp. 57–62. DOI: 10.1007/s00170-011-3183-z.
30. Chinchankar S. Modelirovanie kharakteristik iznosa pri skol'zhenii kompozitsionnogo materiala na osnove politetraftoretilena (PTFE), armirovannogo uglerodnym voloknom, v pare treniya s SS304 (12Kh18N10T) [Modeling of sliding wear characteristics of Polytetrafluoroethylene (PTFE) composite reinforced with carbon fiber against SS304]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 3, pp. 40–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-40-52.

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>).



Прогнозирование шероховатости поверхности при фрезеровании сфероцилиндрическим инструментом с использованием искусственной нейронной сети

Михаил Гимадеев^{a, *}, Вадим Стельмаков^b, Александр Никитенко^c, Максим Улисков^d

Тихоокеанский государственный университет, ул. Тихоокеанская, 136, г. Хабаровск, 680035, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-6685-519X>, 009063@togudv.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-2763-1956>, 009062@togudv.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-4729-5558>, 005392@togudv.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0001-9858-423X>, 2016104779@togudv.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.91:004.89:51-7

История статьи:

Поступила: 30 января 2025

Рецензирование: 01 марта 2025

Принята к печати: 27 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Фрезерование
 Шероховатость
 Регрессионный анализ
 Искусственный интеллект
 Нейронная сеть
 Среднеквадратичная ошибка

Финансирование

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FEME–2024–0010 «Экспериментальная лаборатория механических систем ЧПУ»).

АННОТАЦИЯ

Введение. Фрезерование нержавеющей стали сфероцилиндрическим инструментом представляет собой сложную технологическую операцию, требующую точного контроля параметров обработки для обеспечения высокого качества поверхности. В связи с этим актуальной задачей является разработка методов прогнозирования параметров шероховатости, таких как Rz . **Цель данной работы:** разработка прогностической нейросетевой модели для оценки шероховатости поверхности при фрезеровании нержавеющей стали сфероцилиндрическим инструментом. **Метод и методология.** Основное внимание уделено методам обратного распространения ошибки и градиентного спуска, а также настройке гиперпараметров, что необходимо для предотвращения переобучения и недообучения модели. Экспериментальные исследования включают в себя анализ как контролируемых переменных, таких как подача на зуб, угол наклона и диаметр инструмента, так и неконтролируемых, включая подачу СОЖ и износ инструмента. **Результаты и обсуждения.** Использование СОЖ при фрезеровании стали аустенитного класса позволило снизить параметры шероховатости Rz в среднем на 14 %. Установлена сильная отрицательная корреляционная зависимость между размерным износом инструмента и параметром Rz (–0,95). При этом износ в пределах 2...4 мкм влияет на увеличение параметра Rz на 21 % от минимальных значений. Полученные данные использовались для обучения восьми конфигураций искусственных нейронных сетей, которые применялись для прогнозирования шероховатости по параметру Rz . Результаты показывают, что конфигурация сети 3–16–16–1 показала самую низкую среднеквадратичную ошибку (0,0313), за ней следуют 3–20–14–1 (0,0470) и 3–64–64–1 (0,0481) соответственно. Кроме того, эти конфигурации также продемонстрировали самые низкие средние значения абсолютной погрешности, показывающие среднее значение абсолютных разностей между прогнозируемыми и наблюдаемыми значениями (0,101, 0,1251 и 0,1155 соответственно) и коэффициент детерминации, который является статистической мерой, указывающей долю изменчивости данных, объясняемую моделью (0,9944, 0,9916 и 0,9904 соответственно). Сравнение экспериментальных данных с прогнозами различных моделей позволило установить среднее значение абсолютных разностей для моделей по параметру $Ra \approx 0,074$. В исследовании предлагаются подходы к обучению нейросетевых моделей для точного прогнозирования параметров шероховатости, что вносит значительный вклад в методы моделирования процессов механической обработки.

Для цитирования: Прогнозирование шероховатости поверхности при фрезеровании сфероцилиндрическим инструментом с использованием искусственной нейронной сети / М.Р. Гимадеев, В.А. Стельмаков, А.В. Никитенко, М.В. Улисков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 126–141. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-126-141.

Введение

Качество обработанной поверхности играет решающую роль в обеспечении эксплуатационных свойств деталей машин [1]. Шероховатость поверхности (Rz и Ra) часто служит

одной из главных метрик для оценки состояния поверхности после процесса механической обработки [2].

Методы моделирования для прогнозирования Rz можно разделить на три категории: экспериментальные модели, аналитические модели и модели, основанные на искусственном интеллекте (ИИ) [3, 4]. В последние годы модели, управляемые ИИ, стали широко использоваться исследователями для предсказания характеристик, связанных с процессами обработки [5],

*Адрес для переписки

Гимадеев Михаил Радикович, к.т.н., доцент
 Тихоокеанский государственный университет,
 ул. Тихоокеанская, 136,
 680035, г. Хабаровск, Россия
 Тел.: +7 924 216-31-39, e-mail: 009063@togudv.ru

а применение искусственных нейронных сетей (ИНС) рассматривается авторами для прогнозирования шероховатости поверхности, износа инструмента и других параметров при механообработке [6].

Для эффективного функционирования нейронные модели используют обширную сеть простых вычислительных процессоров – «нейронов». Нейронные сети часто служат для решения сложных задач, в которых поведение переменных недостаточно известно. Одной из их фундаментальных характеристик является способность обучаться на примерах и применять эти знания обобщенным образом, что позволяет создавать нелинейные модели. Эта способность делает использование ИНС в многокритериальном анализе весьма эффективным [7, 8].

Конфигурация нейронной сети требует определения нескольких важных параметров: количества узлов во входном слое, количества скрытых слоев, количества нейронов в каждом из них, а также количества нейронов в выходном слое. Состояние нейрона k определяется по формуле

$$S_k = \sum_{i=1}^n (x_i w_{ki}) + b_k,$$

где x_i – выходной сигнал, рассчитанный нейроном i ; w_{ki} – синаптический вес между нейронами i и k ; b_k – вес, связанный с постоянным ненулевым значением, известным как смещение нейрона.

Для использования ИНС необходимо вычислить синаптические веса и смещения. Процесс определения этих параметров называется обучением и происходит итеративно, где начальные параметры актуальны до тех пор, пока процесс не достигнет достаточной сходимости.

Функция активации f описывает, как внутренний вход и текущее состояние активации влияют на определение следующего состояния блока. Можно выделить основные наиболее используемые типы функций активации.

– Пороговая функция:

$$f(S_k) = \begin{cases} 1, & \text{если } S_k \geq 0; \\ 0, & \text{если } S_k < 0. \end{cases}$$

Функция единичного скачка, или пороговая функция, представляет собой математическую функцию, которая принимает значение 1, если ее

аргумент больше или равен некоторому порогу, и значение 0 в противном случае.

– Пример кусочно-линейной функции можно представить в виде

$$f(S_k) = \begin{cases} aS_k + d, & \text{если } S_k \leq c; \\ eS_k + g, & \text{если } S_k > c, \end{cases}$$

где a, c, d, e, g – некоторые константы.

Кусочно-линейная функция состоит из нескольких линейных участков, каждый из которых определен на своем интервале. Линейные участки соединяются так, чтобы образовать непрерывную функцию, хотя производная такой функции может быть разрывной на стыках линейных участков.

– Сигмоидальная функция:

$$f(S_k) = \left(\frac{1}{1 + \exp(-a\mu)} \right),$$

где a – параметр наклона сигмоидальной функции.

Данная функция используется чаще всего и характеризуется тем, что она возрастающая и надлежащим образом уравнивает линейное и нелинейное поведение, сохраняя свой диапазон изменений между 0 и 1.

Выбор функции активации может существенно повлиять на производительность сетей. Выпрямленный линейный блок (ReLU (X) = max { $X, 0$ }) является наиболее часто используемой функцией активации и широко применяется в нейронных сетях из-за своей ненасыщаемости и нелинейности [9]. По сравнению с функциями активации, которые демонстрируют насыщение, такими как сигмоидальная функция, ReLU в сочетании с градиентным спуском имеет более высокую производительность. Градиентный спуск – метод, применяемый для минимизации функции потерь путем коррекции весов. В случае обучения нейронных сетей целевой функцией является функция выходной ошибки сети. Минимумы функции образуют впадины, а максимумы – холмы [10, 11].

Многослойные перцептроны (MLP) признаны наиболее распространенными моделями ИНС. MLP включает в себя несколько слоев: входной слой, принимающий исходные данные; один или более скрытых слоев, которые обрабатывают данные с применением весовых коэффициентов и функций активации; выходной

слой, производящий окончательный результат или предсказание на основе обработанных данных. Нейроны каждого слоя соединены только с нейронами следующего слоя, без обратных связей или связей между нейронами внутри одного слоя. Кроме того, типичная особенность MLP – полная связность всех слоев. Пример структуры сети, состоящей из четырех слоев – входного, двух скрытых и выходного, – представлен на рис. 1.

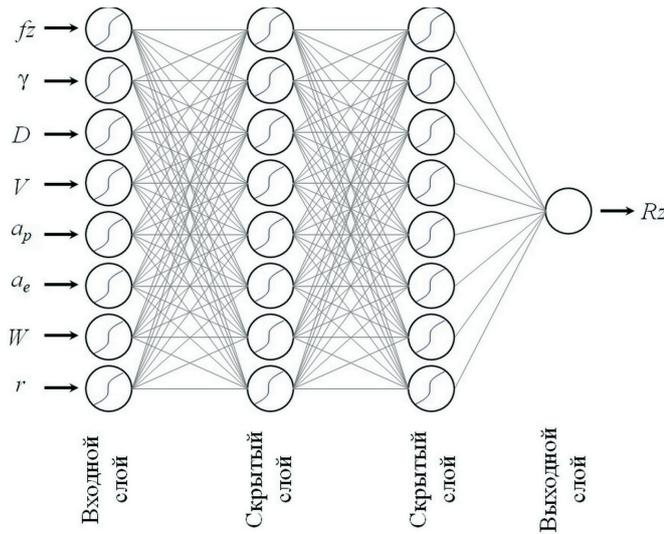


Рис. 1. Структура нейронной сети для прогнозирования параметра шероховатости Rz

Fig. 1. Neural network structure for predicting the roughness parameter Rz

В этой структуре (рис. 1) входной слой имеет 8 узлов, скрытые слои – 8 узлов, а выходной слой имеет один узел. Узлы во входном слое представляют собой следующие факторы: подача на зуб (fz , мм/зуб), угол наклона (γ , град), диаметр инструмента (D , мм), скорость резания (V , мм/мин), глубина резания (a_p , мм), боковой шаг (a_e , мм), подача СОЖ (W , л/мин), износ инструмента (r , мм). Узел в выходном слое представляет прогнозируемое значение шероховатости поверхности по параметру (Rz , мкм).

Представленная сеть полностью связана – это означает, что нейрон любого слоя соединен со всеми нейронами предыдущего слоя. Поток сигналов через сеть направлен слева направо, слой за слоем. При рассмотрении многослойной сети с узлами j и k в каждом скрытом слое пример структуры, представленный на рис. 1, можно описать конфигурацией $8-j-k-1$. В общих

чертах работа этого типа сети описывается двумя основными фазами: прямое распространение и обратное распространение.

Процесс обучения сетей MLP методом обратного распространения ошибки (backpropagation, BP) работает по следующей последовательности: прямое распространение (Forward Propagation), вычисление ошибки (Loss Calculation), обратное распространение (BP), обновление весов (Weight Update). Существенной особенностью сетей MLP является нелинейность выходов нейронов. Эта нелинейность достигается за счет использования функции активации.

Для успешного создания модели ИНС с учетом отклика Rz требуется процесс экспериментирования и настройки, учитывающий множество факторов. Несмотря на то что многие исследователи применяют ИНС для моделирования в различных областях, таких как машинная обработка [12–14], до сих пор отсутствуют четкие рекомендации по созданию прогностической модели. В этом исследовании рассматриваются элементы, которые могут повлиять на эффективность модели и отклик Rz , с использованием возможностей библиотеки TensorFlow языка Python, чтобы уменьшить неопределенность и улучшить качество прогнозов модели.

Для оценки точности моделей предсказания значений шероховатости поверхности выбраны четыре показателя эффективности (метрики) [15]: коэффициент детерминации (R^2), средняя абсолютная ошибка (MAE), средняя квадратичная ошибка (MSE) и квадратный корень из средней квадратичной ошибки (RMSE).

Коэффициент детерминации (R^2) показывает, какая доля дисперсии зависимой переменной объясняется независимыми переменными модели:

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (Y_i - \hat{Y}_i)^2}{\sum_{i=1}^n (Y_i - \bar{Y})^2}.$$

Здесь n представляет собой количество данных, Y_i – наблюдаемые значения, \hat{Y}_i – прогнозируемые значения, а \bar{Y} – среднее значение Y .

Несмотря на свою полезность, R^2 имеет некоторые ограничения: он не учитывает количество предикторов и может быть искажен выбросами.

MAE является мерой абсолютной ошибки ($|Y - \hat{Y}|$) между предсказанными и фактическими значениями:

$$\text{MAE} = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^{n-1} |Y_i - \hat{Y}_i|.$$

MAE менее чувствительна к большим ошибкам по сравнению с MSE и RMSE, так как использует абсолютные значения ошибок.

MSE и RMSE характеризуются среднеквадратической ошибкой и ее квадратным корнем соответственно:

$$\text{MSE} = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^{n-1} |Y_i - \hat{Y}_i|^2;$$

$$\text{RMSE} = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=0}^{n-1} (Y_i - \hat{Y}_i)^2}.$$

MSE чувствительна к большим ошибкам, так как квадраты разностей увеличиваются при больших отклонениях. Поскольку RMSE измеряется в тех же единицах, что и сами данные, ее легче интерпретировать по сравнению с MSE. Однако, как и MSE, RMSE также чувствительна к большим ошибкам.

Анализ этих метрик имеет решающее значение для комплексной оценки предсказательной эффективности моделей [15, 16]. При сравнении этих метрик особое внимание будет уделено MSE, которая имеет преимущество в выявлении и учете крупных ошибок, что делает ее полезной в задачах машинного обучения, где важно минимизировать большие отклонения от истинных значений. Кроме того, функция MSE гладкая и дифференцируемая, что упрощает вычисление градиентов при использовании методов оптимизации, таких как градиентный спуск. Следовательно, при оценке точности различных моделей MSE является более подходящим выбором из-за простоты расчета и дифференцируемости. Стоит также обратить внимание на коэффициент детерминации R^2 – его значение, близкое к единице, считается наиболее благоприятным.

Вместе с этим перед использованием моделей машинного обучения будет проведен предварительный анализ данных. Важным аспектом этого анализа является проверка на нормальность, а также выявление и устранение выбросов, которые могут существенно повлиять на точность моделей.

Оптимизация моделей – один из важных этапов для достижения эффективных решений. Помимо этого, важной задачей является настройка гиперпараметров, которая направлена на обеспечение наилучшей производительности, оцененной по валидационному набору данных, в рамках выбранного алгоритма. Гиперпараметры играют значительную роль в управлении процессом обучения и существенно влияют на прогностическую точность. Правильная настройка гиперпараметров также способствует уменьшению проблем переобучения и недообучения, тем самым улучшая прогностическую точность. В решении проблемы переобучения может помочь Dropout (исключение). Это метод решения, при котором случайным образом исключаются блоки со связями из нейронной сети во время обучения, что предотвращает коадаптацию [14].

Целью настоящей работы является разработка прогностической нейросетевой модели для оценки шероховатости поверхности при фрезеровании нержавеющей стали сферическим инструментом.

Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- исследование процесса прогнозирования параметра шероховатости поверхности Rz при фрезеровании сферическим инструментом, включая оптимизацию архитектуры ИНС, выбор количества слоёв и настройку параметров модели, для повышения точности прогнозов;
- анализ влияния различных входных параметров, включая угол наклона инструмента, на точность прогнозирования шероховатости и разработка подхода к минимизации числа входных данных без потери эффективности модели, а также исследование возможности применения модели при ограниченных обучающих наборах;
- итоговое тестирование разработанной модели, оценка её точности с использованием таких метрик, как MSE, RMSE, MAE и R^2 , а также оценка ее эффективности через сравнительный анализ предсказанных и экспериментальных данных.

Методика исследований

Операции фрезерования были выполнены на обрабатывающем центре DMG MORI DMU 50 мощностью 9 кВт с максимальной частотой вра-

щения (n_{\max}) 8000 мин^{-1} . Деталь, подлежащая обработке, изготовлена из нержавеющей стали аустенитного класса. Химический состав стали 12X18H10T, % по массе: $C \leq 0,12$; $Si \leq 0,8$; $Mn \leq 2,0$; $P \leq 0,035$; $S \leq 0,02$; $Ni 9...11$; $Cr 17...19$; $Ti < 0,8$; Fe – остальное. В качестве материала режущего инструмента при резании использовался твердый сплав с мультислойным (TiN и TiAl) PVD-покрытием и мелкозернистой основой диаметром 6, 8, 10 и 12 мм фирмы Sandvik Coromant. В ходе проведения экспериментов данные измерения износа радиуса инструмента (r , мм) по уровням были получены с применением контактного датчика TT140 фирмы Heidenhain.

Измерения шероховатости после фрезерования поверхности проводились при помощи профилометра SURFCOM 1800D, для данного прибора погрешность по эталону составляет 3 %. Фильтр – 50%-й гауссов. Параметр базовой длины (отсечки шага) выбран равным 0,8 мм (ISO 4288:1996) для всех измерений, так как предположительный диапазон должен составить $0,5 < Rz \leq 10$. Трассировка выполнялась три раза в направлении подачи инструмента.

Экспериментальные исследования проводились по плану эксперимента, который включает в себя как контролируемые, так и неконтролируемые факторы. Контролируемыми факторами являются a_p , fz , γ , D и V , неконтролируемыми – W и r . Параметр отклика – шероховатость поверхности Rz .

После проведения экспериментов следующим этапом стало построение моделей ИНС. Все модели были построены с использованием языка Python и библиотек TensorFlow, Keras (в составе TensorFlow) для создания, обучения нейронных сетей и работы с регуляризацией; NumPy для работы с массивами; Scikit-learn для предобработки данных. Экспериментальные данные были разделены на обучающие и тестовые наборы, которые прошли процесс стандартизации и нормализации, составляющие 70 и 30 % от общего числа проведенных экспериментов, что соответствует 28 попыткам обучения и 12 попыткам тестирования.

Алгоритм обучения нейросети – метод обратного распространения ошибки (BP). Метод используется для вычисления градиента функции потерь по отношению к весам нейронной сети.

В результате прямого распространения входные данные проходят через сеть и создают выходное предсказание. Затем вычисляется ошибка предсказания. Эта ошибка распространяется обратно через сеть, начиная с выходного слоя и проходя через все скрытые слои до входного слоя. На каждом слое вычисляется градиент ошибки по отношению к весам.

Значения гиперпараметров были протестированы, и наилучшие значения, найденные для моделей, представлены в табл. 1.

Используемый оптимизатор (в нашем случае Adam) обновляет веса в соответствии с вычисленными градиентами. Эти шаги повторяются для каждой эпохи обучения, что позволяет модели итерационно улучшать свои предсказания.

Результаты и их обсуждение

Одним из важнейших распределений является нормальное, оно описывает типичное поведение различных явлений и имеет большое значение в статистике. Для определения распределения параметра рассмотрены измеренные данные Rz после механической обработки 512 поверхностей с применением СОЖ. Для всех поверхностей технологические параметры составляли $a_p = 0,2 \text{ мм}$, $a_e = 0,4 \text{ мм}$. Результаты распределения параметра шероховатости (Rz) представлены на рис. 2.

Проверка гипотезы по критерию согласия Пирсона показала отсутствие оснований для отклонения гипотезы о нормальном законе распределения при выполнении условий $f > 100$ и $p > 0,05$. Определено, что данные выборки параметра Rz в среднем отклоняются от математического ожидания 5,357 мкм на 0,389 мкм. Установлено, что данные выборки параметра Rz распределяются по нормальному закону согласно правилу двух сигм с вероятностью 0,9873.

Для дальнейшего использования данных в нейросетевом моделировании выбросы удалены, поскольку они могут исказить результаты и снизить способность модели эффективно выявлять закономерности в данных [17]. Кроме того, для последующих экспериментов глубина и боковой шаг были постоянными и составляли $a_p = 0,2 \text{ мм}$, $a_e = 0,4 \text{ мм}$ [18]. В связи с этим количество варьируемых входных параметров для нейросетевой модели уменьшено до трех.

Гиперпараметры для модели нейронной сети BPNN
Hyperparameters for the BPNN neural network model

Model / Модель	Hyperparameters / Гиперпараметры	Indicator / Показатель
Sequential / Последовательная	Activation hidden layers / Функция активации скрытых слоев	<i>Leaky ReLU</i> / Протекающий ReLU
	Kernel_regularizer / Функция регуляризации ядра	$l1 = 0,0001, l2 = 0,0001$
	Dropout / Дропаут	0,01
	Optimizer / Алгоритм оптимизации	Adam / «Адам»
	Learning_rate / Скорость обучения	0,001
	Loss / Функция потерь	mean_squared_error / Среднеквадратичная ошибка
	Metrics / Метрики	mean_squared_error, sqrt(mse), mean_absolute_error / Среднеквадратичная ошибка; корень из среднеквадратичной ошибки; средняя абсолютная ошибка
	Batch size / Размер пакета	16
	Epochs / Эпохи	500

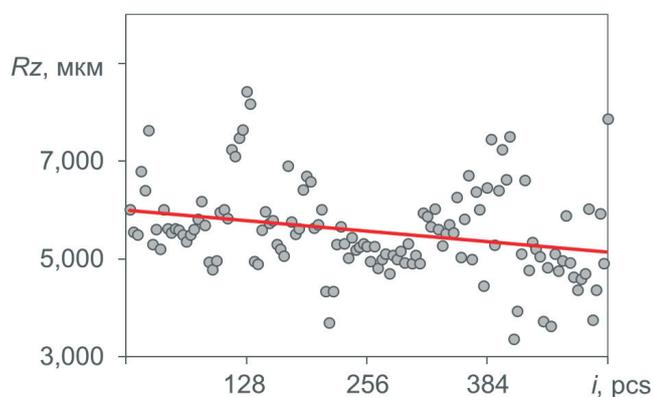
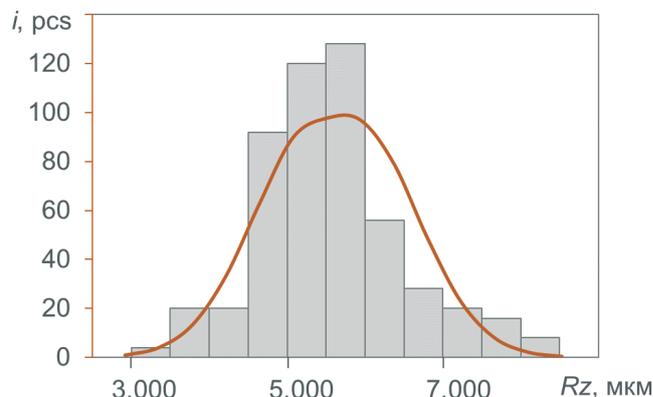


Рис. 2. Распределение параметра шероховатости Rz

Fig. 2. Distribution of surface roughness parameter Rz



Переменную W часто воспринимают как стохастическую и неподконтрольную, вносящую в набор данных необъяснимую дисперсию независимо от объясняющих переменных и самой модели. Чаще всего W и r рассматриваются как неотъемлемый компонент изменчивости, поэтому рассмотрим влияние указанных параметров на отклик по параметру Rz . При $fz = 0,4$ мм/зуб, $\gamma = 50^\circ$, $D = 6$ мм и $z = 2$ получены следующие результаты, представленные на рис. 3.

Рациональное применение СОЖ является важным фактором повышения производитель-

ности обработки металлов. При использовании СОЖ параметр шероховатости Rz в среднем снизился на 14 %.

Скорость диссипации существенно зависит от скорости резания (V_c , м/мин) и объема удаляемого материала (Q , см³/мин). При этом

$$\frac{S_{zj} \cdot fz \cdot n_c \cdot z}{1000}$$

где n_c – частота вращения мин⁻¹; S_{zj} – площадь поперечного сечения при фрезеровании сферическим инструментом, мм²:

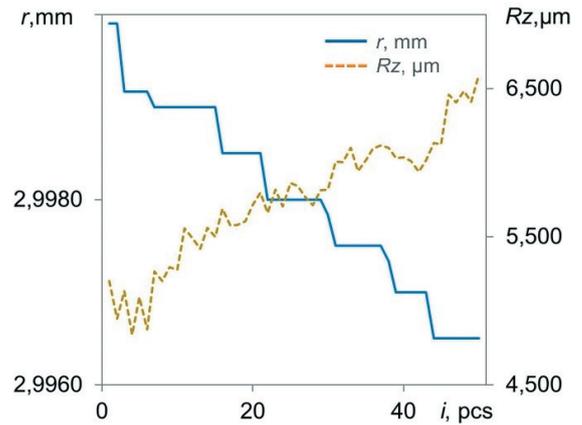
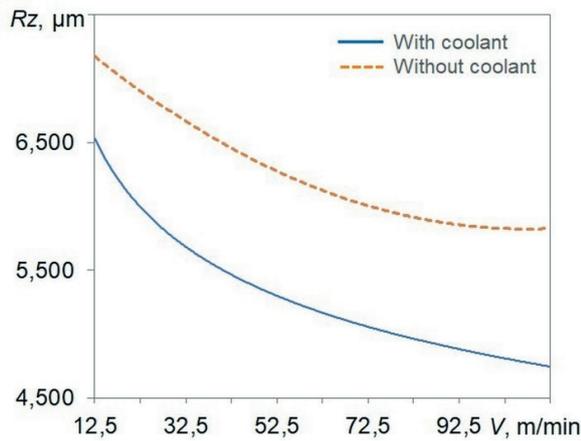


Рис. 3. Зависимость параметра шероховатости Rz от скорости резания, СОЖ и износа инструмента

Fig. 3. Dependence of surface roughness parameter Rz on cutting speed, coolant and tool wear

$$S_{zj} = \left(2 \left(\frac{a_p}{2} \right)^2 + \frac{2 \sin \left(\frac{2 \cos^{-1} \left(1 - 2 \frac{a_p}{2} \frac{R}{2} \right)}{2R} \right) R}{4} \right)^2 \times \left(fz \cdot \sin \tan^{-1} \frac{a_p}{2 \sin \left(\frac{2 \cos^{-1} \left(1 - 2 \frac{a_p}{2} \frac{R}{2} \right)}{2R} \right)} \right) \cdot 2$$

Эффект от действия СОЖ зависит от рационального выбора условий резания, износа инструмента, инструментального и обрабатываемого материала [19]. В данном случае необходимо использовать СОЖ и назначать скорость резания не ниже 75 м/мин для достижения минимально возможного параметра шероховатости Rz , тогда параметр W не будет оказывать существенного влияния на интерпретацию или производительность модели.

Шероховатость поверхности обрабатываемого материала также зависит от степени износа инструмента [20], при этом установлена следующая

корреляционная зависимость: $R = -0,95$ (сильная, отрицательная). При увеличении количества обрабатываемых поверхностей (i , pcs) происходит размерный износ инструмента, в пределах 2...4 мкм, вследствие чего увеличивается параметр Rz на 21 % от минимальных значений.

Рассмотрим эксперимент с тремя факторами, каждый из которых имеет два уровня (табл. 2). Тогда в полном факторном плане восемь комбинаций ($k = 2^3 = 8$).

На основе теоретических данных о факторах, влияющих на шероховатость, была рассмотрена следующая модель: $Y(Rz) = a + b_{fz} X_{fz} + b_{\gamma} X_{\gamma} + b_D X_D$. Здесь рассчитанные естественные коэффициенты регрессии составляют $a = 3,00$; $b_{fz} = 2,77$; $b_{\gamma} = -0,55$; $b_D = -1,08$.

Параметры уравнения регрессии были оценены методом наименьших квадратов (МНК). Стандартизованные β -коэффициенты: $\beta_{fz} = 0,17$; $\beta_{\gamma} = -3,33$; $\beta_D = -1,01$. Сравнение модулей значений стандартизованных коэффициентов регрессии β позволяет заключить, что γ (угол наклона сфероцилиндрического инструмента) – наиболее влиятельный фактор при формировании параметра шероховатости Rz . При фиксации фактора fz остальные факторы показывают отрицательные стандартизованные коэффициенты β ($\beta_{\gamma} = -0,54$; $\beta_D = -1,09$), что указывает на уменьшение значения отклика Rz . Значение $R^2 = 0,14$ указывает на то, что fz играет важную роль в объяснении Rz , и его фиксация значительно снижает объяснительную способность модели.

В случае фиксации фактора γ стандартизованные коэффициенты β ($\beta_{fz} = 2,77$; $\beta_D = -1,09$) показывают, что fz имеет сильный положительный

Таблица 2

Table 2

Значения экспериментальных данных
Experimental data values

№	fz	γ	D	$fz\gamma$	fzD	γD	$fz\gamma D$	Rz
1	0,5	50	12	1	1	1	1	3,05
2	0,1	50	12	-1	-1	1	-1	0,13
3	0,1	10	12	1	-1	-1	1	0,18
4	0,1	10	6	1	1	1	-1	0,37
5	0,5	10	12	-1	1	-1	-1	4,33
6	0,5	50	6	1	-1	-1	-1	6,38
7	0,1	50	6	-1	1	-1	1	0,26
8	0,5	10	6	-1	-1	1	1	9,32

ный вклад, а D – сильный отрицательный. Высокое значение $R^2 = 0,84$ указывает на то, что даже при фиксированном γ факторы fz и D остаются важными для объяснения Rz .

Когда D фиксирован, стандартизованные коэффициенты $\beta_{fz} = 2,76$; $\beta_D = -0,54$. Это означает, что при фиксированном D увеличение fz приводит к увеличению Rz , а увеличение γ – к уменьшению. Значение $R^2 = 0,75$ также указывает на то, что модель с фиксированным D хорошо объясняет вариацию в Rz , а факторы fz и γ остаются важными для объяснения Rz .

Регрессионная модель (RM), полученная после проведения эксперимента по обработке пространственно-сложных поверхностей сфероцилиндрической фрезой и характеризующая взаимосвязь между величиной шероховатости, подачи на зуб, диаметром и углом наклона инструмента, выраженная нормализованной моделью, имеет следующий вид:

$$Rz_{(RM)} = 3 + 2,77_{fz} - 0,55_{\gamma} - 1,08_D - 0,51_{fz\gamma} - 1_{fzD} + 0,22_{\gamma D} + 0,2_{fz\gamma D}.$$

В настоящем исследовании рассмотрим влияние функции активации на производительность восьми моделей нейронных сетей при прогнозировании Rz (рис. 4).

Функция потерь отражает, насколько эффективно модель выполняет задачу во время обучения. Функция активации ReLU с ее нелинейностями, ускоряющими обучение, требует тщательного мониторинга потерь – как Train Loss, так и Validation Loss. Появление низких

потерь на обучающем наборе, но высоких – на валидационном (тестовом) наборе предполагает потенциальное переобучение (overfitting), указывая на то, что модель запоминает обучающие данные вместо того, чтобы изучать общие закономерности. Как видно из рис. 3, модели 3–32–16–1 и 3–6–6–1 слишком хорошо запомнили тренировочные данные, но плохо справляются с новыми.

В соответствии с представленными результатами и с учетом выбора конфигурации сети (табл. 3) на основе MSE, установлено, что лучшими конфигурациями сетей являются 3–64–64–1 (0,0481), 3–20–14–1 (0,0470) и 3–16–16–1 (0,0313). Вместе с этим они характеризуются низкими значениями RMSE, которые составили 0,2174, 0,2135, 0,1770, и MAE с результатами 0,1155, 0,1251, 0,1014 соответственно. RMSE интерпретируется как значение ошибки в той же шкале, что и сами данные.

При проверке моделей с наилучшей прогностической эффективностью использовался план с числом экспериментов $k = 12$ и факторами $fz \in \{0,4, 0,5\}$, $\gamma \in \{10, 15, 20, 30, 40, 50\}$, $D \in \{6\}$, распределенными случайным образом.

В табл. 4 и на рис. 5 представлены данные, показывающие связь между значениями, полученными в ходе проведения эксперимента, рассчитанными на основе разработанной регрессионной модели и предсказанными откликами ИНС (BPNN).

При оценке табл. 4 и рис. 5 можно сделать вывод о том, что рассматриваемые модели показали близкие прогнозируемые значения ($Y(Rz)$)

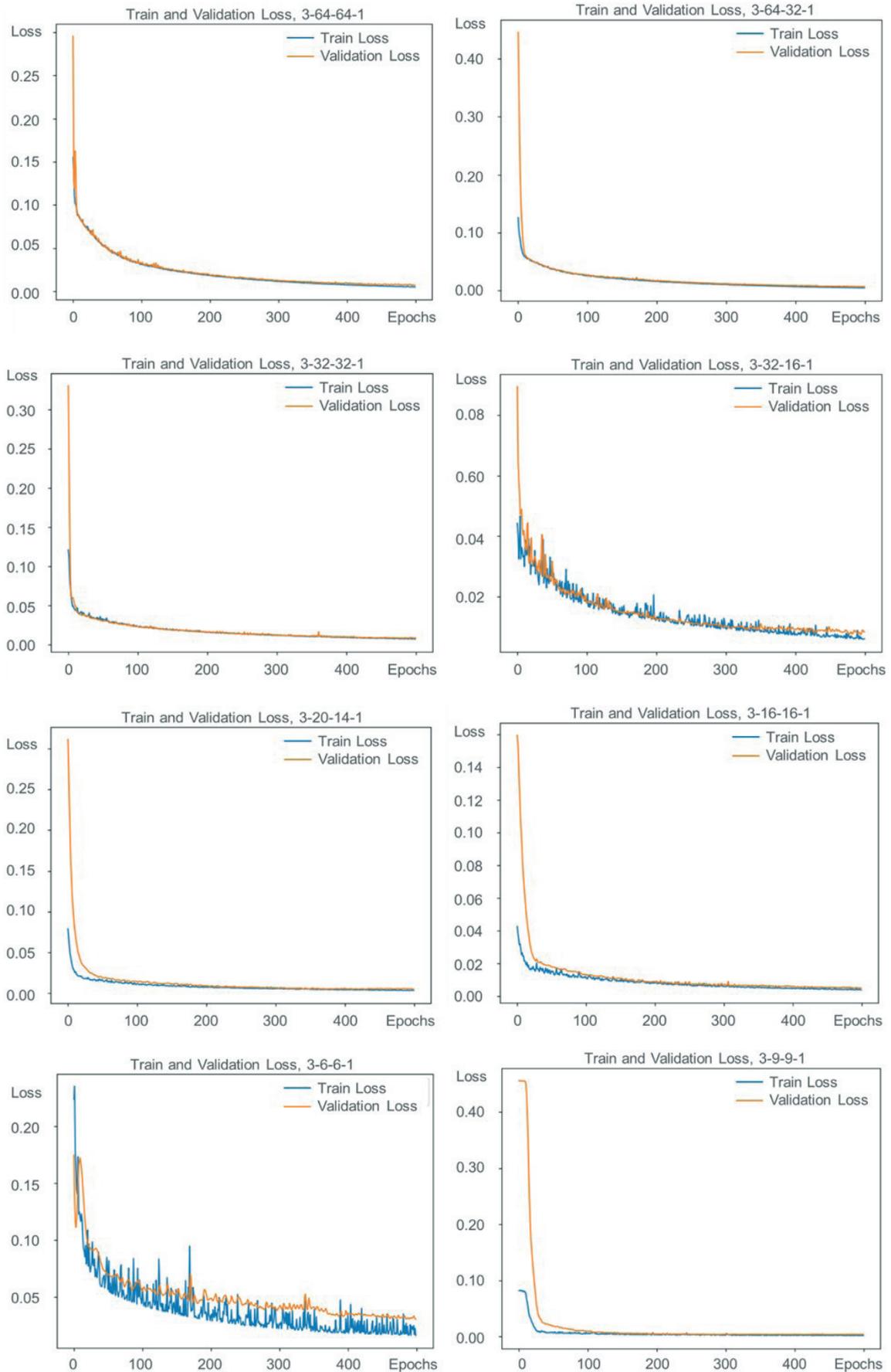


Рис. 4. Скорость обучения различных конфигураций

Fig. 4. Learning rates of various configurations

Таблица 3

Table 3

Прогностическая эффективность нейронной сети
Predictive performance of the neural network

Метрики / Metrics	3-64-64-1	3-64-32-1	3-32-32-1	3-32-16-1	3-20-14-1	3-16-16-1	3-6-6-1	3-9-9-1
Среднеквадратичная ошибка / <i>MSE</i>	0,0481	0,0621	0,0572	0,0685	0,0470	0,0313	0,0415	0,0603
Квадратный корень из <i>MSE</i> / <i>RMSE</i>	0,2174	0,2492	0,2391	0,2617	0,2135	0,1770	0,2037	0,2456
Средняя абсолютная ошибка / <i>MAE</i>	0,1155	0,1228	0,1656	0,1361	0,1251	0,1014	0,1306	0,1447
Коэффициент детерминации R^2 / R^2	0,9904	0,9889	0,9898	0,9878	0,9916	0,9944	0,9926	0,9862

Таблица 4

Table 4

Прогнозируемые ($Y(R_z)$) и экспериментальные (R_z) значения для выбранных конфигураций при $k = 12$

Predicted ($Y(R_z)$) and experimental (R_z) values for selected configurations at $k = 12$

fz	γ	D	R_z	$R_{z(RM)}$	$Y(R_z)$		
					3-64-64-1	3-20-14-1	3-16-16-1
0,4	10	6	6,945	7,090	6,680	6,277	6,491
0,4	50		4,610	4,840	4,938	5,025	5,116
0,4	20		6,108	6,528	6,037	6,469	6,303
0,4	40		5,400	5,403	5,357	5,503	5,261
0,5	20		8,341	8,590	7,923	8,372	7,875
0,4	15		6,614	6,809	6,426	6,495	6,330
0,5	10		9,163	9,330	8,272	8,402	8,925
0,4	30		5,826	5,965	6,067	5,987	6,307
0,5	15		8,786	8,960	8,463	8,590	8,072
0,5	40		6,992	7,110	7,035	6,977	7,407
0,5	30		7,694	7,850	7,792	7,443	7,896
0,5	50		6,024	6,370	6,548	6,745	6,541
MSE				0,049	0,136	0,167	0,175
RMSE				0,221	0,369	0,408	0,418
MAE(R_z)				0,195	0,286	0,317	0,384
MAE(R_a)				0,049	0,072	0,081	0,095
R^2				0,973	0,924	0,907	0,903

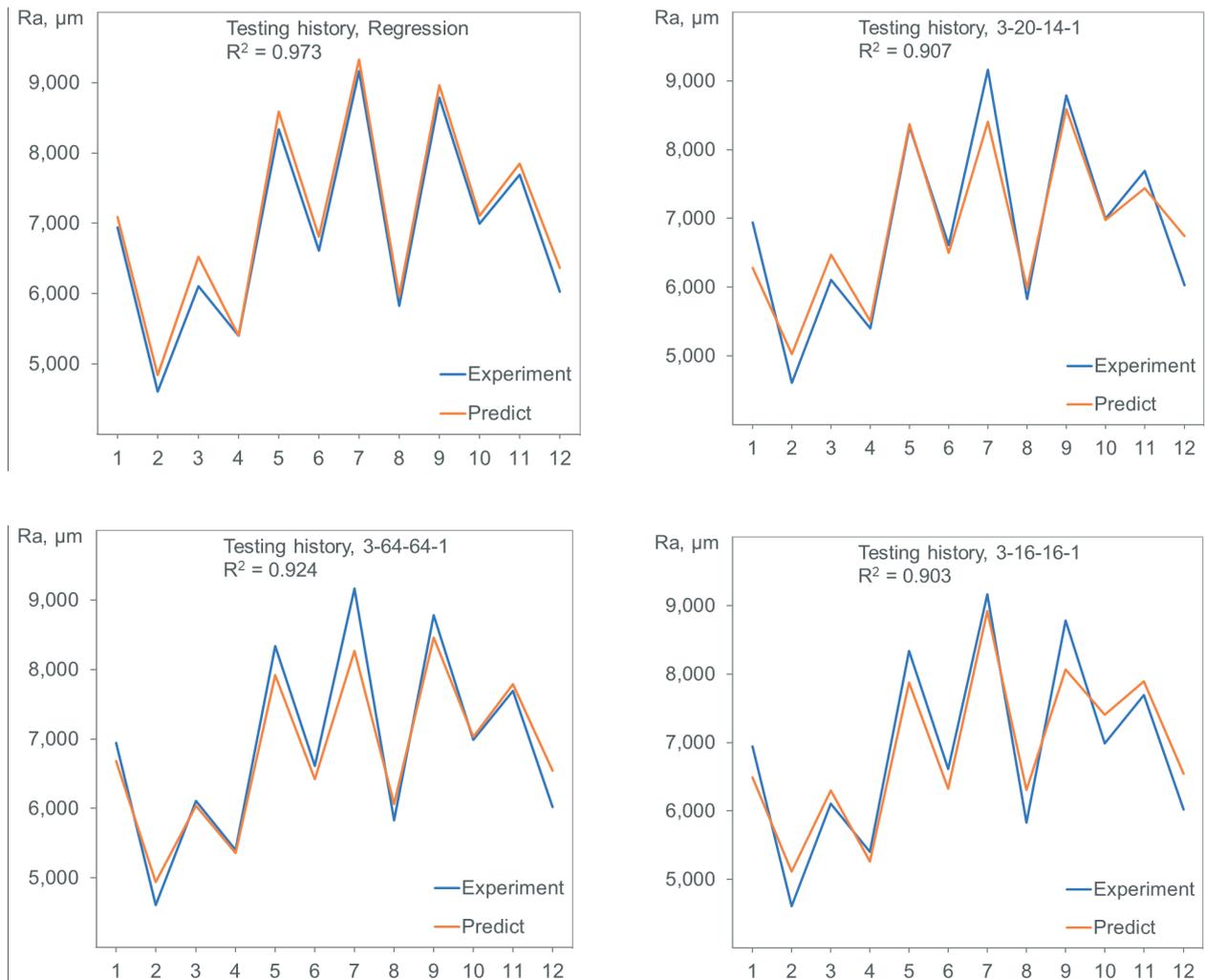


Рис. 5. Предсказанные значения (Predict) и экспериментальные (Experiment) для выбранных классификаций

Fig. 5. Predicted and Experimental values for selected classifications

к фактическим (R_z). Коэффициент детерминации R^2 составил для регрессионной модели 0,973, 0,924, 0,907 и 0,903 соответственно для рассматриваемых конфигураций. По всем конфигурациям $MAE \approx 0,2955$ мкм, это означает, что в среднем предсказания моделей отклоняются от фактических значений R_z на 0,2955 мкм.

Параметр R_z находится в корреляционной зависимости с параметром R_a [21–23], имея коэффициент корреляции 0,91, что указывает на сильную положительную связь между ними. Этот параметр был получен в ходе статистической обработки экспериментальных данных и демонстрирует значительную степень зависимости R_a и R_z в соотношении $R_a = (R_z - 0,391) / 4,022$.

Сравнение экспериментальных данных с предсказаниями различных моделей позволило установить MAE для параметра $R_a \approx 0,049$ мкм.

Такое значение можно считать пренебрежимо малым в контексте шероховатости поверхности, указывая на то, что наблюдаемые значения чрезвычайно близки к фактическому среднему значению. Таким образом, можно сделать вывод, что для анализа шероховатости найденная погрешность незначительна и не оказывает существенного влияния на точность результатов, тем самым подтверждая соответствие наблюдаемых данных фактическому среднему значению.

Закключение

В данной статье рассмотрена искусственная нейронная сеть в качестве способа прогнозирования шероховатости поверхности при фрезеровании сфероцилиндрическим инструментом. Описаны этапы настройки архитектуры ИНС,



в частности подбор количества слоев и нейронов в скрытых слоях, для повышения точности прогнозов.

Рассмотрена концепция выбора параметров на основе значимости вклада в точность предсказания шероховатости поверхности R_z для сокращения входных факторов до возможно минимального. Результаты показывают, что получить точные прогнозы шероховатости поверхности возможно даже при учете небольшого количества входных параметров с относительно небольшими обучающими наборами.

Выбор правильной конфигурации сети и входных параметров имеет большое значение для обеспечения точности прогнозов. Кроме того, в исследовании подчеркивается важность учета угла наклона сфероцилиндрического инструмента от 10 до 50 градусов в обучении моделей ИНС, при этом увеличение угла влияет на уменьшение величины параметров шероховатости.

Итоговые тестирования, проведенные для проверки адекватности предложенной модели, показали, что модель хорошо работает с разумной точностью при заданном наборе параметров. В завершение можно сказать, что это исследование вносит значительный вклад в моделирование процессов механической обработки фрезерованием.

Список литературы

1. Система автоматизированного технологического управления износостойкостью деталей машин при обработке резанием / А.Г. Суслов, Д.М. Медведев, Д.И. Петрешин, О.Н. Федонин // *Научное издание технологии в машиностроении*. – 2018. – № 5 (83). – С. 40–44. – DOI: 10.30987/article_5ad8d291cddcd8.06334386.
2. Sensor data and information fusion to construct digital-twins virtual machine tools for cyber-physical manufacturing / Y. Cai, B. Starly, P. Cohen, Y.-S. Lee // *Procedia Manufacturing*. – 2017. – Vol. 10. – P. 1031–1042. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.094.
3. Zain A.M., Haron H., Sharif S. Prediction of surface roughness in the end milling machining using artificial neural network // *Expert Systems with Applications*. – 2010. – Vol. 37 (2). – P. 1755–1768. – DOI: 10.1016/j.eswa.2009.07.033.
4. Convolutional neural network-based tool condition monitoring in vertical milling operations using acoustic signals / C. Cooper, P. Wang, J. Zhang, R.X. Gao, T. Roney, I. Ragai, D. Shaffer // *Procedia Manufacturing*.

ing. – 2020. – Vol. 49. – P. 105–111. – DOI: 10.1016/j.promfg.2020.07.004.

5. Application of measurement systems in tool condition monitoring of milling: a review of measurement science approach / D.Yu. Pimenov, M. Kumar Gupta, L.R.R. da Silva, M. Kiran, N. Khanna, G.M. Krolczyk // *Measurement*. – 2022. – Vol. 199. – P. 111503. – DOI: 10.1016/j.measurement.2022.111503.

6. A surface quality prediction model considering the machine-tool-material interactions / M. Guo, W. Xia, C. Wu, C. Luo, Z. Lin // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 131 (7–8). – P. 1–19. – DOI: 10.1007/s00170-024-13072-2.

7. Chen C.H., Jeng S.Y., Lin C.J. Prediction and analysis of the Surface roughness in CNC end milling using neural networks // *Application Science*. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 393. – DOI: 10.3390/app12010393.

8. Oktem H., Erzurumlu T., Erzincanli F. Prediction of minimum surface roughness in end milling mold parts using neural network and genetic algorithm // *Materials & Design*. – 2006. – Vol. 27 (9). – P. 735–744. – DOI: 10.1016/j.matdes.2005.01.010.

9. Bingham G., Miikkulainen R. Discovering parametric activation functions // *Neural Networks*. – 2022. – Vol. 148. – P. 48–65. – DOI: 10.1016/j.neunet.2022.01.001.

10. Галушкин А.И. Нейронные сети: основы теории – М.: Горячая линия – Телеком, 2017. – 496 с. – ISBN 978-5-9912-0082-0. – URL: <https://asu.tusur.ru/learning/010402/d15a/010402-d15a-book1.pdf> (дата обращения: 02.04.2025).

11. Анцев А.В., Янов Е.С., Данг Ч.Х. Оптимизация режимов резания с учетом уровня вибрации на основе применения методов искусственного интеллекта // *Вестник Воронежского государственного технического университета*. – 2020. – Т. 16., № 3. – С. 101–109. – DOI: 10.25987/VSTU.2020.16.3.014.

12. Ерыгин Е.В., Дуюн Т.А. Прогнозирование шероховатости поверхности при чистовом фрезеровании с использованием нейронных сетей // *Вестник Белгородского государственного технологического университета им. В.Г. Шухова*. – 2019. – № 10. – С. 135–141. – DOI: 10.34031/article_5db3f6c82c1ea9.69942788.

13. Некоторые вопросы совместного применения детерминированных математических моделей и нейронных сетей в цифровых двойниках процесса обработки металлов резанием на металлорежущих станках / В.П. Лапшин, И.А. Туркин, В.И. Гвинджилия, И.О. Дудинов, Д.О. Гамалеев // *СТИН*. – 2024. – № 10. – С. 6–11.

14. Dropout: a simple way to prevent neural networks from overfitting / N. Srivastava, G. Hinton,

A. Krizhevsky, I. Sutskever, R. Salakhutdinov // *Journal of Machine Learning Research*. – 2014. – Vol. 15 (56). – P. 1929–1958.

15. Machine learning models for prediction and classification of tool wear in sustainable milling of additively manufactured 316 stainless steel / M. Danish, M.K. Gupta, S.A. Irfan, S.M. Ghazali, M.F. Rathore, G.M. Krolczyk, A. Alsaady // *Results in Engineering*. – 2024. – Vol. 22. – P. 102015. – DOI: 10.1016/j.rineng.2024.102015.

16. Chai T., Draxler R.R. Root mean square error (RMSE) or mean absolute error (MAE) arguments against avoiding RMSE in the literature // *Geoscientific Model Development*. – 2014. – Vol. 7 (3). – P. 1247–1250. – DOI: 10.5194/gmd-7-1247-2014.

17. A survey on data preprocessing for data stream mining: current status and future directions / S. Ramírez-Gallego, B. Krawczyk, S. García, M. Woźniak, F. Herrera // *Neurocomputing*. – 2017. – Vol. 239. – P. 39–57. – DOI: 10.1016/j.neucom.2017.01.078.

18. Modeling of cutter displacements during ball end milling of inclined surfaces / S. Wojciechowski, T. Chwalczuk, P. Twardowski, G.M. Krolczyk // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2015. – Vol. 15. – P. 798–805. – DOI: 10.1016/j.acme.2015.06.008.

19. Куцева М.Е., Клауч Д.Н., Кобелев О.А. Принципы выбора смазочно-охлаждающих технологических сред для обработки металлов резанием //

Известия МГТУ «МАМИ». – 2014. – Т. 8, № 1–2. – С. 73–76. – DOI: 10.17816/2074-0530-67737.

20. Tool wear prediction through AI-assisted digital shadow using industrial edge device / M. Chehreghad, G. Kecibas, C. Besirova, U. Uresin, M. Irican, I. Lazoglu // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2024. – Vol. 113. – P. 117–130. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.052.

21. Формирование параметров шероховатости на основе корреляционных связей при чистовом фрезеровании пространственно-сложных поверхностей / М.Р. Гимадеев, В.М. Давыдов, А.В. Никитенко, А.В. Сарыгин // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2019. – № 15 (6). – С. 243–249.

22. Gimadeev M.R., Li A.A. Analysis of systems for automated provision of surface roughness parameters based on dynamic monitoring // *Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don)*. – 2022. – Vol. 22 (2). – P. 116–129. – DOI: 10.23947/2687-1653-2022-22-2-116-129.

23. Экспериментальное исследование динамики процесса механообработки концевыми сфероцилиндрическими фрезами / М.Р. Гимадеев, А.А. Ли, В.О. Беркун, В.А. Стельмаков // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2023. – Т. 25, № 1. – С. 44–56. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1-44-56.

Конфликт интересов

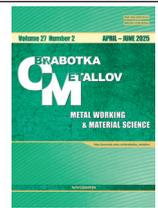
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 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



Prediction of surface roughness in milling with a ball end tool using an artificial neural network

Mikhail Gimadeev^{a,*}, Vadim Stelmakov^b, Aleksandr Nikitenko^c, Maksim Uliskov^d

Pacific National University, 136 Tihookeanskaya St., Khabarovsk, 680035, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-6685-519X>,  009063@togudv.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-2763-1956>,  009062@togudv.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-4729-5558>,  005392@togudv.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0001-9858-423X>,  2016104779@togudv.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 30 January 2025

Revised: 01 March 2025

Accepted: 27 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Milling

Roughness

Regression analysis

Artificial intelligence

Neural network

Standard error

Funding

This work has funded by the Ministry of science and higher education of Russian Federation (project № FEME–2024–0010).

ABSTRACT

Introduction. Milling stainless steel with a ball-end tool is a complex technological process that requires precise control of processing parameters to ensure high surface quality. In this regard, it is an urgent task to develop methods for predicting roughness parameters, such as Rz . **The aim of this work** is to develop a predictive neural network model that can estimate surface roughness when milling stainless steel using a ball-end tool. **Method and methodology.** The main focus is on error backpropagation and gradient descent methods, as well as hyperparameter tuning, which are necessary to prevent overfitting and underfitting of the model. Experimental studies include the analysis of both controlled variables, such as feed per tooth, angle of inclination and diameter of the tool, and uncontrolled, including coolant supply and tool wear. **Results and discussions.** The use of coolant for milling austenitic steel has reduced the roughness parameters Rz by an average of 14%. A strong negative correlation has been established between the dimensional wear of the tool and the parameter Rz (–0.95). At the same time, wear in the range of 2...4 μm affects an increase in the Rz parameter by 21% compared to the minimum values. The data obtained were used to train eight configurations of artificial neural networks, which were used to predict roughness using the Rz parameter. The results show that the 3-16-16-1 network configuration showed the lowest MSE (0.0313), followed by 3-20-14-1 (0.0470) and 3-64-64-1 (0.0481), respectively. In addition, these configurations also demonstrated the lowest average absolute error values, which demonstrate the average of the absolute differences between predicted and observed values (0.1014; 0.1251 and 0.1155, respectively), and the coefficient of determination, which is a statistical measure indicating the proportion of data variability explained by the model (0.9944; 0.9916; 0.9904). A comparison of the experimental data with the predictions of various models allowed us to determine the average value of the absolute differences for the models according to the parameter $Ra \approx 0.074$. The study suggests approaches to training neural network models for accurate prediction of roughness parameters, which makes a significant contribution to the methods of modeling machining processes.

For citation: Gimadeev M.R., Stelmakov V.A., Nikitenko A.V., Uliskov M.V. Prediction of surface roughness in milling with a ball end tool using an artificial neural network. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 126–141. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-126-141. (In Russian).

References

1. Suslov A.G., Medvedev D.M., Petreshin D.I., Fedonin O.N. Sistema avtomatizirovannogo tekhnologicheskogo upravleniya iznosostoikost'yu detalei mashin pri obrabotke rezaniem [System for automated wear-resistance technological control of machinery at cutting]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science intensive technologies in mechanical engineering*, 2018, no. 5 (83), pp. 40–44. DOI: 10.30987/article_5ad8d291cddcd8.06334386.
2. Cai Y., Starly B., Cohen P., Lee Y.S. Sensor data and information fusion to construct digital-twins virtual machine tools for cyber-physical manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 10, pp. 1031–1042. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.094.

* Corresponding author

Gimadeev Mikhail R., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Pacific National University,
 136 Tihookeanskaya st.,
 680035, Khabarovsk, Russian Federation
 Tel.: +7 924 216-31-39, e-mail: 009063@togudv.ru

3. Zain A.M., Haron H., Sharif S. Prediction of surface roughness in the end milling machining using artificial neural network. *Expert Systems with Applications*, 2010, vol. 37 (2), pp. 1755–1768. DOI: 10.1016/j.eswa.2009.07.033.
4. Cooper C., Wang P., Zhang J., Gao R.X., Roney T., Ragai I., Shaffer D. Convolutional neural network-based tool condition monitoring in vertical milling operations using acoustic signals. *Procedia Manufacturing*, 2020, vol. 49, pp. 105–111. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.07.004.
5. Pimenov D.Y., Kumar Gupta M., da Silva L.R.R., Kiran M., Khanna N., Krolczyk G.M. Application of measurement systems in tool condition monitoring of milling: a review of measurement science approach. *Measurement*, 2022, vol. 199, p. 111503. DOI: 10.1016/j.measurement.2022.111503.
6. Guo M., Xia W., Wu C., Luo C., Lin Z. A surface quality prediction model considering the machine-tool-material interactions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 131 (7–8), pp. 1–19. DOI: 10.1007/s00170-024-13072-2.
7. Chen C.H., Jeng S.Y., Lin C.J. Prediction and analysis of the Surface roughness in CNC end milling using neural networks. *Application Science*, 2022, vol. 12 (1), p. 393. DOI: 10.3390/app12010393.
8. Oktem H., Erzurumlu T., Erzincanli F. Prediction of minimum surface roughness in end milling mold parts using neural network and genetic algorithm. *Materials & Design*, 2006, vol. 27 (9), pp. 735–744. DOI: 10.1016/j.matdes.2005.01.010.
9. Bingham G., Miikkulainen R. Discovering parametric activation functions. *Neural Networks*, 2022, vol. 148, pp. 48–65. DOI: 10.1016/j.neunet.2022.01.001.
10. Galushkin A.I. *Neironnyye seti: osnovy teorii* [Neural networks: fundamentals of theory]. Moscow, Goryachaya liniya – Telekom Publ., 2010. 496 p. ISBN 978-5-9912-0082-0. Available at: <https://asu.tusur.ru/learning/010402/d15a/010402-d15a-book1.pdf> (accessed 02.04.2025).
11. Antsev A.V., Yanov E.S., Dang Ch.Kh. Optimizatsiya rezhimov rezaniya s uchetom urovnya vibratsii na osnove primeneniya metodov iskusstvennogo intellekta [Cutting modes optimization taking into account vibration level based on application of artificial intelligence methods]. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Voronezh state technical university*, 2020, vol. 16 (3), pp. 101–109. DOI: 10.25987/VSTU.2020.16.3.014.
12. Erygin E.V., Duyun T.A. Prognozirovanie sherokhovatosti poverkhnosti pri chistovom frezerovanii s ispol'zovaniem neironnykh setei [Forecasting of the surface roughness in finishing milling using neural networks]. *Vestnik Belgorodskogo gosudarstvennogo tekhnologicheskogo universiteta im. V.G. Shukhova = Bulletin of Belgorod state technological university named after V.G. Shukhov*, 2019, no. 10, pp. 135–141. DOI: 10.34031/article_5db3f6c82c1ea9.69942788.
13. Lapshin V.P., Turkin I.A., Gvindzhilia V.I., Dudinov I.O., Gamaleev D.O. Nekotorye voprosy sovместnogo primeneniya determinirovannykh matematicheskikh modelei i neironnykh setei v tsifrovyykh dvoynikakh protsessa obrabotki metallov rezaniem na metallovezhushchikh stankakh [Using deterministic models and neural networks in digital twins of metal cutting processes]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2024, no. 10, pp. 6–11. (In Russian).
14. Srivastava N., Hinton G., Krizhevsky A., Sutskever I., Salakhutdinov R. Dropout: a simple way to prevent neural networks from overfitting. *Journal of Machine Learning Research*, 2014, vol. 15 (56), pp. 1929–1958.
15. Danish M., Gupta M.K., Irfan S.A., Ghazali S.M., Rathore M.F., Krolczyk G.M., Alsaady A. Machine learning models for prediction and classification of tool wear in sustainable milling of additively manufactured 316 stainless steel. *Results in Engineering*, 2024, vol. 22, p. 102015. DOI: 10.1016/j.rineng.2024.102015.
16. Chai T., Draxler R.R. Root mean square error (RMSE) or mean absolute error (MAE)? – Arguments against avoiding RMSE in the literature. *Geoscientific Model Development*, 2014, vol. 7 (3), pp. 1247–1250. DOI: 10.5194/gmd-7-1247-2014.
17. Ramírez-Gallego S., Krawczyk B., García S., Wozniak M., Herrera F. A survey on data preprocessing for data stream mining: current status and future directions. *Neurocomputing*, 2017, vol. 239, pp. 39–57. DOI: 10.1016/j.neucom.2017.01.078.
18. Wojciechowski S., Chwalczuk T., Twardowski P., Krolczyk G.M. Modeling of cutter displacements during ball end milling of inclined surfaces. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2015, vol. 15, pp. 798–805. DOI: 10.1016/j.acme.2015.06.008.
19. Kuscheva M.E., Klauch D.N., Kobelev O.A. Printsipy vybora smazochno-okhlazhdayushchikh tekhnologicheskikh sred dlya obrabotki metallov rezaniem [Principles of selection of cutting technological mediums for metal cutting]. *Izvestiya MGTU MAMI*, 2014, vol. 8, no. 1–2, pp. 73–76. DOI: 10.17816/2074-0530-67737. (In Russian).



20. Chehrehzad M., Kecibas G., Besirova C., Uresin U., Irican M., Lazoglu I. Tool wear prediction through AI-assisted digital shadow using industrial edge device. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 113, pp. 117–130. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.052.

21. Gimadeev M.R., Davydov V.M., Nikitenko A.V., Sarygin A.V. Formirovanie parametrov sherokhovatosti na osnove korrelyatsionnykh svyazei pri chistovom frezerovanii prostranstvenno-slozhnykh poverkhnostei [Formation of roughness parameters based on correlation relations during finishing milling of spatially complex surfaces]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2019, vol. 15, no. 6 (174), pp. 243–248.

22. Gimadeev M.R., Li A.A. Analysis of automated surface roughness parameter support systems based on dynamic monitoring. *Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don)*, 2022, vol. 22 (2), pp. 116–129. DOI: 10.23947/2687-1653-2022-22-2-116-129.

23. Gimadeev M.R., Li A.A., Berkun V.O., Stelmakov V.A. Eksperimental'noe issledovanie dinamiki protsessa mekhanoo obrabotki kontsevymi sferotsilindricheskimi frezami [Experimental study of the dynamics of the machining process by ball-end mills]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 1, pp. 44–56. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.1-44-56.

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



Условия изготовления биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства

Ксения Осипович ^{a, *}, Евгений Сидоров ^b, Андрей Чумаевский ^c, Сергей Никонов ^d,
 Евгений Колубаев ^e

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0009-2665-7514>, cas@ispms.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0002-5588-4718>, SergRFF@ispms.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.18; 620.11; 621.791.9

История статьи:

Поступила: 09 апреля 2025
 Рецензирование: 17 апреля 2025
 Принята к печати: 21 апреля 2025
 Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Аддитивное производство
 Проволочная электронно-лучевая аддитивная технология
 Резкий интерфейс
 Плавный интерфейс
 Гетерогенная структура
 Тепловложение
 Макроструктура

Финансирование

Результаты получены в рамках проекта Российского Научного Фонда № 24-72-00118.

АННОТАЦИЯ

Введение. Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) – перспективная технология производства, позволяющая варьировать дизайном интерфейса в композиционных материалах, что затруднительно при использовании традиционных методов. Возможность управления локальными металлургическими процессами в ванне расплава является ключевым преимуществом технологии ЭЛАП. Было изучено влияние переменных параметров ЭЛАП (тип подачи проволоки, характеристики развертки, значения погонной энергии) на возможность создания различного дизайна в биметаллических образцах на основе медных и железных сплавов. Установление взаимосвязи между структурообразованием и параметрами 3D-печати имеет большое значение для развития ЭЛАП. **Цель работы.** Установление влияния на качество получаемых изделий основных характеристик процесса ЭЛАП (силы тока, скорости подачи, тепловложения, стратегии печати и свойства материала) для формирования качественных биметаллических образцов с резким и плавным интерфейсом, гетерогенной структурой на основе медных и железных сплавов. **Методы исследования.** Особое внимание уделяется экспериментальным исследованиям, позволяющим оптимизировать процесс печати. Методом проволочного ЭЛАП получены биметаллические образцы с резким и плавным интерфейсом, гетерогенной структурой на основе медного и железного сплавов. В работе проанализированы значения тепловложения в зависимости от наносимого слоя; значения скорости подачи проволоки в зависимости от используемого материала; типы стратегии печати в зависимости от соотношения разнородных материалов в биметаллических образцах. Для визуализации качества выращенных биметаллических образцов с различным дизайном применяли цифровую камеру Pentax K-3 с фокусным расстоянием объектива 100 мм. **Результаты и обсуждение.** Основываясь на факторах взаимодействия электронного пучка с материалом, в данной работе систематически описаны возможности получения изделий на основе резкого и плавного интерфейса или гетерогенных материалов. Кроме того, были кратко описаны некоторые методы управления процессом для контроля дефектов с точки зрения факторов, влияющих на динамику ванны расплава, включая контроль термических условий процесса во время 3D-печати. Для формирования резкого интерфейса задается фиксированное значение тепловложения для каждого из рассматриваемых материалов: при нанесении слоев меди М1 оно составляет 0,09 кДж/мм, что в 2,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев медного сплава БрАМц9-2; при нанесении слоев из железных сплавов 12Х18Н9Т тепловложение составляет 0,17 кДж/мм, что в 1,5 раза меньше, чем его значение при нанесении слоев железного сплава 09Г2С. Для формирования плавного интерфейса значения тепловложения не являлись фиксированными в зависимости от слоя, как и скорость подачи проволоки в ванну расплава. При формировании гетерогенной структуры в биметаллическом образце применялось изменение стратегии печати в зависимости от процентного соотношения объема подаваемых проволоки разнородных сплавов. Благодаря точному контролю процесса ЭЛАП были получены бездефектные биметаллические образцы на основе медных и железных сплавов.

Для цитирования: Условия изготовления биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства / К.С. Осипович, Е.А. Сидоров, А.В. Чумаевский, С.Н. Никонов, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 142–158. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27-2-142-158.

Введение

Современные методы аддитивного производства, такие как проволочная электронно-лучевая 3D-печать (ЭЛАП), представляют собой один из наиболее перспективных подходов к созданию

сложных металлических конструкций с уникальными механическими и функциональными свойствами. На данный момент количество публикаций по изготовлению биметаллических образцов электронно-лучевым способом растет, что подтверждает актуальность исследований. Этот метод активно применяется в аэрокосмической, автомобильной и медицинской отраслях, где требуется высокая точность, прочность и надежность изделий [1]. В отличие от тради-

*Адрес для переписки

Осипович Ксения Сергеевна, к.ф.-м.н.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 Академический проспект, 2/4,
 634055, Томск, Россия
 Тел.: +7 999 499-57-53, e-mail: osipovich_k@ispms.ru

ционных способов литья и фрезерования метод ЭЛАП позволяет печатать изделия из различных материалов с минимальными потерями материала и без необходимости использования форм и штампов [2].

Биметаллический образец изготавливается из двух материалов с различными свойствами, что позволяет получать изделие с характеристиками свойств, отличными от характеристик свойств отдельных материалов. При этом биметаллы не должны иметь дефектов в интерфейсе между разнородными материалами. При возникновении дефектов образцы утрачивают требуемые параметры механических или эксплуатационных свойств. Наиболее распространенным дизайном интерфейса биметаллических образцов является резкий переход от одного материала к другому – например, биметаллы с резким интерфейсом на основе системы «сталь – медь», изготовленные посредством лазерного спекания [3, 4]. Однако анализ литературы показал, что создание плавного интерфейса между разнородными материалами при использовании метода лазерного спекания затруднено. Поэтому ЭЛАП обеспечивает беспрецедентную свободу микроструктурного дизайна во время изготовления.

Одним из фундаментальных аспектов, влияющих на эффективность ЭЛАП, является взаимодействие электронного луча с металлической проволокой [5]. Теория рассеяния электронов играет важную роль в определении глубины проникновения луча, формы и размера ванны расплава, а также в управлении тепловыми потоками, которые влияют на кристаллизацию материала [6]. Недостаточное внимание к этим факторам может привести к снижению механической прочности, ухудшению геометрической точности и увеличению количества дефектов в готовых изделиях [7]. Понимание этих процессов позволяет прогнозировать формирование микроструктуры, минимизировать дефекты, такие как пористость, трещины и неоднородность структуры, а также оптимизировать параметры печати для достижения наилучших результатов [8].

В основе процесса лежит катодный узел, наращивающий величину энергии для преодоления потенциального барьера за счет высокой температуры и разности потенциалов анода и катода [9]. Помимо катодного узла работают пушки, отвечающие за формирование и фокусиров-

ку направленных электронных пучков, которые ускоряются под действием электрического поля и фокусируются магнитным полем, таким образом формируется направленный электронный пучок [10]. Сфокусированный электронный луч, испускаемый катодом, под воздействием высоких температур преобразует выделяемую тепловую энергию, тем самым формируя локальный нагрев и осуществляя плавление материала. Путем одновременной работы податчика проволоки и электронного луча по заданной траектории послойно наращивается материал, который образует трехмерную структуру после затвердевания. В зависимости от величины энергии, испускаемой лучом, интенсивность рассеивания будет больше при меньшем значении энергии. Однако при большем значении энергии возникает вероятность расширения зоны термического влияния, что приводит к избыточному проплавлению подаваемой проволоки на подложку или уже нанесенные слои.

Размер развертки в электронно-лучевой 3D-печати напрямую связан с диаметром электронного луча и его взаимодействием с материалом. Увеличение энергии электронов приводит к большей глубине проникновения, но также расширяет область рассеяния, что может снизить точность геометрии изготавливаемого изделия [1]. Для минимизации этого эффекта необходимо оптимизировать параметры луча, такие как энергия, фокусировка и плотность тока. Например, исследования показывают, что использование электронного луча с низкой энергией позволяет достичь более высокой точности геометрии изготавливаемого изделия, но ограничивает толщину наносимого слоя [2]. При высокой энергии электронного луча и низкой скорости сканирования энергия будет концентрироваться в поверхностных слоях, что может привести к локальному перегреву, и наоборот. При оптимальных параметрах энергия равномерно распределяется по объему, обеспечивая стабильное плавление и формирование качественной макро- и микроструктуры. Недостаточная передача энергии, обусловленная рассеянием электронов, может вызвать неполное расплавление материала, это способствует образованию пористости в структуре изделия. Кроме того, недостаточная энергия может препятствовать достижению температуры плавления, что негативно сказыва-

ется на прочности межслойных связей и повышенной шероховатости поверхности. Неравномерное охлаждение, связанное с неоднородным распределением энергии, также способствует формированию локальных зон напряжения, которые могут вызывать образование микротрещин. Перечисленные эффекты подчеркивают важность контроля параметров электронного луча и учета процессов рассеяния для минимизации дефектов и повышения качества печатаемых изделий [11].

В настоящей статье рассматривается влияние на качество получаемых изделий основных характеристик процесса ЭЛАП (силы тока, скорости подачи, тепловложения, стратегии печати и свойства материала), которые входят в теорию рассеяния электронов. Особое внимание уделяется экспериментальным исследованиям, позволяющим оптимизировать процесс печати.

Целью работы являлось установление влияния на качество получаемых изделий основных характеристик процесса ЭЛАП (силы тока, скорости подачи, тепловложения, стратегии печати и свойства материала) для формирования качественных биметаллических образцов с резким и плавным интерфейсом, гетерогенной структурой на основе медных и железных сплавов. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- установление интервалов значений тепловложения при нанесении слоев на основе железных и медных сплавов для формирования резкого интерфейса, которые зависят от значений напряжения и тока, необходимого для формирования ванны расплава;

- определение соотношения скоростей подаваемых проволок в ванну расплава для формирования плавного интерфейса;

- изучение влияния типа стратегии печати в зависимости от процентного соотношения объема разнородных сплавов при одновременной подаче проволок в ванну расплава.

Методика исследований

Биметаллические образцы с различным дизайном интерфейса и гетерогенной структурой были получены на лабораторной экспериментальной установке для аддитивного электронно-лучевого производства металлических изделий в ИФПМ СО РАН (рис. 1). В качестве разнородных материалов были выбраны железные и медные сплавы. При этом использовали проволоки диаметром 1,0 мм из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и конструкционной низколегированной стали 09Г2С, а также проволоки диаметром 1,2 мм из технической чистой меди марки М1 и безоловянной бронзы БрАМц9-2 (табл. 1). Выбор данных сплавов основывался на их широком практическом применении (кораблестроение, авиастроение, машиностроение и др.).

Многокомпонентные образцы печатаются с помощью электронного луча, генерируемого электронной пушкой, через магнитную фокусирующую систему, которая формирует развертку на поверхности в области печати, образуя ванну расплава. Проволока подается из податчика. В результате на подложке формируется образец, состоящий из послойно нанесенного материала.

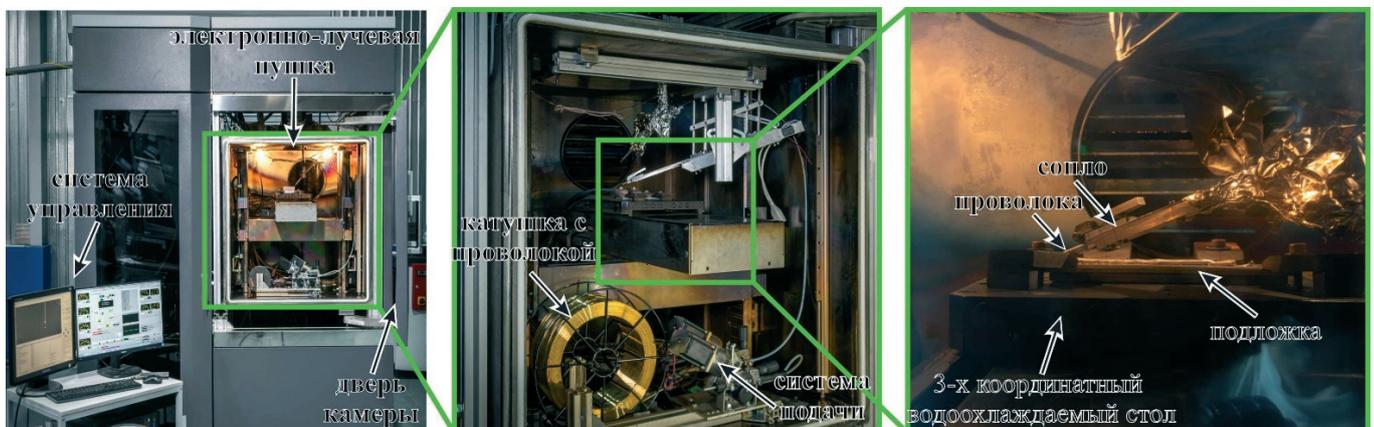


Рис. 1. Изображение вакуумной камеры лабораторной экспериментальной установки для аддитивного электронно-лучевого производства металлических изделий

Fig. 1. Vacuum chamber of the laboratory experimental installation for electron beam additive manufacturing

Таблица 1

Table 1

Химический состав исходных материалов проволок железных и медных сплавов
Chemical composition of wire feedstock: iron and copper alloys

Материал		Химический состав, вес. %								
		Fe	Cu	Cr	Ni	Mn	Al	Si	C	Другие
Подложка	304	Ост.	До 0,3	17...19	9...11	До 2	–	До 0,8	До 0,08	До 1,1
Проволока	12X18H9T	Ост.	До 0,3	17...19	9...11	До 2	–	До 0,8	До 0,12	До 0,6
	M1	До 0,005	Ост.	–	До 0,002	–	–	–	–	До 0,02
	09Г2С	Ост.	До 0,3	До 0,3	До 0,3	1,3...1,7	–	0,5...0,8	До 0,12	До 0,28
	БрАМц9-2	До 0,5	Ост.	–	–	1,5...2,5	8...10	До 0,1	–	До 1,65

Благодаря варьированию параметров при ЭЛАП этот метод потенциально подходит для получения материалов с контролируемой структурой и улучшенными механическими или эксплуатационными характеристиками. Параметры печати (размер развертки, напряжение, частота сканирования, ток и скорость подачи проволоки), используемые для изготовления вертикальной стенки, представлены в табл. 2.

Для визуализации качества выращенных биметаллических образцов с различным дизайном использовали цифровую камеру Pentax К-3 с фокусным расстоянием объектива 100 мм.

Результаты и их обсуждение

Всестороннее понимание формирования определенной структуры и ее дизайна в процессе аддитивного производства открывает широкие возможности для получения биметаллов

с желаемыми свойствами в конкретной части детали, что дает возможность изготовить более эффективное инженерное изделие [12, 13]. На рис. 2 схематично показаны некоторые возможные на данный момент комбинации для многоматериальных изделий в аддитивном производстве. В зависимости от назначения изделия и требований к нему может применяться различная геометрия нанесения материалов и дизайн интерфейса.

Как уже говорилось выше, самый простой и распространенный дизайн интерфейса – резкий (рис. 2, а). Возможно получить и плавный интерфейс от одного материала к другому (рис. 2, б). Могут быть также получены гетерогенные структуры при помощи одновременной подачи разнородных несмешивающихся материалов, использования порошковой проволоки или добавления металлического порошка в матричный материал (рис. 2, в). В частности, это могут

Таблица 2

Table 2

Технологические параметры процесса ЭЛАП
EAM process parameters

Материал	Интерфейс	Форма развертки	Размер развертки, мм	Напряжение U , кВ	Частота сканирования, Гц	Ток, мА	Скорость подачи проволоки v , мм/мин
12X18H9T-M1	Резкий / Плавный / Композит	Эллипс	5	30	1000	90...45	250...440
12X18H9T-БрАМц9-2						80...42	250...440
09Г2С-БрАМц9-2						85...45	250...400

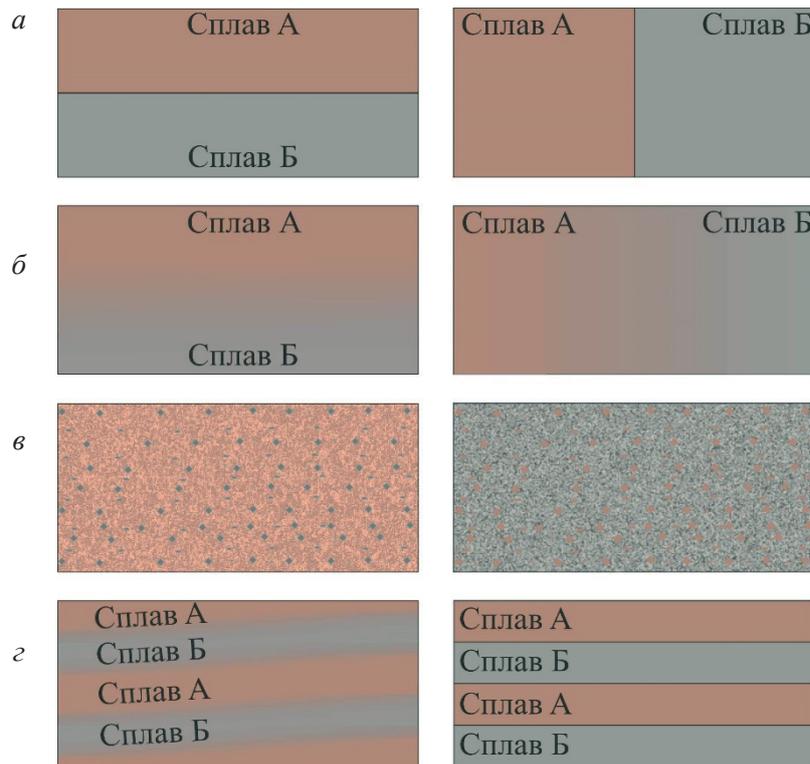


Рис. 2. Схема возможных вариантов многокомпонентного образца, изготовленного аддитивным производством:

a – резкий интерфейс; *б* – плавный интерфейс; *в* – гетерогенная структура; *г* – слоистый композит

Fig. 2. Schematic of possible multi-component sample configurations fabricated by additive manufacturing:

a – sharp interface; *б* – smooth interface; *в* – heterogeneous structure; *г* – layered composite

быть вставки второго материала в «матрицу» первого (отдельные области изделия печатаются последовательной укладкой второго материала, остальной объем печатается первым материалом). Для создания более сложного дизайна интерфейса можно использовать чередование разнородных материалов, формируя слоистую структуру (рис. 2, *г*). При этом дизайн структуры может представлять собой периодическое чередование разнородных полос (один через один слой, один через два, один через три... два через два, два через три и т. д.).

3D-печать различными материалами последовательных слоев в дальнейшем является актуальной при создании объемных изделий с формированием соседних (примыкающих друг к другу) столбцов, блоков. В практических применениях может быть желательно или даже необходимо иметь три или более состава, что не составляет трудности для аддитивного производства, которое обеспечивает беспрецедент-

ную свободу структурного дизайна при изготовлении.

Для формирования определенного дизайна структуры разнородных материалов необходимо знать физико-механические свойства металлов и сплавов для аддитивного производства, чтобы раскрыть весь истинный потенциал и получить бездефектное изделие [14]. Например, изготовление биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов может обеспечить уникальные свойства материала за счет сочетания теплопроводности и коэффициента теплового расширения меди с высокой прочностью стали (табл. 3). Однако крайне низкая способность к поглощению лазерного излучения ($\sim 2\%$) и высокая теплопроводность ($400 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{К}^{-1}$) меди и медных сплавов означают, что в процессе изготовления требуются высокие значения тепловложения. Следует отметить, что большая разница в коэффициенте теплового расширения между данными материалами при-

Физико-механические характеристики используемых материалов
Physical and mechanical properties of the materials used

Материал	$T_m, ^\circ\text{C}$	$\rho, \text{кг/м}^3$	$C, \text{Дж / (кг}\cdot^\circ\text{C)}$	$\lambda, \text{Вт / (м}\cdot^\circ\text{C)}$	$\alpha, 1 / ^\circ\text{C}$
12X18H9T	1420	7920	462...596	15...26	16,6...19,3
M1	1083	8940	390	387	16,7
09Г2С	1450...1520	7850	496...676	33...27	11,5...12,3
БрАМц9-2	1060	7630	461	71,4	17

водит к накапливанию деформации и высокому внутреннему напряжению на границе раздела, что в конечном итоге может привести к растрескиванию [15]. Из-за вышеупомянутых проблем изготовление биметаллических образцов с различным дизайном интерфейса между железными и медными сплавами затруднено [16].

Для изготовления бездефектного многокомпонентного образца при чередовании разнородных проволок во время печати необходимо управлять тепловыми условиями, чтобы проволока одного материала успевала расплавиться, а проволока другого материала не растекалась (создавая дефекты и нарушая геометрию изделия). Для этого необходимо учитывать физико-механические свойства и рассчитывать значения погонной энергии для каждого вида структурного дизайна и каждого используемого материала, как это будет показано ниже.

При формировании резкого интерфейса между разнородными материалами необходимо останавливать нанесение одного материала перед нанесением другого материала. Таким образом, сразу после нанесения N -го слоя проволокой железного сплава производится смена подачи на проволоку медного сплава (рис. 3).

Для изготовления биметалла с резким интерфейсом между железным и медным сплавами послойно наносили проволоку из железного сплава для формирования от 10 до 30 слоев. По завершении формирования аддитивно-выращенной области железного сплава подача стальной проволоки прекращалась полностью, и с помощью второго податчика в ванну расплава подавалась проволока медного сплава. Далее слои ($N + 1$) или первые слои медного сплава наносились уже с другими параметрами 3D-печати,

учитывая разные физико-механические свойства материалов.

Визуализация изменения параметров 3D-печати производилось за счет изменения значений тепловложения для каждого слоя с целью получения всестороннего понимания структур и дефектности аддитивно-выращенных областей при изготовлении аддитивными способами. Величина тепловложения является характеристикой теплового градиента и представляет собой величину погонной энергии, выделяемой на единицу длины слоя [17]. Значения тепловложения при изготовлении биметаллических образцов с резким интерфейсом между разнородными материалами приведено на рис. 4.

Нанесение слоев проволокой железного сплава производилось на основе уже известных данных [18]. Нанесение слоев проволокой медного сплава с использованием этих же параметров невозможно. При проведении подбора параметров для печати медной проволокой на уже нанесенные стальные слои необходимо минимизировать тепловложение. Таким образом, для печати биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов задается фиксированное значение тепловложения для каждого из рассматриваемых материалов. Значение тепловложения при нанесении слоев меди M1 составляет 0,09 кДж/мм, что в 2,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев медного сплава БрАМц9-2. Значение тепловложения при нанесении слоев из железных сплавов 12X18H9T составляет 0,17 кДж/мм, что в 1,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев железного сплава 09Г2С. Такая разница обуславливается различием теплофизических свойств используемых материалов.

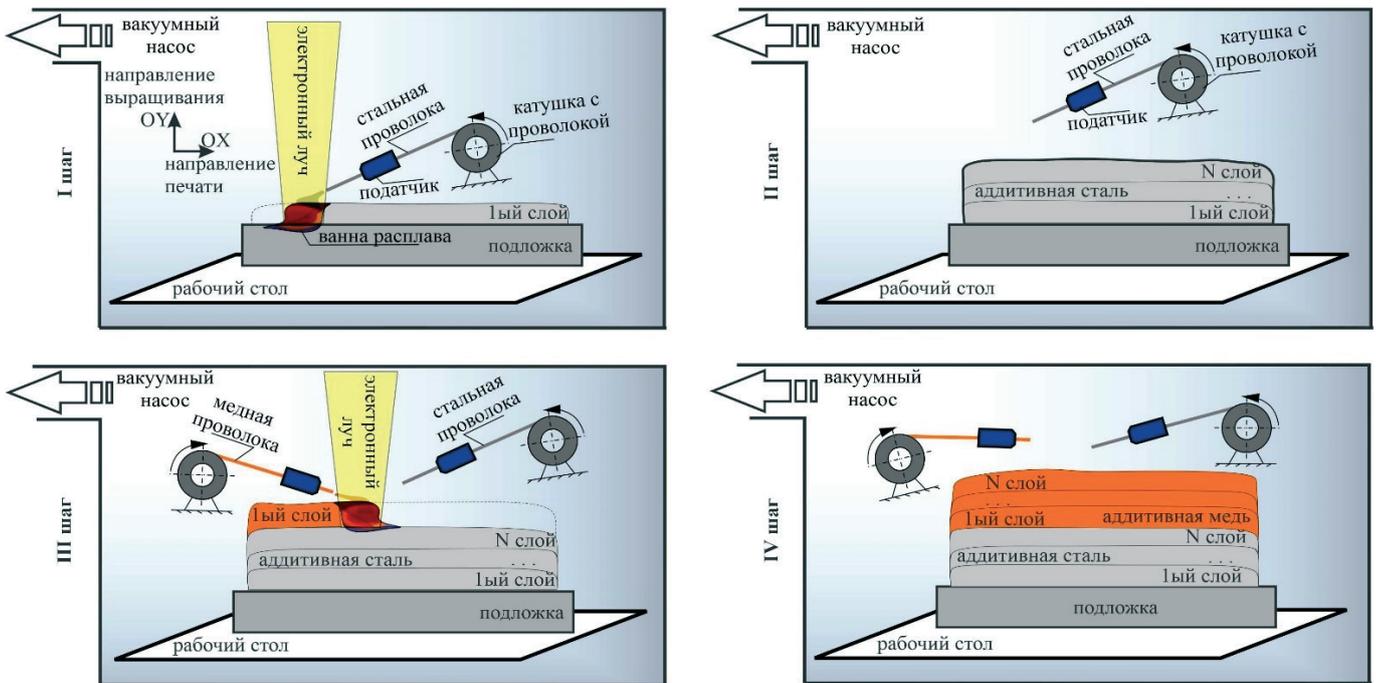


Рис. 3. Схема процесса изготовления электронно-лучевым аддитивным способом биметаллических образцов с резким интерфейсом между железным и медным сплавами

Fig. 3. Schematic of the wire-feed electron beam additive manufacturing process for fabricating bimetallurgical samples with a sharp interface between iron and copper alloys

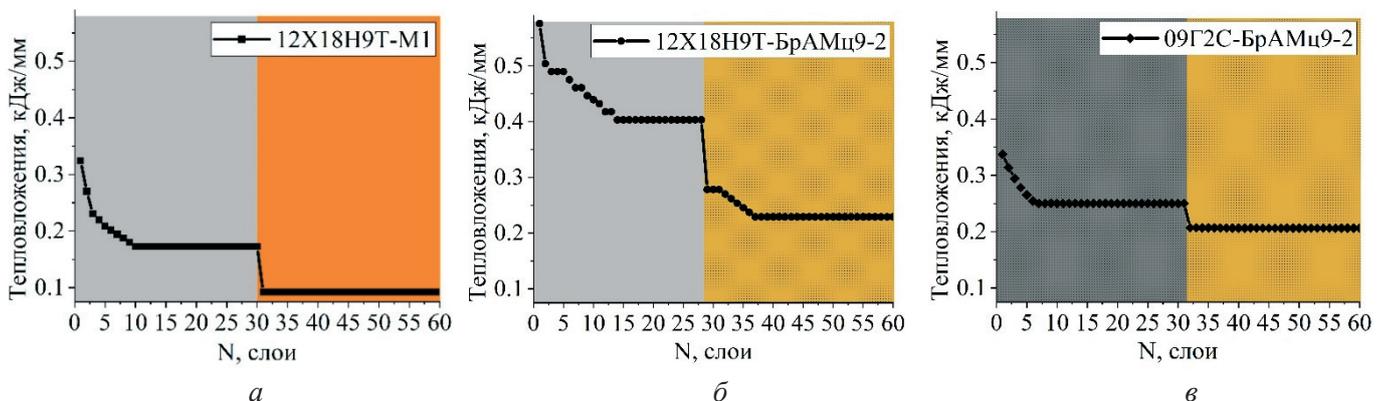


Рис. 4. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с резким интерфейсом между разнородными материалами:

a – 12X18H9T и M1; б – 12X18H9T и БрАМц9-2; в – 09Г2С и БрАМц9-2

Fig. 4. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic sample with a sharp interface between dissimilar materials:

a – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; б – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; в – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

Следует отметить, что при нанесении первых слоев на подложку для каждого биметаллического образца с резким интерфейсом значения тепловложения выше фиксированных. При таких значениях на первых слоях образца происходит интенсивное прогревание материала подложки, что способствует стабильному формированию

ванны расплава. Общей чертой изменения значений тепловложения по высоте печатаемого образца с резким интерфейсом является резкий спад при переходе от нанесения железного сплава к нанесению медного сплава.

При формировании плавного интерфейса между разнородными материалами производи-

лась одновременная подача железной и медной проволок. Причем необходимо было постепенно изменять соотношение скоростей подачи железной и медной проволок в ванну расплава: скорость подачи проволоки медного сплава в ванну расплава необходимо увеличивать одновременно с уменьшением скорости подачи проволоки железного сплава до полной остановки (рис. 5). В процессе печати в зоне с постепенным изменением скорости подачи проволоки разнородных материалов формируется структура с плавным интерфейсом.

Во время подачи только проволоки из железного сплава при скорости подачи медного сплава $v_{\text{copper}} = 0$ формируется часть аддитивно-выращенной стали. Начало формирования плавного интерфейса сопутствуется с введением проволоки из медного сплава вторым податчиком при соотношении скоростей подаваемых материалов $v_{\text{steel}} > v_{\text{copper}}$ приблизительно 1:4. На этом этапе

преобладает область с аддитивно-выращенной сталью, пока соотношение скоростей подаваемых материалов не становится равным ($v_{\text{steel}} = v_{\text{copper}}$). Формирование плавного интерфейса завершается при уменьшении вводимого объема проволоки из железного сплава, когда соотношение скоростей подаваемых материалов $v_{\text{steel}} < v_{\text{copper}}$ приблизительно 3:4. На следующем этапе (шаг IV на рис. 5) подается только проволока из медного сплава, при скорости подачи железного сплава $v_{\text{steel}} = 0$ формируется часть аддитивно-выращенной меди. Таким образом, при изготовлении вертикальной стенки при постепенном изменении скорости подачи можно наблюдать формирование плавного интерфейса.

Аналогично постепенному изменению скорости подачи материалов постепенно изменялось и значение тепловложения по высоте образца (рис. 6) в отличие от изменения значений тепловложения в зависимости от слоя при изго-

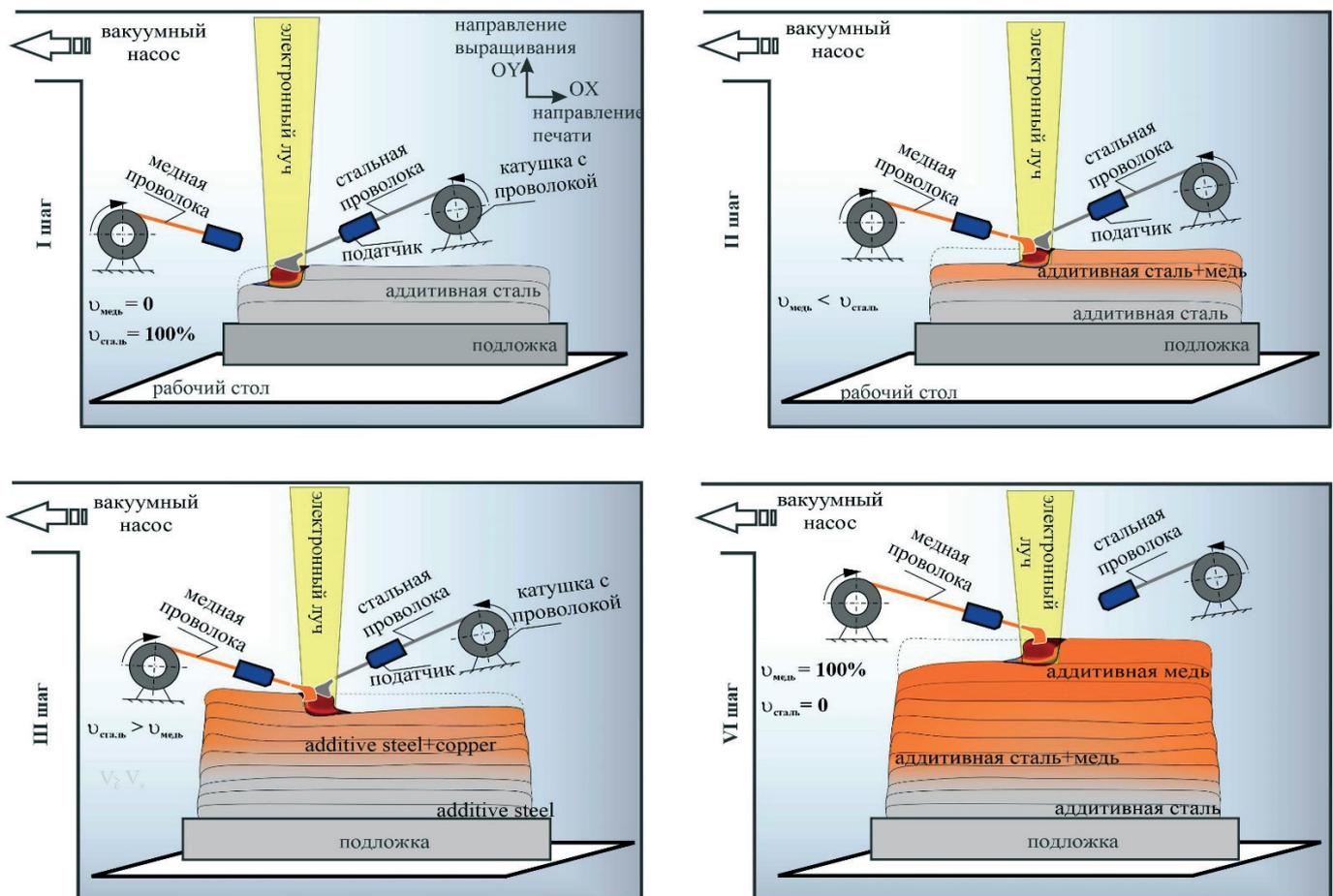


Рис. 5. Схема процесса изготовления электронно-лучевым аддитивным способом биметаллических образцов с плавным интерфейсом между железным и медным сплавами

Fig. 5. Schematic of the wire-feed electron beam additive manufacturing process for fabricating bimetallic samples with a smooth interface between iron and copper alloys

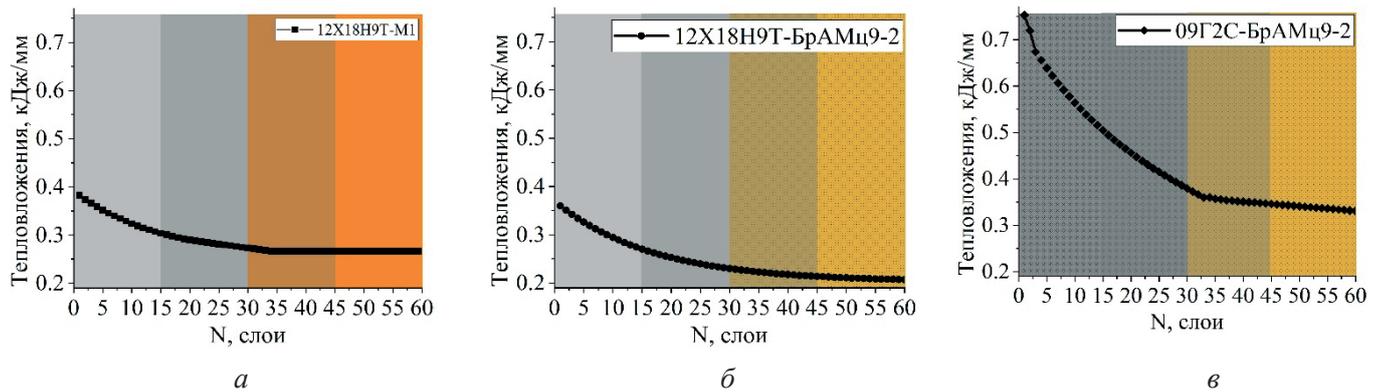


Рис. 6. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с плавным интерфейсом между разнородными материалами:

a – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и БрАМц9-2; *в* – 09Г2С и БрАМц9-2

Fig. 6. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic sample with a smooth interface between dissimilar materials:

a – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

товлении биметаллических образцов с резким интерфейсом (рис. 4). Значение тепловложения при нанесении слоев меди M1 не превышает 0,27 кДж/мм. Значение тепловложения при нанесении слоев нержавеющей стали 12X18H9T близко как при изготовлении биметаллических образцов с плавной границей системы 12X18H9T-M1, так и системы 12X18H9T-БрАМц9-2. В первом случае значение варьируется в пределах 0,36...0,23 кДж/мм, во втором – в пределах 0,38...0,28 кДж/мм, что в 1,5 раза меньше, чем значение тепловложения при нанесении слоев стали при изготовлении биметаллического образца системы 12X18H9T-БрАМц9-2. Значение тепловложения при нанесении слоев медного сплава БрАМц9-2 при изготовлении биметаллического образца системы 12X18H9T-БрАМц9-2 не превышает 0,23 кДж/мм, что меньше значения тепловложения для системы 09Г2С-БрАМц9-2. Значение тепловложения при изготовлении биметаллического образца системы 12X18H9T-БрАМц9-2 не превышает 0,37 кДж/мм.

При формировании гетерогенной структуры в биметаллическом образце применялось изменение стратегии печати в зависимости от процентного соотношения объема подаваемых проволок разнородных сплавов. В случае большего объема подаваемой медной проволоки по отношению к подаваемой железной проволоке производилась непрерывная подача только первого материала и капельная, дискретная подача

второго материала. Дискретная подача проволоки предполагает порционную подачу материала в зону плавления. Этот метод позволяет точно контролировать объем подаваемого материала и уменьшать тепловые перегрузки, что особенно важно при работе с материалами, чувствительными к термическим деформациям. Однако такой подход требует высокой точности синхронизации между движением электронного луча и подачей проволоки, что усложняет управление процессом.

С точки зрения теории рассеяния электронов дискретная подача проволоки характеризуется локальным воздействием электронного луча на материал. Тем не менее существует риск неравномерного распределения тепла, что может вызвать такие дефекты, как локальные перегревы или недостаточное плавление. Для минимизации этих эффектов необходимо тщательно рассчитывать параметры электронного луча, такие как энергия, фокусировка и длительность импульсов, с учетом свойств материала. В случае равного или меньшего объема подаваемой медной проволоки по отношению к подаваемой железной проволоке производилась одновременная непрерывная подача проволок в ванну расплава – реализовывалась непрерывная стратегия печати (рис. 7). Непрерывная подача проволоки обеспечивает постоянное подведение материала в зону плавления, что способствует более равномерному распределению тепла и снижению риска об-

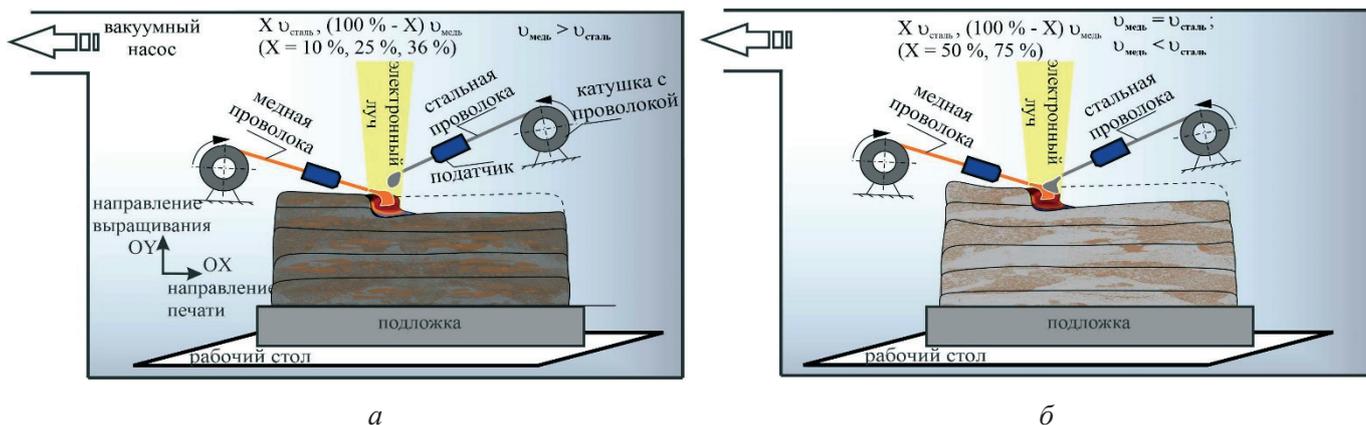


Рис. 7. Схема процесса изготовления электронно-лучевым аддитивным способом биметаллических образцов с гетерогенной структурой при дискретной (а) и непрерывной (б) стратегии печати

Fig. 7. Schematic of the electron-beam additive manufacturing process for fabricating bimetallic samples with a heterogeneous structure using discrete (a) and continuous (b) printing strategies

разования дефектов, таких как поры или трещины. Однако непрерывная подача требует точного контроля скорости подачи проволоки и мощности электронного луча для избегания перегрева или недостаточного плавления.

Различие стратегий печати основывается на сильных отличиях температуры плавления и теплопроводности используемых материалов. При изготовлении биметаллических образцов с плавным интерфейсом было выявлено, что количество подаваемого материала в ванну расплава напрямую зависит от скорости подачи проволоки. Для формирования гетерогенной структуры биметаллического образца по всей высоте, а не только в области интерфейса, невозможно создать условия для однородного плавления как для проволок железного сплава, так и для проволок медного сплава. Непрерывное нанесение обеих проволок при высокой скорости подачи проволоки железного сплава приводит к растеканию медного сплава, что нарушает геометрию биметаллического образца с содержанием стали 10 и 25 % в медной матрице. Непрерывное нанесение обеих проволок при низкой скорости приводит к нерасплавлению в ванне расплава проволоки железного сплава. Капельное нанесение при большой скорости подачи проволоки железного сплава приводит к растеканию, что препятствует формированию необходимой геометрии образцов. Поэтому для биметаллических образцов с гетерогенной структурой при меньшем содержании железного сплава применяли дискретную стра-

тегию печати, а для образцов с большим содержанием сплава железа – непрерывную стратегию печати.

Помимо управления типом подачи проволок, стратегией печати и варьирования скоростями подачи материала, в случае одновременной подачи разнородных материалов необходимо уделить особое внимание изменению значений тепловложения (рис. 8–10).

Значение тепловложения при изготовлении композитов 12X18H9T-M1 с содержанием стали 10 и 50 масс. % уменьшается от 0,38 до 0,26 кДж/мм, для композитов 12X18H9T-M1 с содержанием стали 25 масс. % минимальное значение составляет 0,32 кДж/мм. Аналогичное уменьшение значений тепловложения наблюдается и при изготовлении композитов 12X18H9T-БрАМц9-2: при добавлении 10 и 25 масс. % нержавеющей стали 12X18H9T значения уменьшаются от 0,33 до 0,21 кДж/мм, при добавлении 25 масс. % – от 0,36 до 0,19 кДж/мм. Стабильное уменьшение значений тепловложения протекает в композициях системы 09Г2С-БрАМц9-2 каждого введения стали 09Г2С – от 0,33 до 0,19 кДж/мм.

Для изготовления композитов общей чертой изменения значений тепловложения является постепенное угасание. Для композитов системы 12X18H9T-M1 при содержании стали 10, 25 и 50 масс. % наблюдается линейное угасание значений тепловложения от первого слоя до завершения изготовления. Для композитов 12X18H9T к БрАМц9-2 при содержании стали 10, 25 и 50 масс. % наблюдается экспоненциальное

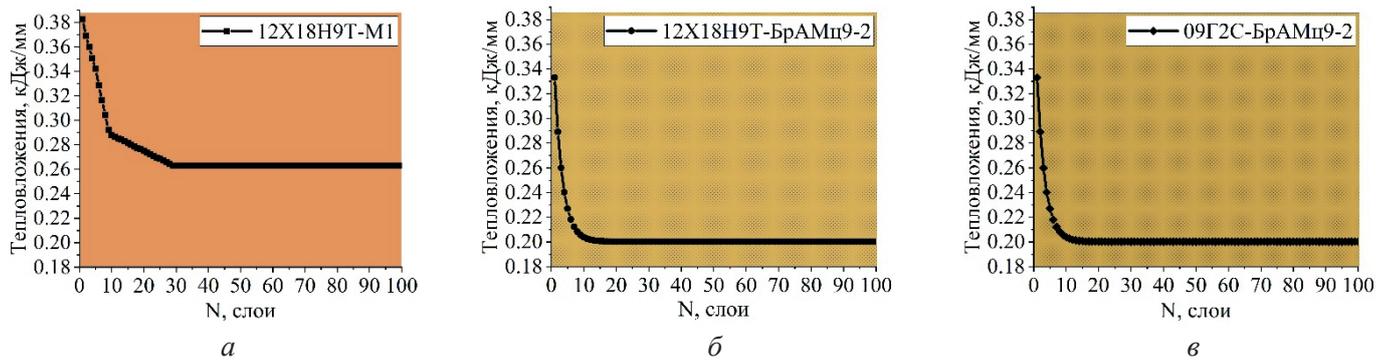


Рис. 8. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с гетерогенной структурой с содержанием 10 масс. % стали в медной матрице:

a – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и BrAMц9-2; *в* – 09Г2С и BrAMц9-2

Fig. 8. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic samples with a heterogeneous structure containing 10 wt.% steel in a copper matrix:

a – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

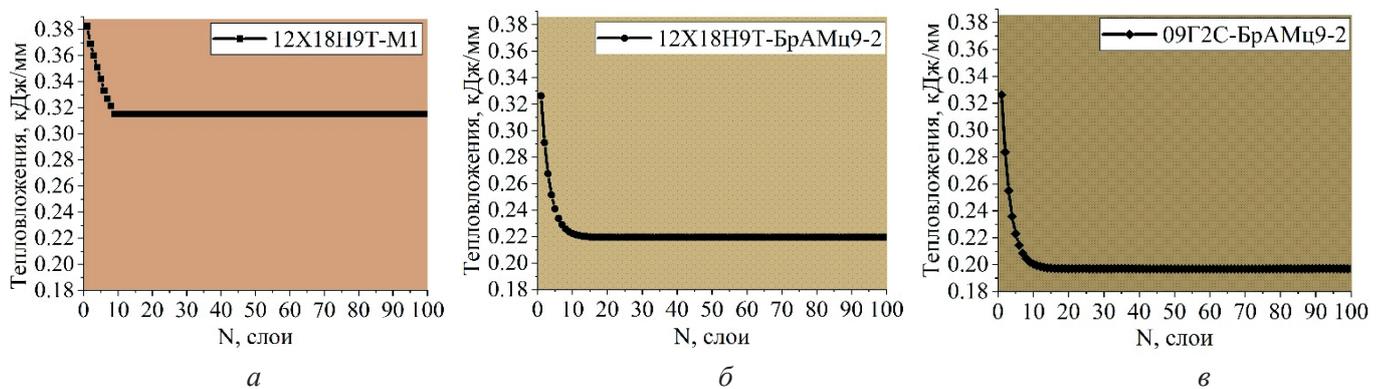


Рис. 9. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с гетерогенной структурой с содержанием 25 масс. % стали в медной матрице:

a – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и BrAMц9-2; *в* – 09Г2С и BrAMц9-2

Fig. 9. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic samples with a heterogeneous structure containing 25 wt.% steel in a copper matrix:

a – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

угасание значений тепловложения с различной скоростью спада от первого слоя до завершения изготовления. Для композитов 09Г2С-BrAMц9-2 при содержании стали 10, 25 и 50 масс. % наблюдается экспоненциальное угасание значений тепловложения с почти одинаковой скоростью спада от первого слоя до завершения изготовления.

Низкие значения тепловложения при нанесении стальной проволоки недостаточны для полного плавления филамента, что приводит к участкам с нерасплавленной проволокой стали (рис. 11, *a*).

Высокие значения тепловложения (от 500 кДж/м) позволяют полностью расплавить проволоку же-

лезного сплава в ванне расплава, не допуская ее переплавления. Однако такие значения тепловложения увеличивают глубину проникновения электронного луча, что приводит к чрезмерному оплавлению ранее сформированных слоев (рис. 11, *б*). В случае формирования только первых слоев изготавливаемого изделия это приводит к изгибу подложки (рис. 11, *в*). При нанесении слоя происходит расширение материала, которое ограничивается более холодным нанесенным затвердевшим слоем, вызывая упругую сжимающую деформацию. Это приводит к усадке материала, вызывая угол изгиба, и накапливает растягивающее остаточ-

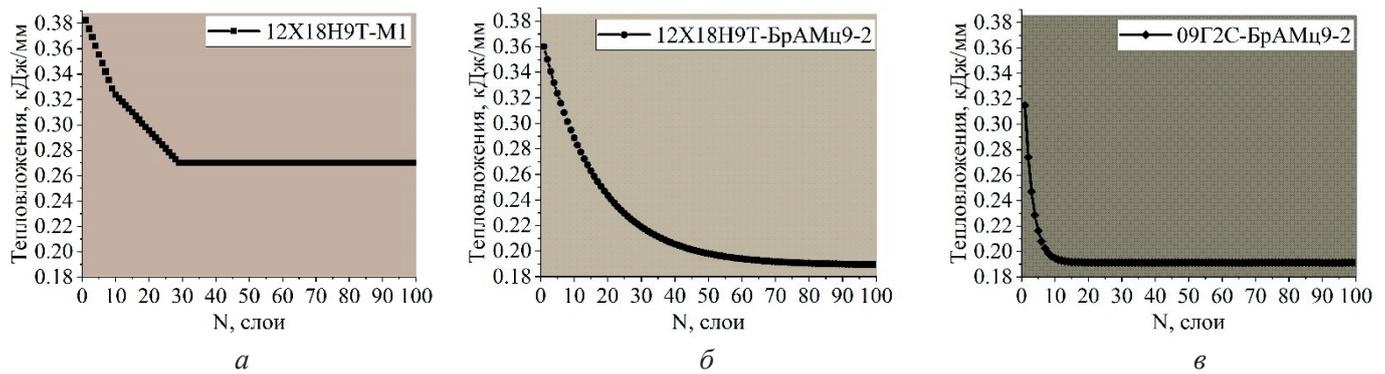


Рис. 10. Изменение значений тепловложения в зависимости от слоя в процессе изготовления проволочным электронно-лучевым аддитивным способом биметаллического образца с гетерогенной структурой с содержанием 50 масс. % стали в медной матрице:

a – 12X18H9T и M1; *б* – 12X18H9T и БрАМц9-2; *в* – 09Г2С и БрАМц9-2

Fig. 10. Variation of heat input values as a function of layer during EBAM of a bimetallic samples with a heterogeneous structure containing 50 wt.% steel in a copper matrix:

a – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and M1; *б* – 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti and Cu-9 Al-2 Mn; *в* – 0.09 C-2 Mn-Si and Cu-9 Al-2 Mn

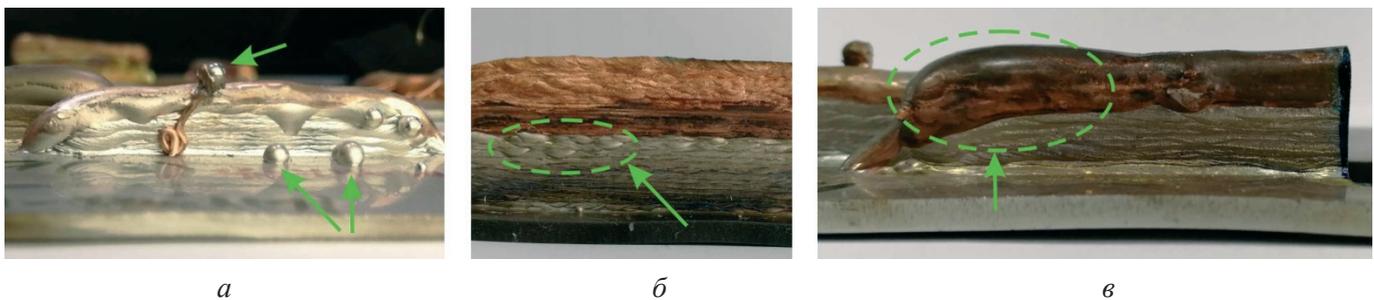


Рис. 11. Изображения дефектов (полное расплавление (*a*), увеличение толщины (*б*) и нерасплавление проволоки (*в*)) во время нанесения стальной проволоки, возникающих при некорректно подобранных параметрах изготовления биметаллов с использованием метода ЭЛАП

Fig. 11. Images of defects (complete melting (*a*), increased thickness (*б*) and wire non-melting (*в*)) during steel wire deposition, resulting from improperly selected parameters for bimetal fabrication using EBAM

ное внутреннее напряжение в направлении вы-
ращивания.

Значения тепловложения, подобранные для нанесения стальной проволоки, слишком высоки для нанесения медной проволоки. Это приводит к полному расплавлению подаваемого материала и последующему растеканию его по уже нанесенным слоям (рис. 12, *a*). Тем самым увеличивается толщина изделия, что является нежелательным явлением (рис. 12, *б*). Низкие значения тепловложения также нежелательны для формирования бездефектного изделия. Это проявляется в игольчатых целых остатках проволоки на вертикальной стенке (рис. 12, *в*).

При печати с заданным фиксированным значением параметров для биметаллического образца с плавным интерфейсом необходимо управлять значениями тепловложения в самом

начале и до последнего слоя изготавливаемого изделия. Контроль значений тепловложения на каждом слое позволит избежать возникновения несплошностей и расслоения на границе слоев, которые могут повлечь за собой образование трещин [19, 20]. Кроме этого, недостаточный или излишний подвод энергии в ванну расплава приводит к комкованию подаваемого материала, что служит причиной рыхлого качества поверхности и нарушения геометрии изделия (рис. 13). При нанесении первых слоев на подложку для изготовления биметаллических образцов с любым дизайном интерфейса необходимо применять высокое значение тепловложения. С увеличением слоя нужно производить снижение значения тепловложения. При таком подходе будет достаточный прогрев материала и стабильная ванна расплава.

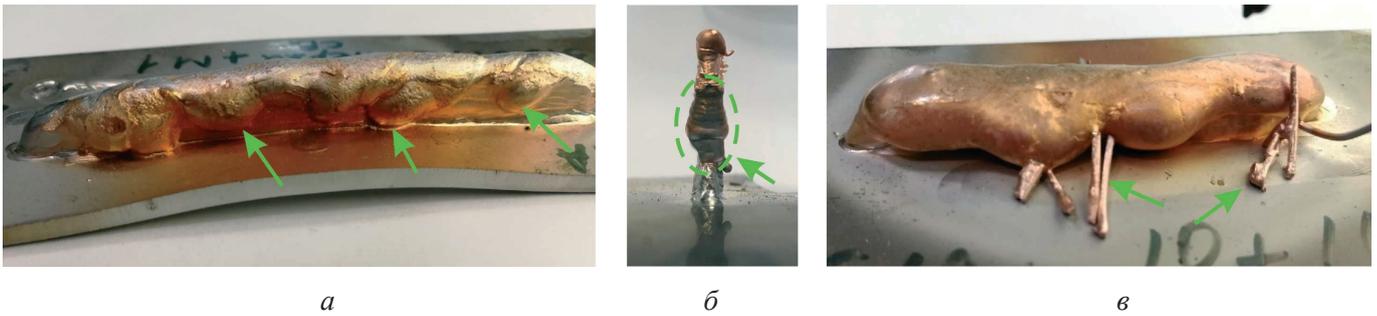


Рис. 12. Изображения дефектов (полное расплавление (а), увеличение толщины (б) и нерасплавление проволоки (в)) во время нанесения медной проволоки, возникающих при некорректно подобранных параметрах изготовления биметаллов с использованием метода ЭЛАП

Fig. 12. Images of defects (complete melting (a), increased thickness (b) and wire non-melting (c)) during copper wire deposition, resulting from improperly selected parameters for bimetal fabrication using EBAM

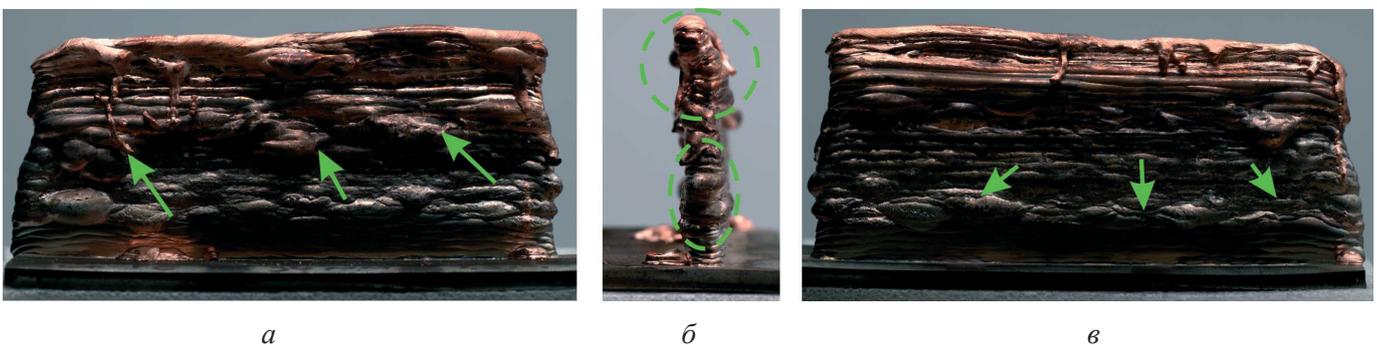


Рис. 13. Изображения дефектов во время нанесения медной проволоки, возникающих при некорректно подобранных параметрах изготовления биметаллов с использованием метода ЭЛАП

Fig. 13. Defects observed during copper wire deposition in EBAM bimetal fabrication due to improperly selected parameters

Таким образом, опираясь на свойства используемых материалов, изменение технологических параметров необходимо для изготовления бездефектных металлических изделий методами аддитивного производства (рис. 14, 15).

Выводы

1. Методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства получены бездефектные образцы композиционных материалов из медного сплава и железного сплава. Для полу-

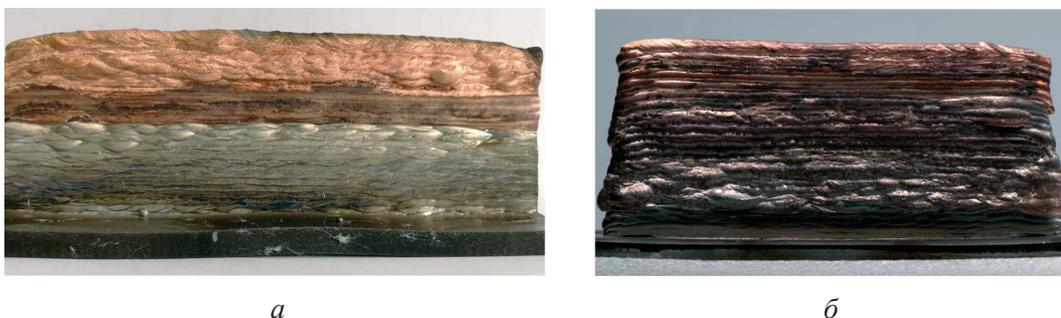


Рис. 14. Внешний вид бездефектных биметаллических образцов с резким (а) и плавным (б) интерфейсом при корректно подобранных параметрах во время изготовления методом ЭЛАП

Fig. 14. Defect-free bimetallic samples fabricated by EBAM with optimal parameters: a – sharp interface; б – smooth interface

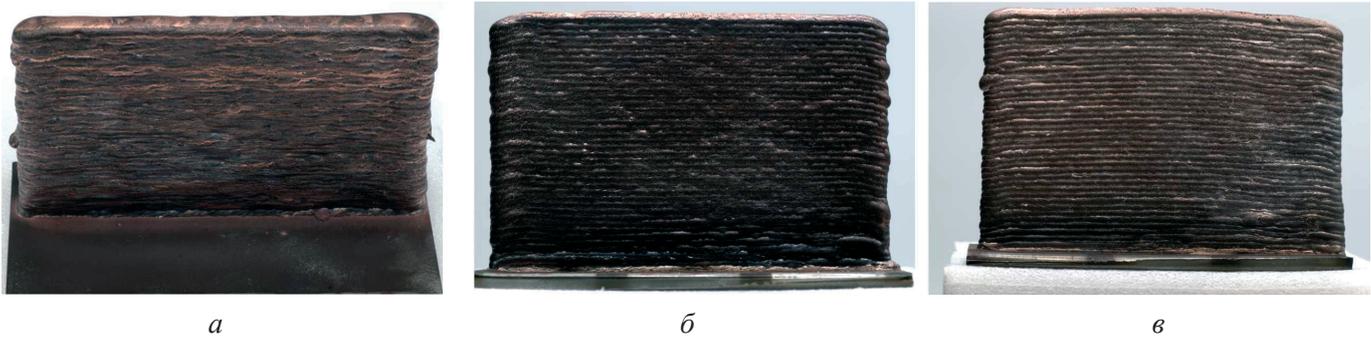


Рис. 15. Внешний вид бездефектных композитов сталь-медь:

a – 10 % стали; *б* – 25 % стали; *в* – 50 % стали

Fig. 15. Defect-free steel-copper composites:

a – 10 % steel; *б* – 25 % steel; *в* – 50 % steel

чения гетерогенных материалов осуществлялась одновременная и непрерывная подача металла в зону 3D-печати сразу из двух проволочных податчиков.

2. Установлено, что скорость перехода между разнородными материалами наследуется в скорости изменения значений тепловложения в зависимости от слоя. Для получения резкого интерфейса между железным и медным сплавами необходимо резко снижать значения тепловложения с 0,38 до 0,20 кДж/мм. При формировании плавного интерфейса необходимо медленно уменьшать значение тепловложения.

3. При аддитивном производстве гетерогенных композитов с одновременной подачей разнородных материалов происходит сложный процесс смешивания компонентов в жидком состоянии и кристаллизация в расплаве.

4. При близком соотношении объемных долей в гетерогенных образцах композиционного образца системы медного сплава и железного сплава необходимо использовать непрерывный тип подачи. При сильном различии в соотношении объемных долей в гетерогенных образцах композиционного образца системы медного сплава и железного сплава необходимо использовать дискретный тип подачи.

Список литературы

1. Multimaterial powder bed fusion techniques / M. Mehrpouya, D. Tuma, T. Vaneker, M. Afrasiabi, M. Bambach, I. Gibson // *Rapid Prototyping Journal*. – 2022. – Vol. 28 (11). – P. 1–19. – DOI: 10.1108/RPJ-01-2022-0014.

2. *Zadpoor A.A.* Additively manufactured metallic porous biomaterials // *Journal of Materials Chemistry B*. –

2019. – Vol. 7 (26). – P. 4088–4117. – DOI: 10.1039/C9TB00420C.

3. Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding / S. Chen, J. Huang, J. Xia, X. Zhao, S. Lin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 222. – P. 43–51. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.003.

4. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel / L. Kučerová, I. Zetková, Š. Jeníček, K. Burdová // *Additive Manufacturing*. – 2020. – Vol. 32. – P. 101108. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101108.

5. First-principles residual resistivity using a locally self-consistent multiple scattering method / V. Raghuraman, M. Widom, M. Eisenbach, Y. Wang // *Physical Review B*. – 2024. – Vol. 109. – P. 104204. – DOI: 10.1103/PhysRevB.109.104204.

6. *Wittenburg K.* Specific instrumentation and diagnostics for high-intensity hadron beams // *CERN Yellow Reports*. – Geneva, 2013. – P. 251–308. – DOI: 10.5170/CERN-2013-001.251.

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

8. Understanding thermal behavior in the LENS process / M.L. Griffith, M.E. Schlienger, L.D. Harwell, M.S. Oliver, M.D. Baldwin, M.T. Ensz, M. Essien, J. Brooks, C.V. Robino, J.E. Smugeresky, W.H. Hofmeister, M.J. Wert, D.V. Nelson // *Materials & Design*. – 1999. – Vol. 20 (2–3). – P. 107–113. – DOI: 10.1016/S0261-3069(99)00016-3.

9. *Angehrn N., Pagonakis I.G.* A novel electron gun design approach with an externally assembled anode // *IEEE Transactions on Electron Devices*. – 2023. – Vol. 70 (11). – P. 5934–5939. – DOI: 10.1109/TED.2023.3317367.

10. Electron beam powder bed fusion of γ -titanium aluminide: effect of processing parameters on part density, surface characteristics, and aluminum content / J. Moritz, M. Teschke, A. Marquardt, L. Stepien, E. López, F. Brückner, M. Macias Barrientos, F. Walther, C. Leyens // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (7). – P. 1093. – DOI: 10.3390/met11071093.
11. A design of experiment approach for development of electron beam powder bed fusion process parameters and improvement of Ti-6Al-4V as-built properties / D. Braun, Y.I. Ganor, S. Samuha, G.M. Guttmann, M. Chonin, N. Frage, S. Hayun, E. Tiferet // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2022. – Vol. 6 (4). – P. 90. – DOI: 10.3390/jmmp6040090.
12. Compositionally graded metals: a new frontier of additive manufacturing / D.C. Hofmann, J. Kolodziejska, S. Roberts, R. Otis, R.P. Dillon, J.-O. Suh, Z.-K. Liu, J.-P. Borgonia // *Journal of Materials Research*. – 2014. – Vol. 29. – P. 1899–1910. – DOI: 10.1557/jmr.2014.208.
13. 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. – P. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.
14. Alloys-by-design: application to new superalloys for additive manufacturing / Y.T. Tang, C. Panwisawas, J.N. Ghousoub, Y. Gong, J. Clark, A. Németh, D.G. McCartney, R.C. Reed // *Acta Materialia*. – 2020. – Vol. 202. – P. 417–436. – DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
15. Phase formation, microstructure, and mechanical properties of Ni-Cu bimetallic materials produced by electron beam additive manufacturing / K. Osipovich, D. Gurianov, A. Vorontsov, E. Knyazhev, A. Panfilov, A. Chumaevskii, N. Savchenko, S. Nikonov, V. Rubtsov, E. Kolubaev // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – P. 1931. – DOI: 10.3390/met12111931.
16. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture / C. Tan, K. Zhou, W. Ma, L. Min // *Materials & Design*. – 2018. – Vol. 155. – P. 77–85. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.05.064.
17. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
18. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / S.Y. Tarasov, A.V. Filippov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev, S.G. Psakhie // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 99. – P. 2353–2363. – DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
19. Study on powder particle behavior in powder spreading with discrete element method and its critical implications for binder jetting additive manufacturing processes / S. Wu, Y. Yang, Y. Huang, C. Han, J. Chen, Y. Xiao, Y. Li, D. Wang // *Virtual and Physical Prototyping*. – 2023. – Vol. 18 (1). – P. 1–26. – DOI: 10.1080/17452759.2022.2158877.
20. Materials for additive manufacturing / D. Bourell, J.P. Kruth, M. Leu, G. Levy, D. Rosen, A.M. Beese, A. Clare // *CIRP Annals Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 66. – P. 659–681. – DOI: 10.1016/j.cirp.2017.05.009.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

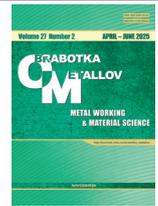
© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Manufacturing conditions of bimetallic samples based on iron and copper alloys by wire-feed electron beam additive manufacturing

Ksenia Osipovich^{a,*}, Evgeny Sidorov^b, Andrey Chumaevskii^c, Sergey Nikonov^d, Evgeny Kolubaev^e

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>,  osipovich_k@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0009-2665-7514>,  eas@ispms.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>,  tch7av@gmail.com; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-5588-4718>,  SergRFF@ispms.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>,  eak@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 09 April 2025

Revised: 17 April 2025

Accepted: 21 April 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Additive manufacturing
 Wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM)
 Sharp interface
 Smooth interface
 Heterogeneous structure
 Heat input
 Macrostructure

Funding

The investigation was supported by the Russian Science Foundation grant No. 24-72-00118.

ABSTRACT

Introduction. Wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM) is a promising production technology, offering unprecedented control over interface design in composite materials, which is challenging to achieve using conventional methods. The ability to control localized metallurgical processes within the melt pool is a key advantage of EBAM technology. This study investigates the influence of key EBAM parameters (wire feed configuration, scanning strategies, and linear energy input) on achieving diverse interface designs in bimetallic samples composed of copper and iron-based alloys. Establishing the relationship between microstructure evolution and 3D printing parameters is of great importance for the development of EBAM. **The purpose of this study** is to elucidate the effects of fundamental EBAM process parameters (beam current, wire feed rate, heat input, scanning strategy, and intrinsic material properties) on the fabrication of high-quality copper-iron bimetallic samples exhibiting both sharp and smooth interfaces, as well as heterogeneous material distributions. **Research Methods.** This study heavily emphasizes experimental investigations to optimize the EBAM process. Bimetallic samples featuring sharp interfaces, smooth interfaces, and heterogeneous microstructures, based on copper and iron alloys, were fabricated using wire-feed EBAM. The study analyzed the values of heat input depending on the layer being deposited; the wire feed rate depending on the material used, and the types of printing strategies depending on the ratio of dissimilar materials in bimetallic samples. A Pentax K-3 digital camera, equipped with a 100 mm focal length lens, was employed for high-resolution visual inspection and quality assessment of the fabricated bimetallic samples with varying interface designs. **Results and discussion.** Based on an in-depth understanding of the factors governing electron beam-material interactions, this work systematically details the potential for creating components with controlled sharp or smooth interfaces, as well as heterogeneous material architectures. Furthermore, the study briefly outlines process control methodologies aimed at minimizing defects, considering factors influencing melt pool dynamics, including the precise regulation of thermal conditions during 3D printing process. A fixed heat input was prescribed for each material to achieve a sharp interface morphology: specifically, 0.09 kJ/mm for the deposition of M1 copper layers, which is 2.5 times lower than the heat input used for depositing Cu-9 Al-2 Mn copper alloy layers. Similarly, a heat input of 0.17 kJ/mm was used for 0.12 C-18 Cr-9 Ni-Ti stainless steel layers, which is 1.5 times lower than that for 0.09 C-2 Mn-Si steel alloy layers. In contrast, the fabrication of smooth interfaces relied on dynamically adjusting the heat input and wire feed rates as a function of the layer being deposited and the target composition. The formation of heterogeneous structures required the use of tailored scanning strategies during EBAM, depending on the volume fraction of dissimilar alloys deposited via the wire feedstock. The successful fabrication of defect-free copper-iron bimetallic samples was achieved through careful control of the EBAM process.

For citation: Osipovich K.O., Sidorov E.A., Chumaevskii A.V., Nikonov S.N., Kolubaev E.A. Manufacturing conditions of bimetallic samples based on iron and copper alloys by wire-feed electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 142–158. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-142-158. (In Russian).

References

1. Mehrpouya M., Tuma D., Vaneker T., Afrasiabi M., Bambach M., Gibson I. Multimaterial powder bed fusion techniques. *Rapid Prototyping Journal*, 2022, vol. 28 (11), pp. 1–19. DOI: 10.1108/RPJ-01-2022-0014.
2. Zadpoor A.A. Additively manufactured metallic porous biomaterials. *Journal of Materials Chemistry B*, 2019, vol. 7 (26), pp. 4088–4117. DOI: 10.1039/C9TB00420C.
3. Chen S., Huang J., Xia J., Zhao X., Lin S. Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 222, pp. 43–51. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.03.003.

* Corresponding author

Osipovich Kseniya S., Ph.D. (Physics and Mathematics)
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 999 499-57-53, e-mail: osipovich_k@ispms.ru

4. Kučerová L., Zetková I., Jeníček Š., Burdová K. Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, p. 101108. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101108.
5. Raghuraman V., Widom M., Eisenbach M., Wang Y. First-principles residual resistivity using a locally self-consistent multiple scattering method. *Physical Review B*, 2024, vol. 109, p. 104204. DOI: 10.1103/PhysRevB.109.104204.
6. Wittenburg K. Specific instrumentation and diagnostics for high-intensity hadron beams. *CERN Yellow Reports*. Geneva, 2013, pp. 251–308. DOI: 10.5170/CERN-2013-001.251.
7. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57 (3), pp. 133–164. DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000014.
8. Griffith M.L., Schlienger M.E., Harwell L.D., Oliver M.S., Baldwin M.D., Ensz M.T., Essien M., Brooks J., Robino C.V., Smugeresky J.E., Hofmeister W.H., Wert M.J., Nelson D.V. Understanding thermal behavior in the LENS process. *Materials & Design*, 1999, vol. 20 (2–3), pp. 107–113. DOI: 10.1016/S0261-3069(99)00016-3.
9. Angehrn N., Pagonakis I.G. A novel electron gun design approach with an externally assembled anode. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 2023, vol. 70 (11), pp. 5934–5939. DOI: 10.1109/TED.2023.3317367.
10. Moritz J., Teschke M., Marquardt A., Stepien L., López E., Brückner F., Macias Barrientos M., Walther F., Leyens C. Electron beam powder bed fusion of γ -titanium aluminide: effect of processing parameters on part density, surface characteristics, and aluminum content. *Metals*, 2021, vol. 11 (7), p. 1093. DOI: 10.3390/met11071093.
11. Braun D., Ganor Y.I., Samuha S., Guttman G.M., Chonin M., Frage N., Hayun S., Tiferet E. A design of experiment approach for development of electron beam powder bed fusion process parameters and improvement of Ti-6Al-4V as-built properties. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2022, vol. 6 (4), p. 90. DOI: 10.3390/jmmp6040090.
12. Hofmann D.C., Kolodziejska J., Roberts S., Otis R., Dillon R.P., Suh J.-O., Liu Z.-K., Borgonia J.-P. Compositionally graded metals: a new frontier of additive manufacturing. *Journal of Materials Research*, 2014, vol. 29, pp. 1899–1910. DOI: 10.1557/jmr.2014.208.
13. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25, pp. 479–491. DOI: 10.1134/S1029959922060017.
14. Tang Y.T., Panwisawas C., Ghossoub J.N., Gong Y., Clark J.W.G., Németh A.A.N., McCartney D.G., Reed R.C. Alloys-by-design: application to new superalloys for additive manufacturing. *Acta Materialia*, 2020, vol. 202, pp. 417–436. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.023.
15. Osipovich K., Gurianov D., Vorontsov A., Knyazhev E., Panfilov A., Chumaevskii A., Savchenko N., Nikonov S., Rubtsov V., Kolubaev E. Phase formation, microstructure, and mechanical properties of Ni-Cu bimetallic materials produced by electron beam additive manufacturing. *Metals*, 2022, vol. 12, p. 1931. DOI: 10.3390/met12111931.
16. Tan C., Zhou K., Ma W., Min L. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture. *Materials & Design*, 2018, vol. 155, pp. 77–85. DOI: 10.1016/j.matdes.2018.05.064.
17. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 92, pp. 112–224. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
18. Tarasov S.Yu., Filippov A.V., Savchenko N.L., Fortuna S.V., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Psakhie S.G. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 99, pp. 2353–2363. DOI: 10.1007/s00170-018-2643-0.
19. Wu S., Yang Y., Huang Y., Han C., Chen J., Xiao Y., Li Y., Wang D. Study on powder particle behavior in powder spreading with discrete element method and its critical implications for binder jetting additive manufacturing processes. *Virtual and Physical Prototyping*, 2023, vol. 18 (1), pp. 1–26. DOI: 10.1080/17452759.2022.2158877.
20. Bourell D., Kruth J.P., Leu M., Levy G., Rosen D., Beese A.M., Clare A. Materials for additive manufacturing. *CIRP Annals Manufacturing Technology*, 2017, vol. 66, pp. 659–681. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.05.009.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Работоспособность композиционной керамики Y-TZP-Al₂O₃ при сухом высокоскоростном точении термически упрочнённой стали марки 40X

Артём Бабаев^{1, a, *}, Николай Савченко^{2, b}, Виктор Козлов^{3, c},
 Артём Семёнов^{1, d}, Михаил Григорьев^{1, e}

¹ Национальный исследовательский Томский государственный университет, пр. Ленина, 36, г. Томск, 634050, Россия

² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

³ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0003-2334-1679>,  temkams@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8254-5853>,  savnick@ispms.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>,  kozlov-viktor@bk.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-8663-4877>,  artems2102@yandex.ru;

^e  <https://orcid.org/0009-0009-4214-0312>,  mvgrigoriev@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 666.3-16; 621.9.025.7

История статьи:

Поступила: 21 марта 2025

Рецензирование: 10 апреля 2025

Принята к печати: 21 апреля 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Оксидная керамика

Точение

Закаленная сталь

Износ

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания № FSWM-2025-0010 «Физико-химические закономерности формирования структурно-фазового состояния и физико-механических свойств композиционных керамических материалов, стойких к интенсивным термомеханическим воздействиям и износу».

АННОТАЦИЯ

Введение. Анализ современных данных в области материаловедения и применения керамических режущих инструментов для механической обработки труднообрабатываемых сплавов на основе железа и никеля показал, что в весьма малом количестве представлены экспериментальные данные об использовании перспективной керамики Y-TZP-Al₂O₃, в которой основой является субмикронный диоксид циркония, частично стабилизированный оксидом иттрия и армированный оксидом алюминия. **Цель работы.** Изучение поведения сменных режущих пластин формы RNGN 120400-01 из керамики Y-TZP-Al₂O₃ в условиях сухого высокоскоростного (200 м/мин) резания стали 40X (HRC 43–48). **Методы исследования.** Изучение исходных порошков, а также спечённой керамики до и после испытаний при резании выполняли с применением рентгенофлуоресцентного и рентгеноструктурного анализа, а также на сканирующем электронном микроскопе в режиме BSE. Физико-механические свойства спечённой керамики были определены с использованием метода гидростатического взвешивания, трёхточечного изгиба, а также при оценке микротвердости и трещиностойкости по Виккерсу. Испытания при резании проводили на токарном станке повышенной жёсткости в условиях производственного цеха при высокоскоростном сухом точении закаленной стали 40X (HRC 43–48) в два этапа. На первом этапе испытаний были установлены границы допустимого варьирования режимами резания (скорость резания и подача), а также проведено изучение особенностей изнашивания и разрушения рабочих площадок режущих пластин. На втором этапе использовали керамические режущие пластины со сформированной на кромке фаской. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что для керамики Y-TZP-Al₂O₃ режимы $V > 200$ м/мин; $S > 0,4$ мм/об; $t > 0,2$ мм являются нецелесообразным в виду кратковременной работы кромки режущей пластины, при этом необходимо обеспечивать принудительное притупление режущих кромок фаской. Наблюдаемый износ и анализ участков разрушения указывают на доминирующий механизм хрупкого усталостного разрушения, вызванного тепловым влиянием высокоскоростного трения в сочетании с касательными напряжениями от сходящей стружки. Сделан вывод, что керамическая композиция Y-TZP-Al₂O₃ является перспективным инструментальным материалом, предназначенным для сухого высокоскоростного точения как твёрдых сталей, так и, возможно, износостойких чугунов. На основании проведенных исследований и описанных наблюдений сформированы рекомендации по использованию керамики Y-TZP-Al₂O₃ в дальнейших работах.

Для цитирования: Работоспособность композиционной керамики Y-TZP-Al₂O₃ при сухом высокоскоростном точении термически упрочнённой стали марки 40X / А.С. Бабаев, Н.Л. Савченко, В.Н. Козлов, А.Р. Семёнов, М.В. Григорьев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 159–173. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-159-173.

Введение

Керамики имеют серьезные ограничения с точки зрения вязкости разрушения для конструкционных и некоторых неконструкционных применений, независимо от их высокой твердости и модуля упругости [1]. Прогресс в технологии получения керамики приводит в результате

*Адрес для переписки

Бабаев Артём Сергеевич, к.т.н.

Национальный исследовательский

Томский государственный университет,

пр. Ленина, 36,

634050, г. Томск, Россия

Тел.: +7 952 805-09-26, e-mail: temkams@mail.ru

к созданию нового класса керамических режущих инструментов с превосходными характеристиками, способными обеспечить интенсификацию производительности [2]. Современные керамические режущие инструменты изготавливаются из керамики на основе оксида алюминия, диоксида циркония, керметов, нитрида и карбида кремния, SiAlON и др. [2].

Мартенситное превращение из метастабильной тетрагональной фазы в стабильную моноклинную фазу создает поле напряжений вокруг распространяющихся трещин, что является ключом к явлению увеличения вязкости разрушения керамики на основе диоксида циркония за счет фазового превращения [3, 4]. Легирующие примеси, такие как Y_2O_3 , обычно добавляются для стабилизации высокотемпературной тетрагональной и (или) кубической фазы в микроструктуре спеченной керамики [3, 5]. Несмотря на превосходные механические свойства, использование тетрагонального поликристаллического диоксида циркония (Y-TZP) для износостойких применений ограничено из-за его низкой твердости [5]. Однако, например, микрогабаритные концевые фрезы, изготовленные из керамики Y-TZP, показали наилучшие результаты среди керамических материалов с точки зрения остроты режущих кромок инструмента. Стоит отметить зафиксированные факты увеличения сопротивления износу в испытаниях по микрофрезерованию с применением инструмента из Y-TZP [6], при котором, как известно, размерные эффекты микрогеометрии режущих кромок, такие как отношение толщины срезаемого слоя к радиусу округления режущей кромки, приводят к высоким механическим напряжениям [6].

Керамические композиты с высокой твердостью и матрицей из оксида алюминия с включениями диоксида циркония, повышающими его вязкость разрушения (ZTA), широко используются в качестве керамических режущих инструментов для обработки твердых и износостойких материалов [2, 7–16]. В работе [12] впервые были исследованы высокопроизводительные керамические режущие инструменты сложной формы из ZTA, оснащенные стружколомом. Исследуемые образцы были изготовлены методом 3D-печати на основе фотополимеризации в ванне в сочетании с процессом горячего изостатического спекания. Были получены режущие инструменты

с относительной плотностью 99,34 %, твердостью по Виккерсу $17,98 \pm 0,20$ ГПа, прочностью на изгиб 779 ± 47 МПа и вязкостью разрушения $5,41 \pm 0,29$ МПа м^{1/2}. Было исследовано влияние трех параметров резания, а именно скорости резания, подачи и глубины резания, на характеристики режущих инструментов, а также были изучены механизмы износа режущих инструментов. Опубликованное в [13] исследование демонстрирует потенциал режущих инструментов из композитов ZTA с *in situ* сформированным $SrAl_{12}O_{19}$ в качестве решения для деревообрабатывающей промышленности, предлагая альтернативу обычным инструментам из однокарбидных твердых сплавов (группа WC+Co). В работе [14] изучены режущие характеристики и механизмы отказа керамических режущих пластин ZTA-MgO (ZTA/MgO/MWCNT), армированных многослойными углеродными нанотрубками (MWCNT), во время непрерывной сухой токарной обработки закаленной стали AISI-4340 (≈ 40 HRC) на высоких скоростях резания. Инструменты ZTA/MgO/MWCNT продемонстрировали повышенную производительность по сравнению с инструментами ZTA/MgO, особенно в диапазоне скоростей резания 200...300 м/мин. Повышенные микротвердость, нанотвердость и вязкость разрушения инструментов ZTA/MgO/MWCNT способствовали значительному улучшению производительности резания, особенно при высоких скоростях резания, низких скоростях подачи и минимальной глубине резания. В [15] была разработана новая самосмазывающаяся керамическая режущая пластина путем включения 10 масс. % молибдена (Mo) в композит ZTA посредством спекания без давления. Температуры, возникающие во время высокоскоростной токарной обработки стали AISI 4340, привели к образованию тонких смазочных трибопленок оксидов Mo (MoO_2 и MoO_3) в зоне контакта. Самосмазывающиеся свойства разработанной пластины успешно противостоят истиранию и обеспечивают рост срока службы инструмента на 11 % по сравнению с распространенными режущими инструментами. Сингх и др. [16] изучали обработку стали AISI 4340 с использованием горячепрессованных пластин ZTA и ZTA-CuO при оптимизированных условиях резания: скорость резания = 300 м/мин, скорость подачи 0,16 мм/об и глубина резания 0,5 мм.

Благодаря повышенной вязкости разрушения армированная CuO режущая пластина ZTA достигла более длительного срока службы инструмента (20 мин) в сочетании с 20%-м снижением износа по задней поверхности в конце обработки по сравнению с монокристаллической пластиной.

Во время сухой обработки резанием максимальная температура может превышать 1000 °C [16]. Большинство быстрорежущих сталей и режущих инструментов из твердого сплава не работают в таких условиях из-за чрезмерного износа, что приводит к низкому сроку службы инструмента [16]. Вместе с тем сухая обработка является перспективным подходом к экономической, эффективной и безопасной обработке. Эффективное внедрение сухой обработки требует исследования и оценки механизма процесса резания, конструкции и материала режущего инструмента, а также оборудования, связанного с процессом обработки [2, 15, 17, 18]. Инновации в области самосмазывающихся режущих пластин позиционируют сухую обработку как привлекательную технологию производства с минимальным воздействием на окружающую среду, учитывая при этом гамму положительных экологических последствий [15]. Керамические инструменты из ZTA-керамики при сухой обработке резанием продемонстрировали исключительную высокотемпературную стабильность, вязкость разрушения, химическую стабильность и усталостную ударную прочность, а также повышенную скорость съема материала при высоких температурах [19].

При анализе опубликованных статей обращает на себя внимание отсутствие информации о режущих свойствах керамических композитов Y-TZP/Al₂O₃, содержащих от 5 до 40 масс. % Al₂O₃. Вместе с тем известно, что по сравнению с Y-TZP такие композитные материалы имеют более высокую прочность на изгиб при комнатной температуре (до 1400 МПа), а также сохраняют повышенную прочность при высокой температуре [4]. Присутствие второй фазы в виде Al₂O₃ в композитах Y-TZP/Al₂O₃ отвечает за дополнительный механизм упрочнения, связанный с термическими остаточными напряжениями, которые возникают из-за разницы коэффициента термического расширения между двумя фазами [20–22]. Дисперсные включения Al₂O₃ в матрице Y-TZP приводят к повышению твердости,

модуля упругости и улучшенным высокотемпературным механическим свойствам, включая высокое значение вязкости разрушения [4]. Эти композиты являются перспективными материалами для лезвийной обработки в экстремальных условиях [23–25].

Цель настоящей работы: изучение поведения сменных режущих пластин из керамики Y-TZP-Al₂O₃ в условиях сухого высокоскоростного (200 м/мин) резания стали 40X (HRC 43–48). Для достижения указанной цели решались следующие задачи:

- проверка гипотезы о возможности использования керамики Y-TZP-Al₂O₃ в качестве инструментального материала для обработки резанием термически упрочнённой низколегированной стали марки 40X;
- изготовление и исследование образцов в виде круглых керамических режущих пластин методами порошковой металлургии из коммерческого порошка марки TZ-3Y20AB;
- проведение испытаний на работоспособность в широком диапазоне режимов резания (скорость, подача) в условиях сухого высокоскоростного продольного точения без ударов;
- установление технологических ограничений по режимам резания при использовании керамических режущих пластин, а также изучение особенностей разрушения и износа контактных площадок.

Обозначения

HV, HRC – твердость по шкале Виккерса и Роквелла соответственно;

ρ – плотность, г/см³;

$d_{\text{зерен}}$ – диаметр зёрен, мкм;

$\sigma_{\text{и}}$ – прочность при изгибе, МПа;

K_{1c} – трещиностойкость, МПа·м^{1/2};

V – скорость резания, м/мин;

S – подача, мм/об;

t – глубина резания, мм;

L – путь резания, мм.

Методика исследований

Заготовку из стали марки 40X для проведения испытаний изготавливали из прутка круглого сечения диаметром 130 мм. Стальная заготовка имела общую длину 350 мм. Термическую

обработку (объемную закалку) выполняли на конвенциональных режимах, учитывая при этом длительное время выдержки с целью равномерного нагрева всей заготовки по сечению от периферии к будущей оси вращения. Термически обработанная сталь 40X была принята в связи с поставленной производственной задачей по интенсификации обработки шеек корпусов режущих инструментов в условиях ООО «ПК МИОН» (г. Томск). Из литературы также известно, что керамики на основе оксидных соединений широко применяются при резании термически упрочнённых и износостойких сплавов на основе железа [8, 9, 14, 26].

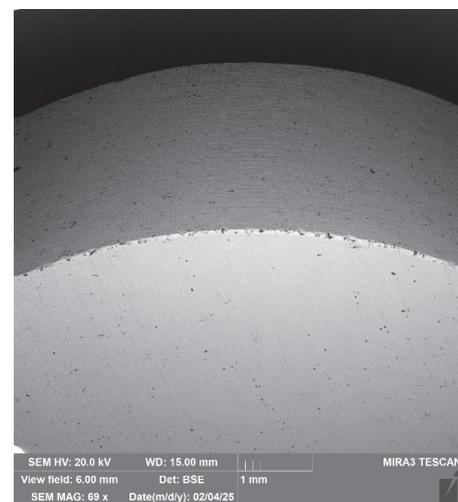
В качестве сырья для изготовления заготовок опытных образцов керамических пластин был использован коммерческий порошок, имеющий обозначение TZ-3Y20AB, произведённый фирмой Tosoh (Япония). Технологический процесс получения заготовок-полуфабрикатов в виде цилиндрических стержней длиной 120 мм включал в себя следующие технологические операции: холодное изостатическое прессование порошка в силиконовой форме при давлении 200...300 МПа; предварительное спекание (утильный отжиг) в воздушной среде; черновая токарная обработка с допуском по наружному диаметру h_9 ; окончательное спекание в вакуумной высокотемпературной печи; круглое шлифование в окончательный размер с допуском по диаметру h_6 ; алмазная резка прутка на заготовки с припуском на толщину; плоское шлифование в окончательный размер по толщине.

Конструктивно режущая пластина имела круглую форму и буквенно-цифровое обозначение RNGN 120400-01 согласно ГОСТ 25003–81 «Пластины режущие сменные многогранные керамические. Технические условия», что соответствует толщине 4,76 мм и диаметру 12,70 мм без дополнительных фасок и уступов на передней поверхности. Всего было изготовлено пять пластин, которые предварительно шлифовали с каждого торца на плоскошлифовальном станке модели 3Д711АФ11 с использованием алмазного круга 1А1 250×20×5×76 АС4 125/100 100 % В2-01, специальной многоместной оснастки и обильной подачи смазочно-охлаждающей жидкости на водной основе. Визуальный контроль на наличие поверхностных трещин выполняли посредством лупы с увеличением $\times 20$, а выбо-

рочный контроль проводили в процессе оценки исходного состояния пластин с помощью растрового электронного микроскопа на увеличениях $\times 500$ и более (рис. 1).



а



б

Рис. 1. Внешний вид керамических пластин (а) и электронная микроскопия режущей кромки (б) в исходном состоянии

Fig. 1. Ceramic inserts (a) and electron microscopy of the cutting edge (b) in the initial state

Крепление керамических пластин осуществляли в державке CRDNN 2525M 12-ID фирмы Sandvik Coromant (Швейцария) с использованием твёрдосплавной подкладной пластины путём прижима сверху (рис. 2).

Изучение исходных керамических порошков и спечённых из них изделий проводили на аттестованном оборудовании. Элементный состав определяли на рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре XRF-1800 фирмы Shimadzu (Япония). Внешний вид порошков и их гранулометрический состав изучали на сканирующем электронном микроскопе Mira 3LMU фирмы Tescan (Чехия). Рентгеноструктурный анализ



Рис. 2. Внешний вид оправки с закрепленной керамической пластиной

Fig. 2. Mandrel with a ceramic insert attached

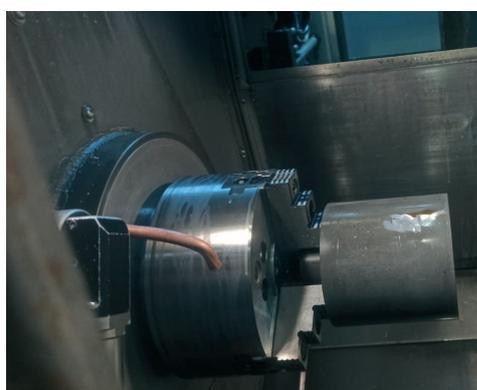
проводили на рентгеновском дифрактометре модели ДРОН 8Н фирмы АО «ИЦ «Буревестник» (г. Санкт-Петербург), оснащенный микрополосным рентгеновским детектором Mythen 2R 1D фирмы Dectris (Япония). Съемка рентгенограмм выполнялась на $\text{CuK}\alpha$ -излучении ($\lambda = 0,15406$ нм) в диапазоне углов 2θ 20...90°. Шаг сканирования детектора составлял 0,1°, время сбора данных – 30 с. Удельную площадь поверхности исходных порошков определяли на приборе модели СОРБИ-М фирмы ООО «МЕТА» (г. Новосибирск) по адсорбции азота четырехточечным методом Брунауэра – Эммета – Тейлора (теория полимолекулярной адсорбции). Насыпную площадь порошков определяли посредством измерения объема порошка известной массы в градуированном сосуде цилиндрической формы.

После спекания образцы-представители шлифовали на алмазном круге и полировали с ис-

пользованием стандартной металлографической технологии. Плотность образцов после спекания измеряли методом гидростатического взвешивания. Средний размер зерен спеченных образцов вычисляли методом секущих по оптическим фотографиям термически травленной поверхности. Прочность определяли методом трехточечного изгиба шлифованных образцов размером $4\pm 0,1 \times 3\pm 0,1 \times 40$ мм, используя машину для испытания на сжатие (гидравлический пресс) производства ООО «НИКЦИМ Точмашприбор» (г. Армавир, Россия). Оценку микротвердости HV и трещиностойкости K_{Ic} проводили на универсальном твердоме Dugamin-500 фирмы Stuers A/S (Дания) с автоматическим датчиком силы посредством индентирования полированной поверхности пирамидой Виккерса при нагрузке 98,07 Н. Длину диагоналей отпечатка и протяженность трещин для расчета микротвердости и трещиностойкости оценивали с применением оптического микроскопа.

Испытания керамических пластин при резании проводили на токарном станке MULTUS V300-W фирмы Okuma (Япония) в условиях цеха производства корпусного режущего инструмента ООО «ПК МИОН» (г. Томск, Россия) (рис. 3). Заготовки закрепляли в гидравлическом патроне за соосную с обрабатываемой поверхностью хвостовую часть диаметром 70 мм и длиной 50 мм.

Испытания керамических пластин на работоспособность проводили в два этапа. Все испытания выполняли при продольном точении без



а



б

Рис. 3. Виды рабочей зоны станка с закрепленной заготовкой (а) и установленной оправкой (б) с керамической пластиной

Fig. 3. Views of the machine tool working area with a fixed workpiece (a) and the mandrel (b) with a ceramic insert

удара всухую. При скалывании режущей кромки пластину поворачивали на $\approx 30^\circ$ или переворачивали на противоположную сторону.

Режимы резания были взяты из источников [2, 6–8, 12, 14, 15, 26]. За критерий работоспособности инструмента был принят путь резания, при котором наблюдается формирование стружки. Наступление отказа указывало на хрупкое разрушение режущей кромки и прекращение стружкообразования.

На первом этапе испытаний использовали керамические пластины с режущими кромками без дополнительной обработки, т. е. микрогеометрия была сформирована в процессе плоского шлифования. Для установления границ допустимого варьирования режимами при тчении были выбраны следующие значения: скорость резания $V = 200; 300; 400$ м/мин; подача $S = 0,05; 0,1; 0,2; 0,4; 1,0$ мм/об; глубина резания $t = 0,1; 0,2; 0,4$ мм.

На втором этапе осуществляли проверку работоспособности на постоянных режимах $V = 200$ м/мин; $S = 0,25$ мм/об; $t = 0,1$ мм. При этом использовали пластину с фаской $0,2 \times 45^\circ$ мм, сформированной на режущей кромке.

Результаты и их обсуждение

Химический состав стали марки 40X соответствует ГОСТ 4543–2016 «Металлопродукция

из конструкционной легированной стали. Технические условия». В исходном состоянии сталь марки 40X имеет феррито-перлитную структуру, ее твёрдость составляет HRC 21–26, а после закалки она представляет собой мартенсит с остаточным аустенитом (5–8 %). Измерения твёрдости закаленной стали показали, что по глубине сечения присутствуют колебания в диапазоне HRC 43–48.

Элементный состав исходного керамического порошка приведён в табл. 1.

Измерения показали, что фактический размер частиц керамического порошка находится в диапазоне 0,04...0,09 мкм, а удельная площадь поверхности составляет 15 ± 3 м²/г.

Результаты измерений физико-механических характеристик, проведенных на образцах-представителях, приведены в табл. 2.

Фазовый состав шлифованной поверхности спеченной керамики Y-TZP-Al₂O₃ представлен на рис. 4. Видно, что основными фазами являются матричная фаза тетрагонального ZrO₂ и упрочняющая фаза α -Al₂O₃. Небольшое количество моноклинного ZrO₂ (≈ 3 об. %) могло появиться вследствие шлифования поверхности керамических пластин, когда под нагрузкой происходит фазовый переход из метастабильной тетрагональной в стабильную моноклинную фазу.

Таблица 1

Table 1

Химический состав керамического порошка TZ-3Y20AB

Chemical composition of TZ-3Y20AB ceramic powder

Массовая доля химических соединений, % / Mass fraction of chemical compounds, %					
Y ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Fe ₂ O ₃	Na ₂ O	ZrO ₂
3,9 ± 0,3	19 ± 1	< 0,02	< 0,01	< 0,04	Остальное

Таблица 2

Table 2

Физико-механические характеристики спечённой керамики Y-TZP-Al₂O₃

Physical and mechanical properties of sintered Y-TZP-Al₂O₃ ceramic

Плотность ρ , г/см ³ / Density ρ (g/cm ³)	Диаметр зерен $d_{\text{зерен}}$, мкм / Grain diameter d_g (μm)	Прочность при изгибе $\sigma_{\text{и}}$, МПа / Bending strength (MPa)	Микротвёрдость HV10, ГПа / Microhardness HV10 (GPa)	Трещиностойкость K_{1c} , МПа·м ^{1/2} / Fracture resistance K_{1c} (MPa·m ^{1/2})
5,5 ± 0,2	0,4 ± 0,09	1200 ± 160	14 ± 0,6	7,2 ± 0,4

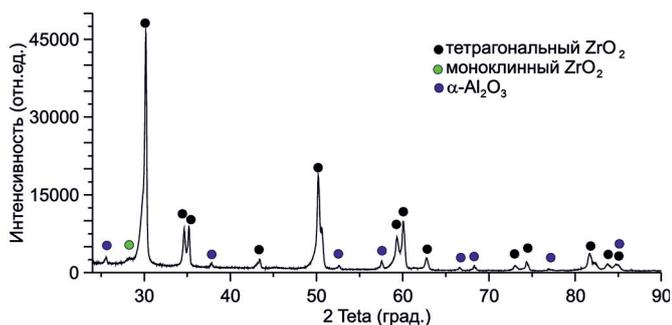


Рис. 4. Рентгенограмма композиционной керамики Y-TZP-Al₂O₃

Fig. 4. X-ray diffraction pattern of Y-TZP-Al₂O₃ composite ceramic

Далее представлены и описаны результаты наблюдений за процессом сухого точения керамическими режущими пластинами. Варьирование режимами проводили по данным, указанным в табл. 3.

Отмечено, что вне зависимости от подачи и глубины при скорости резания 200 м/мин образуется витая стружка со следами побежалости с периодическим появлением сгорающей стружки, а в диапазоне скорости от 300 до 400 м/мин стружка состоит из отдельных фрагментов, интенсивное сгорание которых в ходе резания сопровождается снопом искр (рис. 5).

Подробнее рассмотрим особенности износа рабочих поверхностей, формирующих режущие кромки керамических пластин. Характерные снимки износа и разрушения рабочих площадок режущих кромок приведены на рис. 6.

После наступления износа ожидаемой величины, когда визуально регистрируется прекращение стружкообразования из-за сколов, пластина поворачивалась по часовой стрелке, что давало возможность наблюдать разные ста-

Таблица 3

Table 3

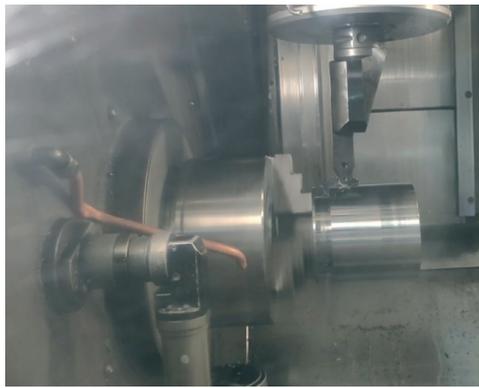
Результаты испытаний на этапе 1

Results of tests in stage 1

№ / No.	Скорость резания V , м/мин / Cutting speed V (m/min)	Подача S , мм/об / Feed rate S (mm/rev)	Глубина резания t , мм / Cutting depth t (mm)	Путь резания L^* , мм / Cutting distance L^* (mm)	Примечание / Note	
1	200	0,05	0,2	50	Разрушение кромки, сгорание стружки / Edge chipping, chip burning	
2	300			5		
3	400			10		
4		0,1	5			
5	200	0,4	0,1	50	Разрушение кромки, стружка с цветами побежалости / Edge chipping, oxidized chip	
6		60				
7	600	0,25		0,1	10	Разрушение кромки, сгорание стружки / Edge chipping, chip burning
8	100				50	
9	200	0,1	0,1	100	Разрушение кромки, низкая шероховатость / Edge chipping, low surface roughness	
10		0,4				
11**		0,25				600

* L – путь резания до катастрофического износа (прекращения стружкообразования) / cutting path until catastrophic wear (cessation of chip formation);

** – данные по четырем повторениям / data from 4 repetitions.



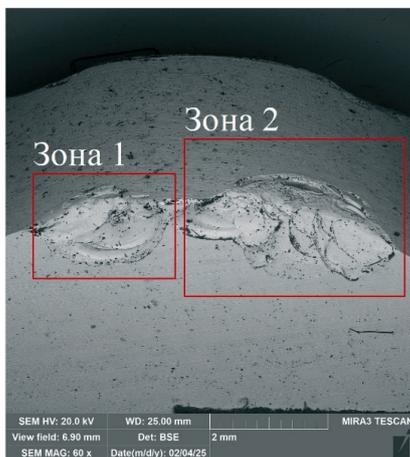
а



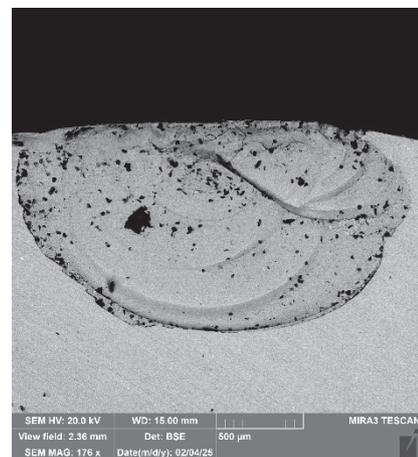
б

Рис. 5. Фрагмент резания с образованием витой (а) и сгорающей (б) стружки при скорости резания 200 и 400 м/мин соответственно

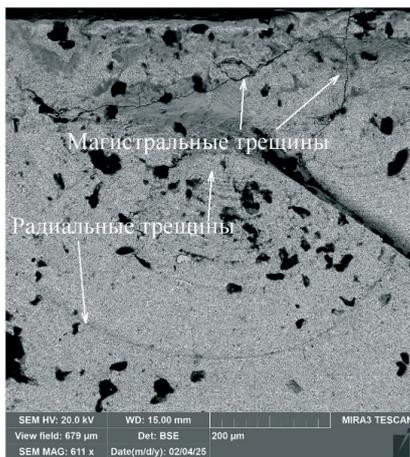
Fig. 5. Cutting process fragment with the formation of spiral (a) and burning (b) chips at cutting speeds of 200 and 400 m/min, respectively



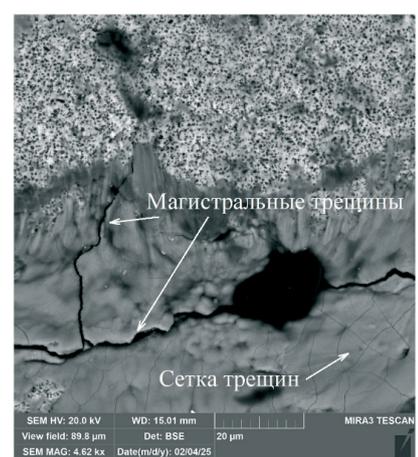
а



б



в



г

Рис. 6. Типичные микрофотографии участков износа и разрушения керамических режущих пластин без обработки режущих кромок:

а – общий вид; б, в – кратер на передней поверхности; г – магистральные трещины

Fig. 6. Typical micrographs of wear and failure areas of ceramic cutting inserts without cutting edge preparation:

а – general view; б, в – crater on the rake face; г – major cracks

дии износа на одной и той же режущей пластине (рис. 6, а, зона 1), т. е. правая часть изношенной поверхности (рис. 6, а, зона 2) была повернута по часовой стрелке. Износ пластин начинает проявляться в виде лунки длиной до 1,1 мм (рис. 6, а, зона 1) на передней поверхности. Она вплотную примыкает к режущей кромке и переходит на главную заднюю поверхность (рис. 6, а, зона 1). При этом происходит не столько износ (поэтому говорить о лунке износа некорректно), а хрупкое разрушение (отслоение) радиальной формы по поверхностям, параллельным передней поверхности. Это связано с действием касательных напряжений, наибольшая величина которых располагается немного ниже передней поверхности [26]. Зона отслоения режущего материала проходит далеко за линией длины контакта стружки с режущей пластиной, поэтому следов контакта стружки с передней поверхностью не наблюдается.

Вследствие усталости инструментального материала из-за периодического дёргания и срыва приконтактной поверхности стружки вблизи режущей кромки происходит накопление дефектов, которые перерастают сначала в микро-, а затем и в макротрещину, проходящую параллельно передней поверхности. Эта макротрещина переходит даже на заднюю поверхность, хотя рельеф образовавшегося микрократера говорит о преимущественном развитии трещины в сторону передней поверхности.

На передней поверхности не наблюдается налипания обрабатываемого материала, это говорит о низком коэффициенте трения в указанной области (что характерно для керамических режущих материалов) и отсутствии адгезии за пределами области хрупкого разрушения. Следов абразивного износа тоже не наблюдается, что связано с высокой твёрдостью инструментального материала.

Поверхность микрократера также свободна от частиц обрабатываемого материала, хотя ее рельеф способствует их задержанию (рис. 6, а, зона 1). Это свидетельствует о высокой прочности прирезцово-й части стружки или по крайней мере о том, что предел прочности на сдвиг там больше, чем контактные касательные напряжения на поверхности «стружка – инструмент». При увеличении микрократера до 1,2 мм

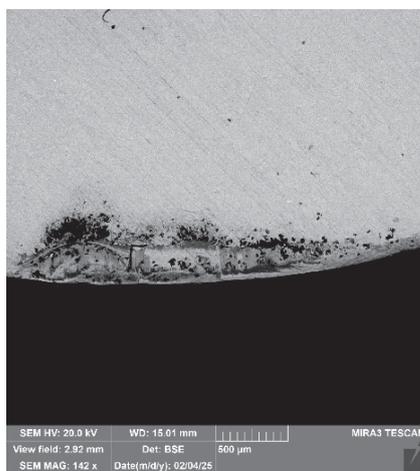
(рис. 6, а, зона 2) происходят дополнительные отслаивания инструментального материала, т. е. образование нескольких микрократеров радиальной формы. Здесь наблюдаются частицы обрабатываемого материала в застойных зонах, хотя и в очень малых объёмах. На наш взгляд, это связано с увеличением глубины этих зон, что и способствует задержанию материала в виде микрочастиц. При большом увеличении на поверхности микрократера можно видеть небольшие частицы (черное пятно около 0,15 мм) обрабатываемого материала (рис. 6, б). Поверхность микрократера хотя и имеет основную радиальную форму, но содержит и дополнительные линии хрупкого отслоения сложной формы. При еще большем увеличении (рис. 6, в) на поверхности микрократера вблизи режущей кромки можно видеть глубокие магистральные трещины, проходящие уже перпендикулярно передней поверхности. Характер этих трещин говорит о их термической природе: вблизи режущей кромки пластина нагревается намного быстрее и больше, чем при отдалении от неё, что и приводит к появлению термических микротрещин. При увеличении (рис. 6, г) на поверхности микрократера наблюдается черная полость, что говорит о вырыве частицы керамики размером около 20 мкм. Термотрещина, проходящая через эту область, говорит о возможном ослаблении инструментального материала из-за резкого перепада температуры.

Рассмотрим особенности износа керамических режущих пластин, на которых была принудительно сформирована фаска (табл. 4).

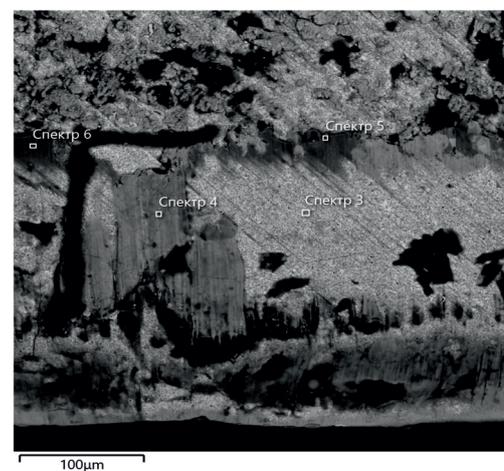
На контактных поверхностях режущей пластины регистрируются участки без следов существенного износа, а незначительные налипывания обрабатываемого материала наблюдаются только вблизи режущей кромки (рис. 7, а). Следов абразивного износа не наблюдается. В этой связи целесообразным представляется продолжение исследований в части использования режущей керамики Y-TZP-Al₂O₃ для токарной и фрезерной сухой высокоскоростной обработки закаленных и труднообрабатываемых материалов, а также проведение исследований по сравнительным стойкостным испытаниям с изучением шероховатости обрабатываемых поверхностей.

Результаты испытаний на этапе 2
Results of tests in phase 2

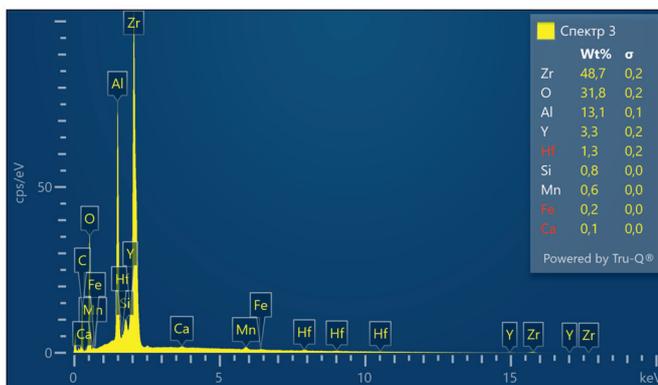
№ п/п	Скорость резания V , м/мин / Cutting speed, m/min	Подача S , мм/об / Feed, mm/r	Глубина резания t , мм / Cutting depth, mm	Путь резания L^* , мм / Cutting distance, mm	Примечание
1	200	0,25	0,1	3300	Без разрушения кромки, стружка с цветами побежалости



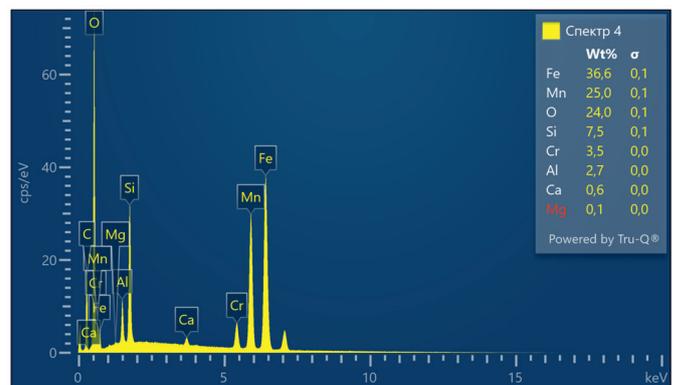
а



б



в



з

Рис. 7. Типичные микрофотографии участков износа и разрушения керамических режущих пластин с фаской на режущих кромках:

а – общий вид; *б* – кратер на передней поверхности; *в*, *з* – карты распределения химических элементов

Fig. 7. Typical micrographs of wear and failure areas of ceramic cutting inserts with a chamfered cutting edge:

а – general view; *б* – crater on the rake face; *в*, *з* – elemental mapping

Выводы

1. Испытания на работоспособность показали перспективность использования керамического порошка марки TZ-3Y20AB (Y-TZP- Al_2O_3),

полученного по технологии холодного изостатического прессования с последующим высокотемпературным свободным спеканием, для изготовления режущих пластин RNGN 120400-01



для токарной обработки закаленной стали 40X (HRC 43–48).

2. Использование режимов $V > 200$ м/мин; $S > 0,4$ мм/об; $t > 0,2$ мм является нецелесообразным ввиду кратковременной работы кромки режущей пластины. Режимы $V = 200$ м/мин; $S = 0,25$ мм/об; $t = 0,1$ мм и пластины с притупленной кромкой обеспечивают стабильное течение на пути резания не менее 3300 мм.

3. Электронная микроскопия износа и участков разрушения демонстрирует доминирующий механизм хрупкого усталостного разрушения, вызванного термоциклическим влиянием трения и касательных напряжений в области резания.

4. Керамическая композиция Y-TZP- Al_2O_3 является пригодной для использования в качестве инструментального материала, предназначенного для сухого высокоскоростного точения термически обработанных сталей повышенной твердости. Однако необходимо провести комплексные исследования, формализующие влияние режимов обработки на стойкость и шероховатость обработанных поверхностей при резании твердых сталей и износостойких чугунов.

Список литературы

1. Basu B. Toughening of yttria-stabilised tetragonal zirconia ceramics // *International Materials Reviews*. – 2005. – Vol. 50 (4). – P. 239–256. – DOI: 10.1179/174328005X41113.

2. Patel H., Patil H. Tribological performance based machinability investigations of Al_2O_3 - ZrO_2 ceramic cutting tool in dry machining of Ti-6Al-4V alloy // *Tribology International*. – 2022. – Vol. 176. – P. 107776. – DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107776.

3. Perry C., Liu D., Ingel R.P. Phase characterization of partially stabilized zirconia by Raman spectroscopy // *Journal of the American Ceramic Society*. – 1985. – Vol. 68 (8). – P. C-184–C-187. – DOI: 10.1111/j.1151-2916.1985.tb10176.x.

4. Nettleship I., Stevens R. Tetragonal zirconia polycrystal (TZP) – A review // *International Journal of High Technology Ceramics*. – 1987. – Vol. 3. – P. 1–32. – DOI: 10.1016/0267-3762(87)90060-9.

5. Production and characterization of ZrO_2 ceramics and composites to be used for hip prosthesis / M. Arin, G. Goller, J. Vleugels, K. Vanmeensel // *Journal of Materials Science*. – 2008. – Vol. 43 (5). – P. 1599–1611. – DOI: 10.1007/s10853-007-2343-x.

6. Comparison of different 3Y-TZP substrates for the manufacture of all-ceramic micro end mills with respect to the cutting edge radius and the tool wear / T. Mayer,

S. Kieren-Ehse, B. Kirsch, J.C. Aurich // *Manufacturing Letters*. – 2023. – Vol. 38. – P. 44–46. – DOI: 10.1016/j.mfglet.2023.09.001.

7. Новая режущая керамика в системе Al_2O_3 - ZrO_2 (Y_2O_3)-Ti(C,N) / Я.Г. Дятлова, Н.Ю. Ковеленов, В.И. Румянцев, С.С. Орданьян // *Металлообработка*. – 2014. – № 1 (79). – С. 32–36.

8. Senthil Kumar A., Raja Durai A., Sornakumar T. Machinability of hardened steel using alumina based ceramic cutting tools // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2003. – Vol. 21 (3–4). – P. 109–117. – DOI: 10.1016/S0263-4368(03)00004-0.

9. A review on synthesis of zirconia toughened alumina (ZTA) for cutting tool applications / M.M. Basha, S.M. Basha, B.K. Singh, N. Mandal, M.R. Sankar // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 26, pt. 2. – P. 534–541. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.134.

10. Smuk B., Szutkowska M., Walter J. Alumina ceramics with partially stabilized zirconia for cutting tools // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 133. – P. 195–198. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00232-7.

11. Sustainability assessment of dry turning Ti-6Al-4V employing uncoated cemented carbide tools as clean manufacturing process / X. Liang, Z. Liu, W. Liu, X. Li // *Journal of Cleaner Production*. – 2019. – Vol. 214. – P. 279–289. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2018.12.196.

12. Cutting performance and wear mechanism of zirconia toughened alumina ceramic cutting tools formed by vat photopolymerization-based 3D printing / W. Liu, H. Wu, Y. Xu, L. Lin, Y. Li, S. Wu // *Ceramics International*. – 2023. – Vol. 49 (14), pt. A. – P. 23238–23247. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.04.153.

13. Optimizing woodcutting with zirconia-toughened alumina: processing, performance, and industrial insights / T. Thakur, S. Heinen, B. Ehrle, G. Blugan // *Heliyon*. – 2025. – Vol. 11 (2). – P. e41785. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2025.e41785.

14. Cutting performance, failure mechanisms and tribological properties of MWCNT-reinforced ZTA-MgO ceramic inserts in high-speed machining of hardened AISI-4340 steel / P.K. Prajapati, C.O. Bapanapalle, P. Biswas, K. Kumar Sadhu, R. Ranjan Sahoo, N. Mandal // *Diamond & Related Materials*. – 2024. – Vol. 153. – P. 112094. – DOI: 10.1016/j.diamond.2025.112094.

15. Pressure-less sintering of molybdenum-reinforced ceramic cutting inserts with improved tool life / K. Ghosh, S. Goswami, P. Kumar Prajapati, P. Roy, N. Mandal // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2024. – Vol. 120. – P. 106619. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2024.106619.

16. Performance evaluation of self lubricating CuO added ZTA ceramic inserts in dry turning application / B.K. Singh, S. Goswami, K. Ghosh, H. Roy, N. Man-

dal // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2021. – Vol. 98. – P. 105551. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105551.

17. Wang B., Liu Z. Influences of tool structure, tool material and tool wear on machined surface integrity during turning and milling of titanium and nickel alloys: a review // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 98 (5–8). – P. 1925–1975. – DOI: 10.1007/s00170-018-2314-1.

18. Wang Z.G., Wong Y.S., Rahman M. High-speed milling of titanium alloys using binderless CBN tools // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2005. – Vol. 45. – P. 105–114. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2004.06.021.

19. Effects of cutting parameters on dry machining Ti-6Al-4V alloy with ultra-hard tools / F.J. Sun, S.G. Qu, Y.X. Pan, X.Q. Li, F.L. Li // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 79 (1–4). – P. 351–360. – DOI: 10.1007/s00170-014-6717-3.

20. Flash sintering incubation in Al_2O_3 /TZP composites / E. Bichaud, J.M. Chaix, C. Carry, M. Kleitz, M.C. Steil // Journal of the European Ceramic Society. – 2015. – Vol. 35 (9). – P. 2587–2592. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2015.02.033.

21. Muccillo R., Muccillo E.N.S. Electric field-assisted flash sintering of tin dioxide // Journal of the European Ceramic Society. – 2014. – Vol. 34 (4). – P. 915–923. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.09.017.

22. Densification behaviour and microstructural development in undoped yttria prepared by flash-sintering / H. Yoshida, Y. Sakka, T. Yamamoto, J.-M. Lebrun, R. Raj // Journal of the European Ceramic Society. – 2014. – Vol. 34 (4). – P. 991–1000. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.10.031.

23. Srdić V.V., Winterer M., Hahn H. Sintering behavior of nanocrystalline zirconia doped with alumina prepared by chemical vapor synthesis // Journal of the American Ceramic Society. – 2000. – Vol. 83. – P. 1853. – DOI: 10.1111/j.1151-2916.2000.tb01481.x.

24. Colloidal processing and superplastic properties of zirconia-and alumina-based nanocomposites / Y. Sakka, T.S. Suzuki, K. Morita, K. Nakano, K. Hiraga // Scripta Materialia. – 2001. – Vol. 44. – P. 2075. – DOI: 10.1016/S1359-6462(01)00889-2.

25. Rana R.P., Pratihar S.K., Bhattacharyya S. Powder processing and densification behaviour of alumina-high zirconia nanocomposites using chloride precursor // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 190 (1–3). – P. 350–357. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.02.009.

26. Research of contact stresses distribution on plunge-cutting into a steel workpiece / V. Kozlov, J.Y. Zhang, Y.B. Guo, S.K. Sabavath // Key Engineering Materials. – 2018. – Vol. 769. – P. 284–289. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.769.284.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

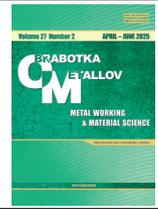
© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Performance of Y-TZP- Al_2O_3 composite ceramics in dry high-speed turning of thermally hardened steel 0.4 C-Cr (AISI 5135)

Artem Babaev^{1, a, *}, Nikolai Savchenko^{2, b}, Victor Kozlov^{3, c},
 Artem Semenov^{1, d}, Mikhail Grigoriev^{1, e}

¹ National Research Tomsk State University, 36 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

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

³ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-2334-1679>, temkams@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8254-5853>, savnick@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, kozlov-viktor@bk.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-8663-4877>, artems2102@yandex.ru;

^e <https://orcid.org/0009-0009-4214-0312>, mvgrigoriev@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 21 March 2025

Revised: 10 April 2025

Accepted: 21 April 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Oxide ceramics

Turning

Hardened steel

Wear

Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment № FSWM-2025-0010 “Physico-chemical regularities of formation of the structural-phase state and physical and mechanical properties of composite ceramic materials resistant to intensive thermomechanical effects and wear”.

ABSTRACT

Introduction. Analysis of contemporary data in the fields of materials science and the application of ceramic cutting tools for machining difficult-to-machine iron- and nickel-based alloys reveals a limited amount of experimental data concerning the use of the promising Y-TZP- Al_2O_3 ceramic, which is based on submicron yttria-partially-stabilized zirconia and reinforced with alumina. **Purpose of the work.** To study the performance of RNGN 120400-01 removable cutting inserts made from Y-TZP- Al_2O_3 ceramic during dry high-speed (200 m/min) cutting of 0.4 C-Cr (AISI 5135) steel (HRC 43...48). **Research Methods.** Characterization of the initial powders and the sintered ceramic, both before and after cutting tests, was performed using X-ray fluorescence (XRF) and X-ray diffraction (XRD) analyses, as well as scanning electron microscopy (SEM) in BSE mode. The physical and mechanical properties of the sintered ceramic were determined using the hydrostatic weighing method, three-point bending, and Vickers microhardness and fracture toughness measurements. Cutting tests were conducted on a high-rigidity lathe in a production shop conditions, involving dry high-speed turning of hardened 0.4C-Cr steel (AISI 5135) (HRC 43...48) in two stages. The first stage involved establishing the allowable variation limits for cutting modes (cutting speed and feed rate) and investigating the wear and failure characteristics of the cutting insert rake and flank faces. The second stage utilized ceramic cutting inserts with a chamfered cutting edge. **Results and discussion.** It was established that for Y-TZP- Al_2O_3 ceramic, the use of cutting modes $V > 200$ m/min, $S > 0.4$ mm/rev, and $t > 0.2$ mm is not advisable due to the short service life of the cutting edge. A chamfer on the cutting edge is necessary to provide controlled edge blunting. The observed wear patterns and analysis of failure areas indicate a dominant brittle fatigue failure mechanism, caused by the thermal effects of high-speed friction combined with tangential stresses from the chip flow. It is concluded that the Y-TZP- Al_2O_3 ceramic composite is promising for use as a cutting tool material for dry high-speed turning of both hardened steels and, potentially, wear-resistant cast irons. Based on the conducted research and described observations, recommendations are formulated for the use of Y-TZP- Al_2O_3 ceramic in future studies.

For citation: Babaev A.S., Savchenko N.L., Kozlov V.N., Semenov A.R., Grigoriev M.V. Performance of Y-TZP- Al_2O_3 composite ceramics in dry high-speed turning of thermally hardened steel 0.4 C-Cr (AISI 5135). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 159–173. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-159-173. (In Russian).

References

1. Basu B. Toughening of yttria-stabilised tetragonal zirconia ceramics. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50 (4), pp. 239–256. DOI: 10.1179/174328005X41113.

* Corresponding author

Babaev Artem S., Ph.D. (Engineering)

National Research Tomsk State University,

36 Lenin Avenue, Tomsk,

634050, Russian Federation

Tel.: +7 952 805-09-26, e-mail: temkams@mail.ru

2. Patel H., Patil H. Tribological performance based machinability investigations of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ceramic cutting tool in dry machining of Ti-6Al-4V alloy. *Tribology International*, 2022, vol. 176, p. 107776. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.107776.
3. Perry C., Liu D., Ingel R.P. Phase characterization of partially stabilized zirconia by Raman spectroscopy. *Journal of the American Ceramic Society*, 1985, vol. 68 (8), pp. C-184–C-187. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1985.tb10176.x.
4. Nettlehip I., Stevens R. Tetragonal zirconia polycrystal (TZP) – A review. *International Journal of High Technology Ceramics*, 1987, vol. 3, pp. 1–32. DOI: 10.1016/0267-3762(87)90060-9.
5. Arin M., Goller G., Vleugels J., Vanmeensel K. Production and characterization of ZrO_2 ceramics and composites to be used for hip prosthesis. *Journal of Materials Science*, 2008, vol. 43 (5), pp. 1599–1611. DOI: 10.1007/s10853-007-2343-x.
6. Mayer T., Kieren-Ehse S., Kirsch B., Aurich J.C. Comparison of different 3Y-TZP substrates for the manufacture of all-ceramic micro end mills with respect to the cutting edge radius and the tool wear. *Manufacturing Letters*, 2023, vol. 38, pp. 44–46. DOI: 10.1016/j.mfglet.2023.09.001.
7. Dyatlova Ya.G., Kovelonov N.Yu., Rummyantsev V.I., Ordanyan S.S. Novaya rezhushchaya keramika v sisteme $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)\text{-Ti}(\text{C},\text{N})$ [New cutting $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2/\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ ceramics]. *Metaloobrabotka = Metalworking*, 2014, no. 1 (79), pp. 32–36.
8. Senthil Kumar A., Raja Durai A., Sornakumar T. Machinability of hardened steel using alumina based ceramic cutting tools. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2003, vol. 21 (3–4), pp. 109–117. DOI: 10.1016/S0263-4368(03)00004-0.
9. Basha M.M., Basha S.M., Singh B.K., Mandal N., Sankar M.R. A review on synthesis of zirconia toughened alumina (ZTA) for cutting tool applications. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 26, pt. 2, pp. 534–541. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.134.
10. Smuk B., Szutkowska M., Walter J. Alumina ceramics with partially stabilized zirconia for cutting tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 133, pp. 195–198. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00232-7.
11. Liang X., Liu Z., Liu W., Li X. Sustainability assessment of dry turning Ti-6Al-4V employing uncoated cemented carbide tools as clean manufacturing process. *Journal of Cleaner Production*, 2019, vol. 214, pp. 279–289. DOI: 10.1016/j.jclepro.2018.12.196.
12. Liu W., Wu H., Xu Y., Lin L., Li Y., Wu S. Cutting performance and wear mechanism of zirconia toughened alumina ceramic cutting tools formed by vat photopolymerization-based 3D printing. *Ceramics International*, 2023, vol. 49 (14), pt. A, pp. 23238–23247. DOI: 10.1016/j.ceramint.2023.04.153.
13. Thakur T., Heinen S., Ehrle B., Blugan G. Optimizing woodcutting with zirconia-toughened alumina: processing, performance, and industrial insights. *Heliyon*, 2025, vol. 11 (2), p. e41785. DOI: 10.1016/j.heliyon.2025.e41785.
14. Prajapati P.K., Bapanapalle C.O., Biswas P., Kumar Sadhu K., Ranjan Sahoo R., Mandal N. Cutting performance, failure mechanisms and tribological properties of MWCNT-reinforced ZTA-MgO ceramic inserts in high-speed machining of hardened AISI-4340 steel. *Diamond & Related Materials*, 2024, vol. 153, p. 112094. DOI: 10.1016/j.diamond.2025.112094.
15. Ghosh K., Goswami S., Kumar Prajapati P., Roy P., Mandal N. Pressure-less sintering of molybdenum-reinforced ceramic cutting inserts with improved tool life. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2024, vol. 120, p. 106619. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2024.106619.
16. Singh B.K., Goswami S., Ghosh K., Roy H., Mandal N. Performance evaluation of self lubricating CuO added ZTA ceramic inserts in dry turning application. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2021, vol. 98, p. 105551. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2021.105551.
17. Wang B., Liu Z. Influences of tool structure, tool material and tool wear on machined surface integrity during turning and milling of titanium and nickel alloys: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 98 (5–8), pp. 1925–1975. DOI: 10.1007/s00170-018-2314-1.
18. Wang Z.G., Wong Y.S., Rahman M. High-speed milling of titanium alloys using binderless CBN tools. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, vol. 45, pp. 105–114. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2004.06.021.
19. Sun F.J., Qu S.G., Pan Y.X., Li X.Q., Li F.L. Effects of cutting parameters on dry machining Ti-6Al-4V alloy with ultra-hard tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 79 (1–4), pp. 351–360. DOI: 10.1007/s00170-014-6717-3.



20. Bichaud E., Chaix J.M., Carry C., Kleitz M., Steil M.C. Flash sintering incubation in $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TZP}$ composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2015, vol. 35 (9), pp. 2587–2592. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2015.02.033.

21. Muccillo R., Muccillo E.N.S. Electric field-assisted flash sintering of tin dioxide. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, vol. 34 (4), pp. 915–923. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.09.017.

22. Yoshida H., Sakka Y., Yamamoto T., Lebrun J-M., Raj R. Densification behaviour and microstructural development in undoped yttria prepared by flash-sintering. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, vol. 34 (4), pp. 991–1000. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2013.10.031.

23. Srdić V.V., Winterer M., Hahn H. Sintering behavior of nanocrystalline zirconia doped with alumina prepared by chemical vapor synthesis. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, vol. 83, p. 1853. DOI: 10.1111/j.1151-2916.2000.tb01481.x.

24. Sakka Y., Suzuki T.S., Morita K., Nakano K., Hiraga K. Colloidal processing and superplastic properties of zirconia-and alumina-based nanocomposites. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 44, p. 2075. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)00889-2.

25. Rana R.P., Pratihar S.K., Bhattacharyya S. Powder processing and densification behaviour of alumina–high zirconia nanocomposites using chloride precursor. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 190 (1–3), pp. 350–357. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.02.009.

26. Kozlov V., Zhang J.Y., Guo Y.B., Sabavath S.K. Research of contact stresses distribution on plunge-cutting into a steel workpiece. *Key Engineering Materials*, 2018, vol. 769, pp. 284–289. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.769.284.

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



Морфологические изменения поверхности деформированной конструкционной стали в коррозионно-активной среде

Роман Соколов^{a, *}, Камиль Муратов^b, Расул Мамадалиев^c

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>, falcon.rs@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>, muratows@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>, mamadaliyeva@tyuiu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.24; 620.19

История статьи:

Поступила: 17 января 2025
 Рецензирование: 14 февраля 2025
 Принята к печати: 17 марта 2025
 Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Остаточные внутренние напряжения
 Медианная глубина
 Степень анизотропии зерна
 Конструкционная сталь
 Остаточная деформация
 Скорость коррозии

АННОТАЦИЯ

Введение. Внутренние факторы, включая фазовую гетерогенность, кристаллографическую текстуру, амплитуду остаточных напряжений и концентрацию неметаллических включений, оказывают нелинейное мультипараметрическое воздействие на коррозионную резистентность металлических систем в агрессивных средах. Такая сложность взаимодействий существенно затрудняет прогнозирование кинетики коррозионной деградации и оценку эксплуатационной долговечности металлоконструкций. Указанные параметры модулируют пространственное распределение коррозионных дефектов, их морфологию и глубину проникновения, что требует применения системного подхода для установления количественных корреляций. Для более точного понимания и учёта влияния внутренних факторов на коррозионный процесс необходимо проводить комплексные исследования и анализ. Использование математических методов обработки при анализе влияния позволит выявить более сильные закономерности применительно к процессу коррозионного разрушения. Это позволит разработать методы и подходы для оптимизации проектирования, производства и эксплуатации металлических конструкций и изделий, а также повысить их надёжность и долговечность. **Цель работы:** разработка многокритериальной модели, связывающей глубину коррозионных повреждений (интегральный показатель агрессивности среды) с микроструктурными, механическими и топографическими характеристиками низкоуглеродистой стали Ст3. Объектом исследования являются образцы из листового проката с варьируемой степенью остаточной пластической деформации ($\epsilon = 0-7\%$). **Методы исследования.** Микроструктурный анализ проводили с использованием оптической микроскопии (Olympus GX53) и сканирующей электронной микроскопии (JEOL 6008A) для оценки размера зерна, текстуры и дислокационной плотности. Количественную морфологию коррозионных повреждений осуществляли методом цифрового анализа изображений (программный комплекс AXALIT) с определением медианной глубины как ключевого параметра. Рентгенографический анализ остаточных напряжений применялся для построения тензорных полей напряжений. **Результаты и обсуждение.** Экспериментальные данные демонстрируют нелинейный рост медианной глубины коррозионных повреждений от степени деформации: при $\epsilon = 6,6\%$ наблюдается двукратное увеличение медианной глубины по сравнению с недеформированным состоянием. Многомерный регрессионный анализ выявил доминирующее влияние внутренних остаточных напряжений на кинетику процесса коррозионного разрушения ($R^2 = 0,89$). Разброс определяемых значений по внутренним напряжениям составляет ± 5 мкм. Обнаруженные закономерности связаны с поведением структуры материала при пластической деформации, которая в наибольшей степени происходит в направлениях $\{111\} \langle 110 \rangle$, что приводит к возникновению обратных остаточных внутренних напряжений. Медианная глубина коррозионных повреждений отражает скорость протекания коррозии. Метод группового учёта аргументов (МГУА) позволил синтезировать комплексный параметр, объединяющий различные параметры структуры стали. Полиномиальная аппроксимация зависимости медианной глубины коррозионных повреждений в 5% HCl от комплексного параметра демонстрирует высокую сходимость ($R^2 = 0,99$) при ошибке определения ± 1 мкм. Разработанная модель подтверждает, что остаточные напряжения являются одним из ключевых факторов, модулирующим коррозионную активность деформированной стали Ст3. Полученные результаты позволяют оптимизировать процессы холодной обработки стали для повышения коррозионной стойкости металлоконструкций. Дальнейшие исследования планируются сосредоточить в направлении влияния динамических нагрузок и температурных градиентов на эволюцию дислокационных субструктур.

Для цитирования: Соколов Р.А., Муратов К.Р., Мамадалиев Р.А. Морфологические изменения поверхности деформированной конструкционной стали в коррозионно-активной среде // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 174–188. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-174-188.

Введение

Коррозионное разрушение стали – сложный процесс, на который оказывают влияние как внешние, так и внутренние факторы. Например, структура материала определяет восприимчивость стали к процессу коррозии

*Адрес для переписки

Соколов Роман Александрович, к.т.н.
 Тюменский индустриальный университет,
 ул. Володарского, 38,
 625000, г. Тюмень, Россия
 Тел.: +7 919 925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

[1–3]. Так, в работе [4] показано, что феррит и аустенит по сравнению с цементитом более электроотрицательны. Близкое расположение в структуре материала разных по электрическому потенциалу фаз приводит к возникновению микрогальванопар и интенсивному процессу разрушения в агрессивной среде.

Наличие дефектов в фазах ускоряет коррозионное разрушение материала. В структуре стали одна из фаз с высокой степенью дефектности – это мартенсит [5–7].

На процесс коррозионного разрушения также влияет однородность поверхности материала [7–11]. Особенно это важно для сталей с низким содержанием легирующих элементов [7, 12].

Исследования показали, что размер зёрен тоже влияет на коррозию [1, 13, 14]. Обычно это связано с тем, что границы между зёрнами притягивают дефекты кристаллической структуры и атомы включений [6–7, 15–16].

Питтинговая коррозия стали может наблюдаться при наличии примесных элементов в структуре [7, 17–19]. Примеси могут образовывать химические соединения, которые повышают активность материала в коррозионной среде [7, 20–21] из-за их электрохимической неоднородности [6].

В исследованиях [22, 25–26] продемонстрировано, что существует прямая зависимость между величиной внутренних остаточных напряжений и скоростью коррозии конструкционной стали. Внутренние напряжения могут достигать значений, превышающих предел текучести материала. Это приводит к пластической деформации и увеличению числа линейных дефектов в виде дислокаций [22, 25–29].

Остаточная деформация материала под воздействием внешних нагрузок усиливает анизотропность зёрен, что влияет на скорость коррозионного процесса [3, 22].

Представленные данные научных исследований подтверждают наличие полипараметрической зависимости коррозионных процессов от факторов экзогенного и эндогенного характера, включая кристаллическую структуру материала, степень фазовой гомогенности, морфологию поверхностного слоя, присутствие посторонних химических элементов в матрице сплава, а также дислокационные и гранично-дефектные образования. Многочисленные экспериментальные работы [23, 24] способствовали систематизации ключевых аспектов кинетики и термодинамики коррозионных явлений, что создаёт теоретическую базу для идентификации факторов, определяющих деградацию материала в условиях конкретной эксплуатационной среды.

Цель настоящей работы: разработка многокритериальной модели, связывающей глубину коррозионных повреждений (интегральный показатель агрессивности среды) с микроструктурными, механическими и топографическими

характеристиками низкоуглеродистой стали Ст3. Объектом исследования являются образцы из листового проката с варьируемой степенью остаточной пластической деформации ($\varepsilon = 0\text{--}7\%$).

Подобный подход можно использовать, опираясь на математические методы, позволяющие учесть влияние различных факторов (например, при помощи метода группового учета аргумента).

Задачи исследования

Изучить количественные взаимосвязи между глубиной коррозионных повреждений стали, величиной остаточных внутренних напряжений, анизотропией размеров зёрен и их количеством в агрессивной среде.

Исследовать влияние пластической деформации (не превышающей 7 %) на кинетику коррозионных процессов с акцентом на изменение глубины повреждений и роли остаточных напряжений.

Проанализировать возможные кристаллографические механизмы, определяющие корреляцию «глубина коррозии – остаточные напряжения».

Разработать физико-математическую модель, описывающую зависимость коррозионной кинетики от структурно-морфологических параметров, с учётом анизотропии деформации и дислокационной динамики при помощи метода группового учета аргументов.

Методика исследований

В работе исследовались образцы, изготовленные из листового проката стали Ст3, которая была использована в экспериментах в исходном состоянии. Изготовление образцов (4,0×70,0×25,0 мм) осуществлялось в перпендикулярном направлении относительно направления проката стали.

В работе [22] представлены данные о величине внутренних напряжений, степени анизотропии зерна и скорости коррозии исследуемых образцов в 5%-м растворе соляной кислоты, а также отражена методика определения этих параметров.

Исследуемые образцы имели разную величину остаточной деформации (см. таблицу).

Микроструктура исследуемых образцов получена на оптическом микроскопе и показана на рис. 1.

Исследование микроструктуры, выполненное в работе [22], позволило установить, что она

Номер образца и соответствующая величина остаточной деформации

Sample number and corresponding residual strain value

№ образца / Sample No.	1	2	3	4	5
ϵ , %	0	1,5	3,0	4,5	6,6

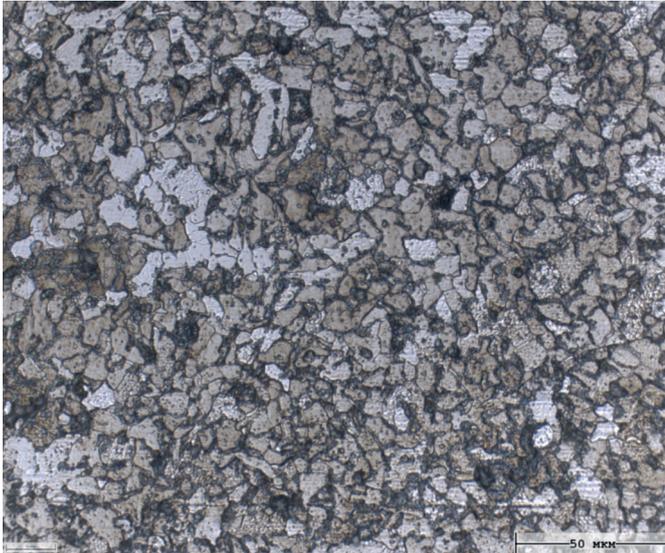


Рис. 1. Микроструктура недеформированного образца стали Ст3

Fig. 1. Microstructure of undeformed St3 steel sample

состоит из феррито-перлитной смеси, в которой содержится 81,7 % феррита и 18,3 % перлита. Согласно ГОСТ 8233 балл структуры равен 8. При этом минимальный балл зерна составляет 8, максимальный – 13, а наиболее часто встречающийся на микрошлифе балл – 11.

Изучение коррозионных повреждений исследуемых образцов проводилось на растровом электронном микроскопе JEOL 6008A (рис. 2). Продукты коррозии материала перед проведением исследований удалялись с поверхности.

Определение геометрических параметров поверхности микрошлифа происходило на изображениях, полученных посредством растрового электронного микроскопа (в области сканирования) с помощью программного обеспечения AXALIT [30]. В программе были установлены значения распределения глубины повреждения. С помощью цветовой гаммы изображения определена глубина наблюдаемого повреждения. В AXALIT было проведено масштабирование изображения, что позволило более точно оце-

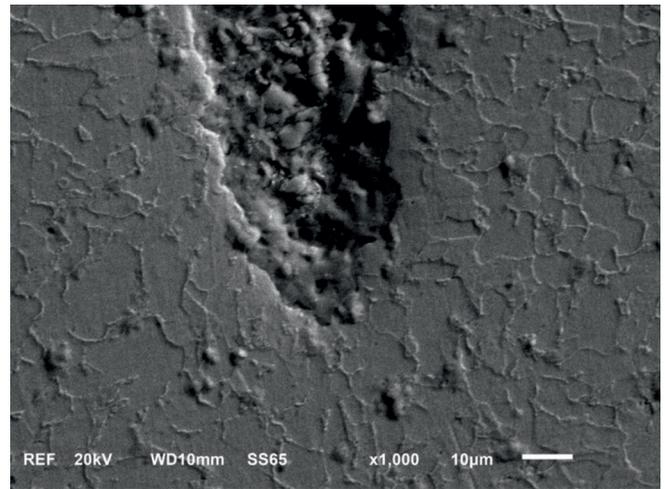


Рис. 2. Структура образца № 1 стали Ст3

Fig. 2. Structure of sample No. 1 of St3 steel

нивать результаты замеров. Измерение проводилось при помощи выделения контура дефекта, далее программа автоматически рассчитывала площадь (мкм^2). Изменение глубины осуществлялось вдоль прямой линии, при этом программное обеспечение считало более темные участки изображения как более глубокие. Полученный таким образом график представляет собой профилограмму поверхности вдоль выделенного направления. Построенные графики определяют зависимость глубины (мкм), определенной по яркости, от координаты положения линии на образце (мкм).

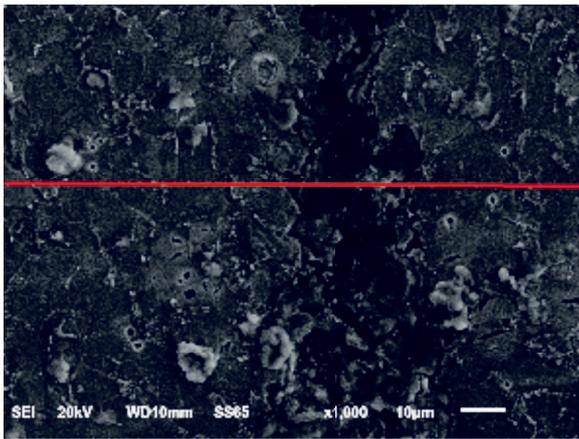
Методика вычисления глубины коррозионного повреждения заключается в следующем: значения глубины коррозионного разрушения, полученные при измерениях вдоль прямой линии (профилограмма) на базовой поверхности изображения, были использованы для нахождения медианного значения.

Результаты и их обсуждение

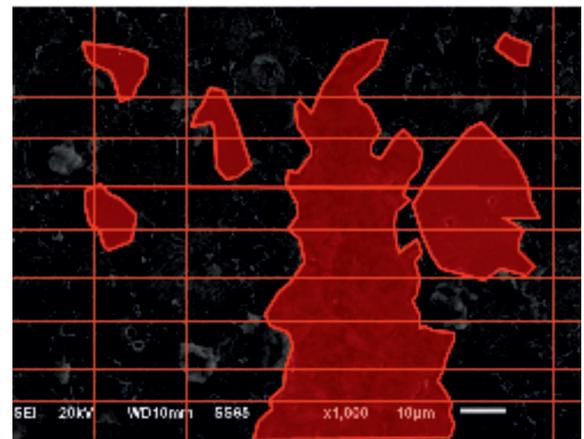
На рис. 3 представлен пример анализируемого в программе AXALIT изображения поверхности исследуемого образца № 2, которое было получено с помощью растрового электронного микроскопа.

Пример профилограммы приведен на рис. 4.

По полученным значениям глубины из нескольких измерений для каждого образца были определены медианные значения глубины коррозионных повреждений. Определение медианной глубины коррозионного повреждения



a



б

Рис. 3. Микроструктура образца № 2:

a – расположение линии построения профилограммы; б – выделенная область коррозионного повреждения

Fig. 3. Microstructure of sample No. 2:

a – profile line location; б – highlighted area of corrosion damage

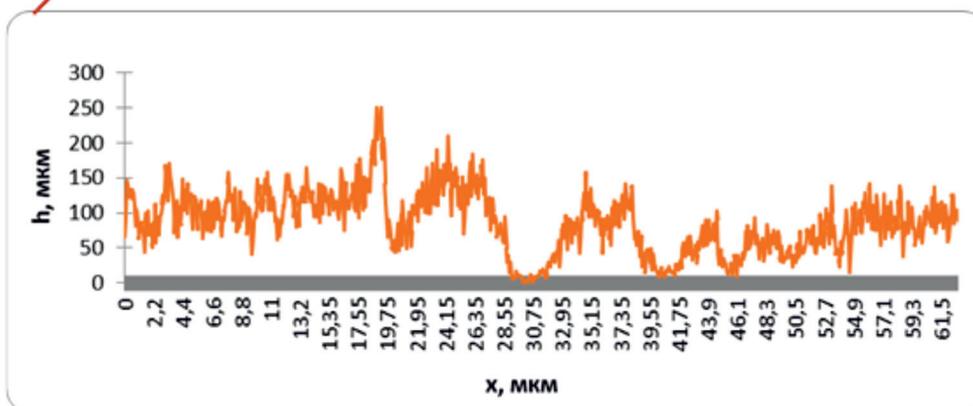
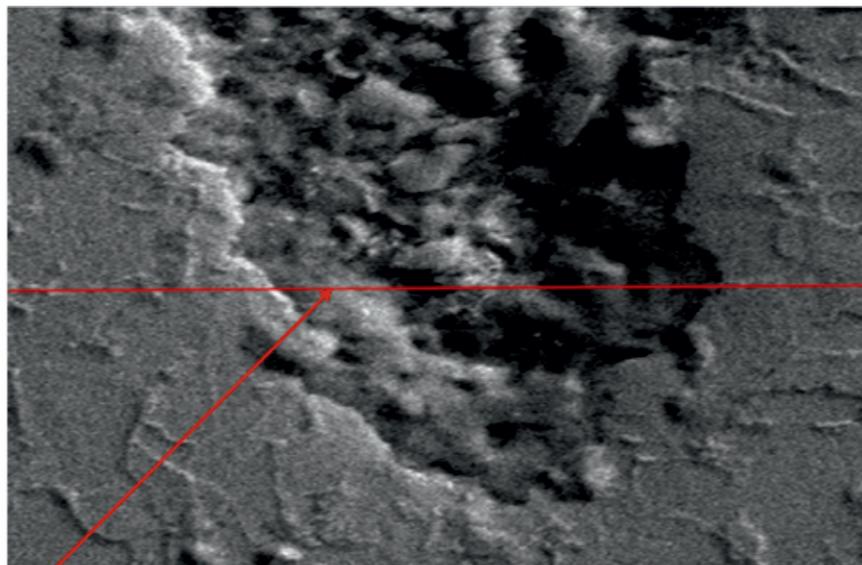


Рис. 4. Профилограмма, полученная на изображении микрошлифа образца № 1 в программе AXALIT

Fig. 4. Profilogram obtained from the micrograph of Sample No. 1 using AXALIT software

исследуемого материала производилось исходя из следующих соображений.

1. Поверхность образца имеет достаточно сильные перепады даже в местах, где не наблюдается наличия явных коррозионных повреждений (перепады могут достигать 45 мкм). Этот факт связан с тем, что рассматриваемый материал представляет собой многофазную систему, в которой различные компоненты по-разному реагируют на агрессивную среду. Кроме того, межзеренная граница является крайне негетерогенной из-за большого количества дефектов кристаллического строения.

2. Разрушение материала происходит неравномерно даже в очаге коррозионного разрушения, что связано с разной скоростью протекания процесса коррозии и более медленными диффузионными процессами в системе «материал – электролит».

3. Медианная величина показывает среднее значение в рассматриваемой выборке, а не усредняет полученные результаты измерений.

Зависимость медианного значения глубины коррозионного повреждения от величины остаточной пластической деформации представлена на рис. 5.

Из образцов после коррозионных испытаний дополнительно были изготовлены поперечные шлифы. Были сделаны микрофотографии, по-

казывающие расстояния от поверхности образца до верхней образующей в точках регистрации коррозионных повреждений (рис. 6), на которых происходило непосредственное измерение глубины коррозионных повреждений. Эти расстояния показаны на рис. 6 в виде синих линий. По полученным измерениям определялась медианная глубина коррозионных повреждений.

Сопоставление результатов измерения медианной глубины по микрофотографии поперечного шлифа и по фотографии поверхности в программе AXALIT представлено на рис. 7.

Как видно из рис. 7, результаты определения медианной глубины коррозионных повреждений при помощи программного обеспечения AXALIT являются удовлетворительными. Полученные зависимости изменения медианной глубины коррозионных повреждений от остаточной деформации материала в первом и втором случае носят схожий характер, т. е. можно говорить о совпадении полученных результатов. Результаты непосредственного измерения и полученные в программном обеспечении отличаются в 1,45 раза, что показано на рис. 8. Однако величины медианной глубины коррозионных повреждений, полученные двумя способами, находятся в прямой связи друг с другом, о чем говорит линейная зависимость, представленная на рис. 8. Коэффициент детерминации у полученной

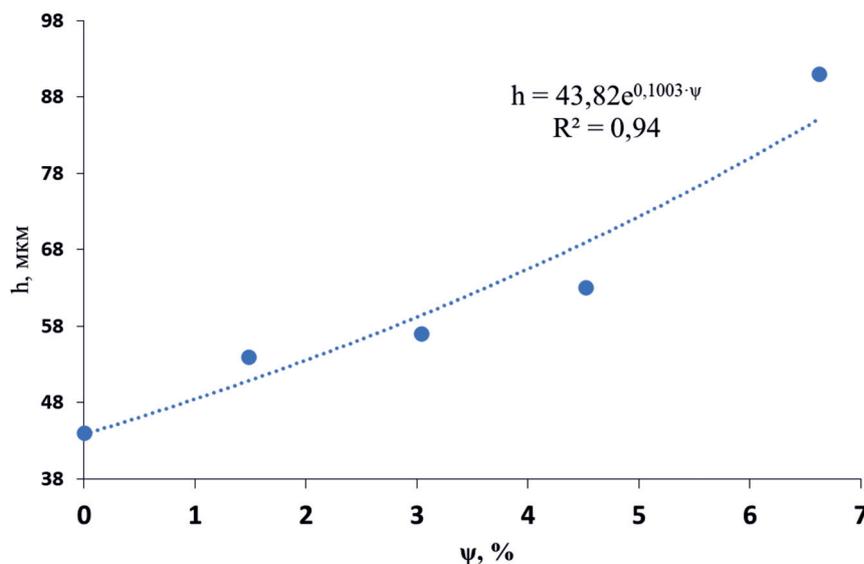


Рис. 5. Медианная глубина коррозионных повреждений при разной величине остаточной деформации материала

Fig. 5. Median depth of corrosion damage as a function of residual strain in the material

Рис. 6. Микрофотография поперечного шлифа, изготовленного из образца № 3 после проведения коррозионных испытаний, с указанием точек регистрации глубины коррозионных повреждений

Fig. 6. Micrograph of a cross-section prepared from Sample No. 3 after corrosion testing, showing the locations where corrosion damage depth was measured

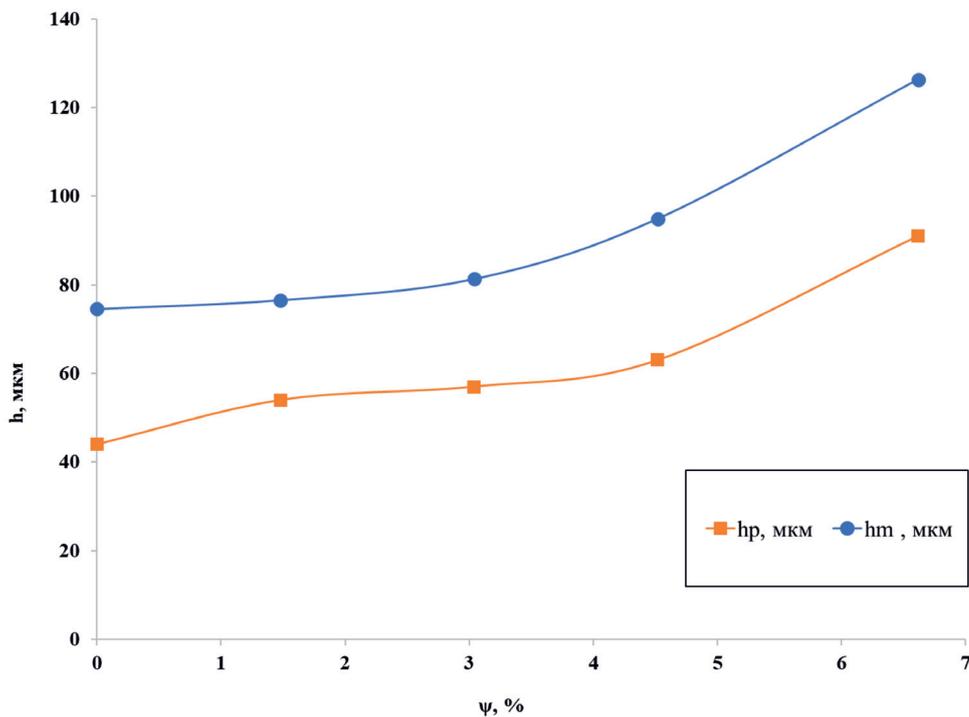
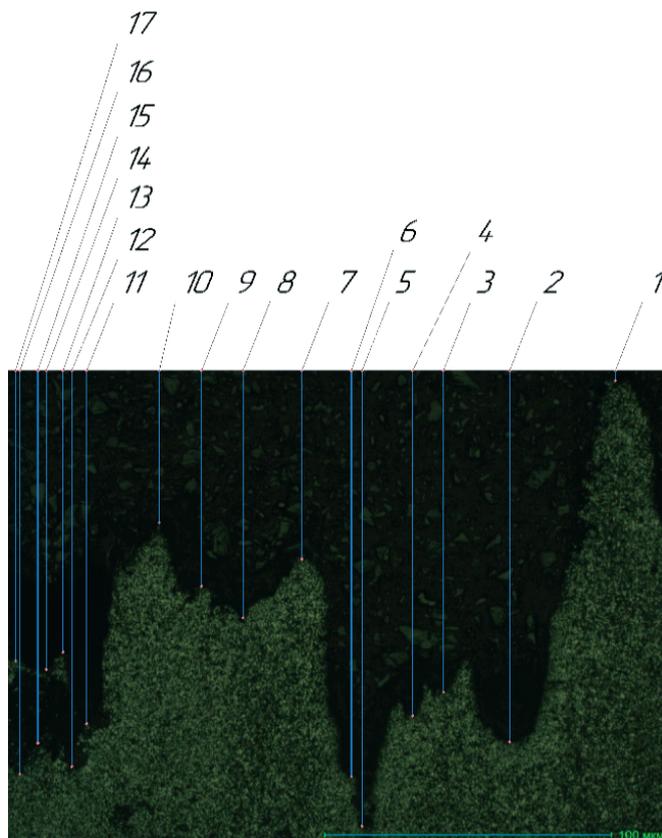


Рис. 7. Медианная глубина коррозионных повреждений при разной величине остаточной деформации материала:

h_p – результаты, полученные в программе AXALIT; h_m – результаты, полученные при изучении поперечного шлифа

Fig. 7. Median depth of corrosion damage at varying levels of residual strain:

h_p – results obtained using AXALIT software; h_m – results obtained from cross-sectional analysis

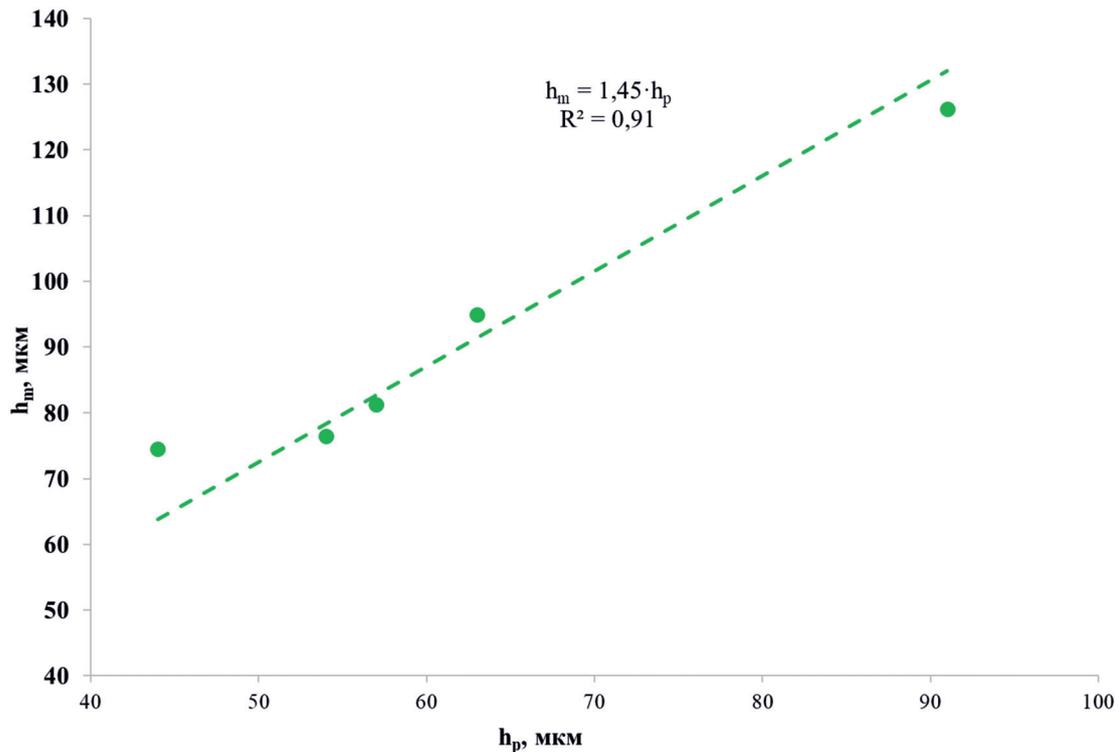


Рис. 8. Зависимость величины медианной глубины коррозионных повреждений h_m от h_p

Fig. 8. Relationship between median corrosion damage depth h_m and h_p

зависимости составляет 0,91, что еще раз говорит о совпадении полученных результатов.

Наблюдаемые на рис. 5, 7 и 8 данные говорят о том, что при пластической деформации происходит увеличение глубины проникновения коррозионного разрушения материала. Это связано с тем, что процесс разрушения материала начинается на микронеоднородностях поверхности, в качестве которых можно рассматривать дислокации и атомы химических элементов. Пластическая деформация материала приводит к росту плотности дислокаций [22, 25–27].

В процессе деформации материала дислокации движутся за счет процесса скольжения. В процессе движения дислокации сталкиваются с межзеренными границами (являющимися препятствиями). Накопление дислокаций происходит в области межзеренных границ.

Пластическая деформация приводит к возникновению новых дислокаций и увеличению их столкновения. В результате этого образуются скопления, неспособные перемещаться по кристаллу. В совокупности с диффундирующими в межзеренную границу атомами примесных элементов это приводит к интенсификации процесса коррозионного разрушения. Зоной начала

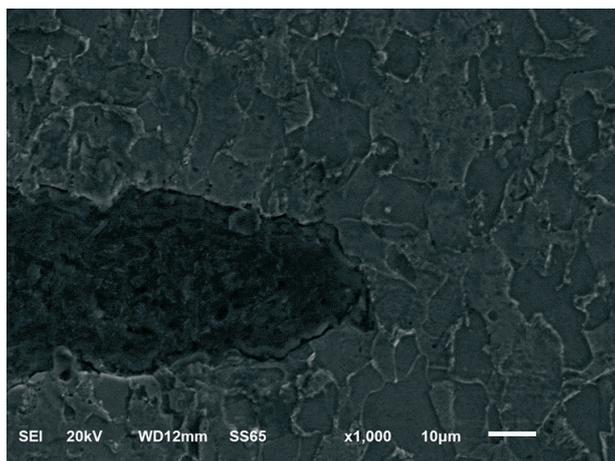
данного процесса является именно межзеренная граница (рис. 9).

Ограничение движения дислокаций и образования более обширного скопления приводит к упрочнению материала [20], что сказывается на форме зерна и его средней величине.

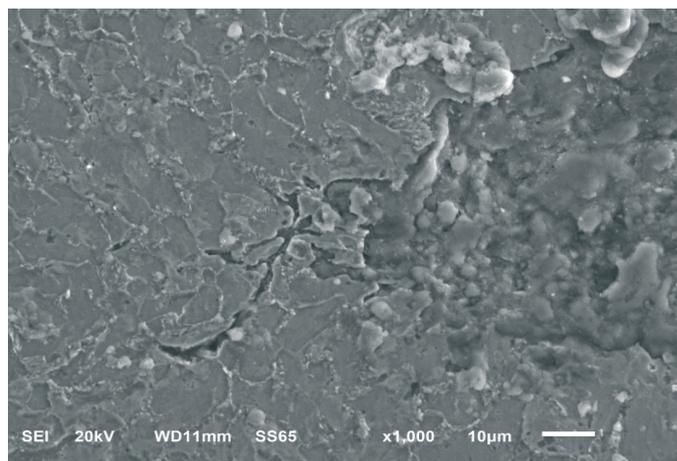
Средняя величина находится в прямой связи с количеством зерен в микроструктуре, а она влияет на протяженность межзеренных границ. Чем больше количество зерен, тем больше вероятность накопления дефектов кристаллического строения в этих областях и выше коррозионная восприимчивость материала. Однако при деформации изменяются и другие параметры рассматриваемой системы.

Форму зерна можно оценить по степени его анизотропии, которая увеличивается при пластической деформации материала [22]. Пластическая деформация в фазе с объемно-центрированной кубической решеткой чаще всего приводит к скольжению по кристаллографическим плоскостям и направлениям $\{110\}\langle 111\rangle$ [31]. Это является причиной описанного процесса.

Из-за изменения формы зерна происходит уменьшение внутренних остаточных напряжений вследствие возникновения напряжений



a



б

Рис. 9. Микроструктура образцов № 4 (а) и № 5 (б) с выделенной областью начала коррозионного разрушения

Fig. 9. Microstructure of Sample No. 4 (a) and Sample No. 5 (б), showing the highlighted area of corrosion initiation

обратного знака [28]. Возникшая анизотропия текстуры и свойств материала сказывается на процессе коррозионного разрушения (рис. 10).

Взаимосвязь коррозионных процессов и внутренних напряжений, возникающих при пластической деформации, обусловлена модификацией дефектной субструктуры кристаллического материала, реализуемой посредством активации дислокационной динамики. Данный механизм предполагает координированное скольжение линейных дефектов кристаллической решётки по предпочтительным системам скольжения, определяемым кристаллографической конфигурацией с максимальной атомной плотностью упаковки, что минимизирует энергию активации сдвиговых процессов [21, 32, 33].

Пластическая деформация индуцирует направленную миграцию дислокаций, сопровождаемую их взаимодействием в объеме материала, включая процессы аннигиляции при встрече дислокаций противоположной векториальности, а также образование стабилизированных конфигураций (дислокационных стенок, сеток) [21, 32, 33].

Указанные структурные трансформации модулируют локальные электрохимические потенциалы, создавая зоны повышенной реакционной способности, что катализирует коррозионные процессы, как видно из рис. 11. Происходит это за счет следующих факторов: 1) формирования микрогальванических пар между деформированными и недеформированными участками;

2) интенсификации диффузии реагентов по дислокационным каналам; 3) накопления остаточных напряжений, снижающих энергетический барьер для реакций окисления.

Приведенные выше данные показывают, что глубина коррозионного разрушения зависит от множества внутренних факторов. Ее оценка по одной характеристике может дать как положительный, так и отрицательный результат.

Однако в оценке многозависимых параметров можно использовать методы, позволяющие комплексно определить влияние рассматриваемых величин на искомую. Одним из таких методов является метод группового учета аргументов (МГУА) [34–36]. Этот метод не осуществляет полный перебор всех возможных моделей, но при наличии большого объема исходных данных он позволяет найти оптимальное решение, представленное в виде комплексного параметра, который имеет наилучшую корреляцию с рассматриваемой величиной.

С помощью метода группового учета аргументов был определен комплексный параметр, тесно связанный с глубиной коррозионного повреждения изучаемого материала после пластической деформации. Этот параметр выражается следующей формулой:

$$P_2 = k_1 N + k_2 \sigma + k_3 \Delta,$$

где N – количество зерен; σ – величина внутренних остаточных напряжений; Δ – степень анизотропии

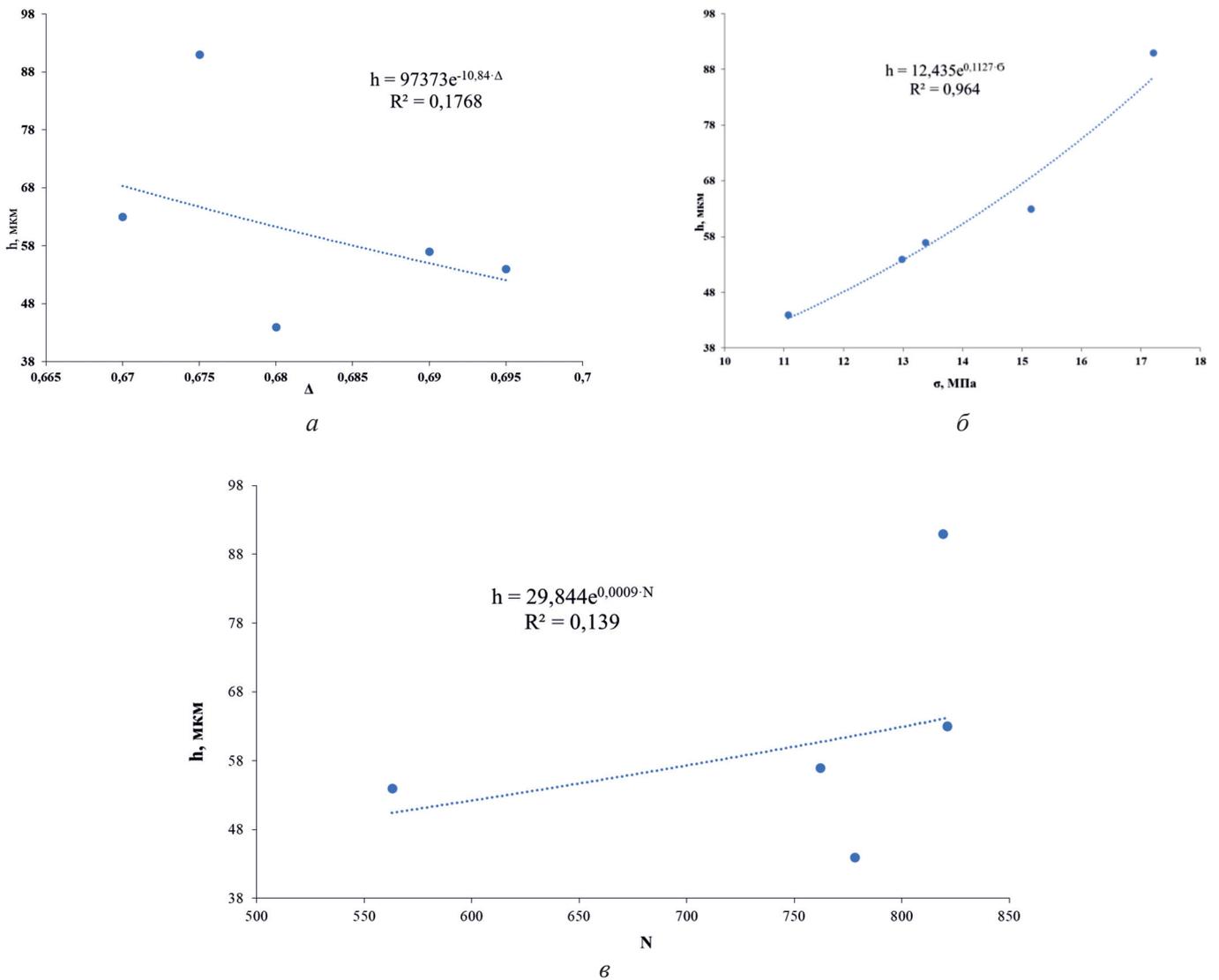


Рис. 10. Зависимость медианной глубины коррозионных повреждений от степени анизотропии зерна (а); величины внутренних остаточных напряжений (б); количества зерен в структуре материала (в)

Fig. 10. Dependence of median corrosion damage depth on:

а – degree of grain anisotropy; б – value of residual stresses; в – grain count in the material structure

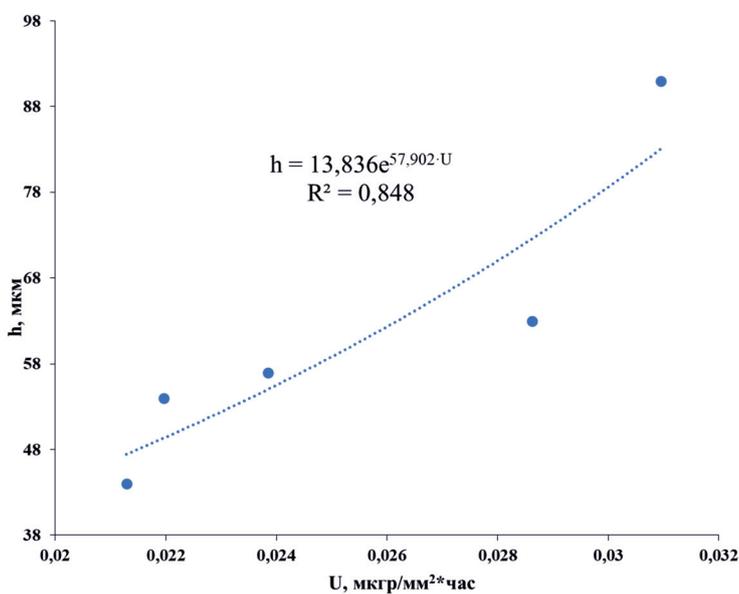


Рис. 11. Зависимость медианной глубины коррозионных повреждений от скорости коррозии образцов из стали Ст3 при разной величине остаточной деформации

Fig. 11. Dependence of median corrosion damage depth on corrosion rate of St3 steel samples at varying residual strain values

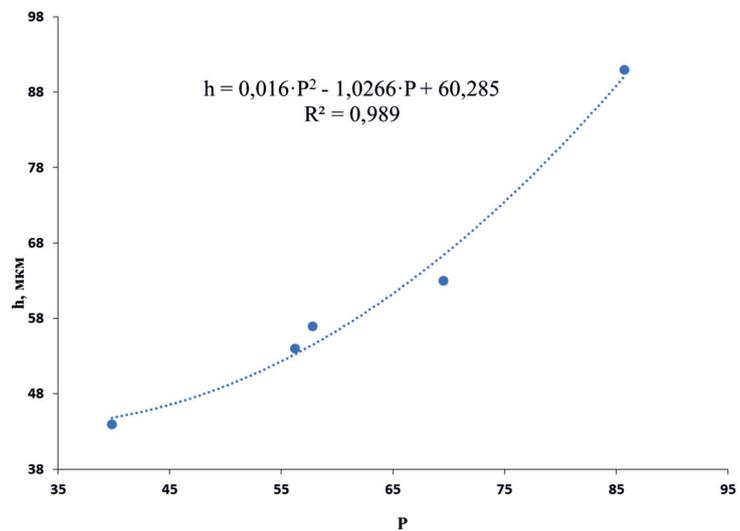
тропии зерна; k – коэффициент взаимного влияния рассматриваемых характеристик и глубины коррозионного разрушения.

Полученный комплексный критерий отражает влияние внутренних параметров материала на глубину коррозионных повреждений при пластической деформации (рис. 12). При рассмотрении отдельных параметров видно

достаточно сильный разброс, что даже при коэффициенте детерминации больше 0,9 затрудняет оценку интересующей величины. При применении комплексного параметра разброс значений медианной глубины, определенной по изображению, снижается до диапазона ± 1 мкм, а коэффициент детерминации стремится к единице.

Рис. 12. Зависимость медианной глубины коррозионных повреждений от комплексного параметра

Fig. 12. Dependence of median corrosion damage depth on the complex parameter



Выводы

1. Исследование результатов, полученных для стали Ст3 после выдержки в 5%-м растворе соляной кислоты, демонстрирует наличие прямой зависимости между глубиной коррозионных разрушений и внутренними остаточными напряжениями, а также между глубиной коррозионного повреждения и анизотропией размеров зёрен и общим числом зёрен.

2. Обнаружено, что при деформации исследуемого материала на 6,6 % медианная глубина коррозионного повреждения возрастает в два раза. Это согласуется с данными о росте скорости коррозии материала при увеличении величины пластической деформации вследствие возрастания величины внутренних остаточных напряжений.

3. Наибольшая статистически значимая корреляция ($R^2 > 0,85$) выявлена в системе «медианная глубина коррозионных повреждений – величина остаточных напряжений», где стандартное отклонение для последнего параметра не превышает ± 5 мкм при доверительном интервале 95 %. Данная взаимосвязь детерминируется кри-

сталлографической анизотропией пластической деформации, проявляющейся преимущественной активацией систем скольжения $\{111\}\langle 110 \rangle$ в материалах с ГЦК-решеткой. Селективная дислокационная подвижность вдоль указанных кристаллографических плоскостей связана с формированием градиентных полей остаточных напряжений сжатия и с локализованными релаксационными процессами, происходящими через образование дислокационных субструктур типа стенок и ячеек.

4. Метод группового учета аргументов (МГУА) позволяет определить комплексный параметр, который отражает медианную глубину коррозионных повреждений конструкционной стали Ст3 в 5%-м растворе соляной кислоты. Этот параметр учитывает величину остаточных внутренних напряжений, анизотропию зёрен и их количество. Он имеет высокую степень корреляции с медианной глубиной коррозионных повреждений. Полученная зависимость описывается полиномиальным уравнением второго порядка с коэффициентом детерминации $R^2 \approx 0,99$ и разбросом определения медианной глубины ± 1 мкм.

Список литературы

1. *Li Y., Wang F.G., Liu G.* Grain size effect on the electrochemical corrosion behavior of surface nanocrystallized low-carbon steel // *Corrosion*. – 2004. – Vol. 60 (10). – P. 891–896. – DOI: 10.5006/1.3287822.

2. Оценка влияния дисперсности структуры стали на магнитные и механические свойства / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 93–110. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-93-110.

3. *Помазова А.В., Панова Т.В., Геринг Г.И.* Роль факторов формы зеренной структуры в электрохимической коррозии котельных труб, изготовленных из углеродистой стали 20 // *Практика противокоррозионной защиты*. – 2013. – № 3 (69). – С. 68–71.

4. *Шур Я.С., Зайкова В.А.* О влиянии напряжений на магнитную структуру кристаллов кремнистого железа // *Физика металлов и материаловедение*. – 1958. – Т. 6, вып. 3. – С. 545–555.

5. *Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г.* Основы термической обработки стали: учебное пособие. – Екатеринбург: УрО РАН, 1999. – 495 с.

6. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure / R. Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59 (9). – P. 963–966. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.

7. Влияние термической обработки на образование соединения MnS в низкоуглеродистой конструкционной стали 09Г2С / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, И.М. Ковенский, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов, Л.З. Чаугарова // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 113–126. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126.

8. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method / R. Sokolov, V. Novikov, A. Venedictov, K. Muratov // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 19 (5). – P. 2584–2585. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.

9. Introduction to Corrosion Monitoring // *Metal Samples: Corrosion Monitoring Systems: website*. – URL: <https://www.alspi.com/introduction.htm> (accessed: 25.03.2025).

10. *Жук Н.П.* Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.

11. Intelligent coatings for corrosion control / ed. by A. Tiwari, L. Hihara, J. Rawlins. – Butterworth-Heinemann, 2014. – 746 p. – ISBN 9780124114678.

12. *Nalli K.* Corrosion and its mitigation in the oil and gas industry. An overview // *PetroMin Pipeliner Report*. – 2010. – January – March. – P. 10–16.

13. Определение взаимосвязи фактора разнородности и скорости коррозии конструкционной стали / Р.А. Соколов, В.Ф. Новиков, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 106–125. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.

14. *Помазова А.В., Панова Т.В., Геринг Г.И.* Роль факторов формы зеренной структуры в электрохимической коррозии котельных труб, изготовленных из углеродистой стали 20 // *Практика противокоррозионной защиты*. – 2013. – № 3 (69). – С. 68–71.

15. Effect of grain boundary segregations on martensitic transformation temperatures in NiTi bi-crystals / R. Babicheva, A. Semenov, S. Dmitriev, K. Zhou // *Письма о материалах*. – 2019. – Т. 9, № 2. – С. 162–167. – DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.

16. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling / M. Li, M.A. Kirk, P.M. Baldo, D. Xu, B.D. Wirth // *Philosophical Magazine*. – 2012. – Vol. 92. – P. 2048–2078. – DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.

17. *Мамадалиев Р.А., Бахматов П.В.* Распределение легирующих элементов в многопроходных сварных швах хромоникелевой стали // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. – 2023. – № 5 (815). – С. 55–60. – DOI: 10.30906/mitom.2023.5.55-60.

18. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels / I.G. Rodionova, O.N. Baklanova, G.A. Filippov, I.I. Reformatskaya, A.N. Podobaev, S.D. Zinchenko, M.V. Filatov, S.V. Efimov, V.Ya. Tishkov, A.V. Golovanov, V.I. Stolyarov, A.V. Emel'yanov, E.Ya. Kuznetsova // *Metallurgist*. – 2005. – Vol. 49 (3–4). – P. 125–130. – DOI: 10.1007/s11015-005-0065-3.

19. Vacancy defects in Fe: comparison between simulation and experiment / M.R. Gilbert, Z. Yao, M.A. Kirk, M.L. Jenkins, S.L. Dudarev // *Journal of Nuclear Materials*. – 2009. – Vol. 386–388. – P. 36–40. – DOI: 10.1016/j.jnucmat.

20. Роль неметаллических включений и микроструктуры в процессе локальной коррозии углеродистых и низколегированных сталей / И.И. Реформатская, И.Г. Родионова, Ю.А. Бейлин, Л.А. Нисельсон, А.Н. Подобаев // *Защита металлов*. – 2004. – Т. 40, № 5. – С. 498–504.

21. *Родионова И.Г., Бакланова О.Н., Зайцев А.И.* О роли неметаллических включений в ускорении процессов локальной коррозии нефтепромысловых трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей // *Металлы*. – 2004. – № 5. – С. 13–19.

22. Влияние внутренних напряжений на интенсивность коррозионных процессов конструкционной стали / Р.А. Соколов, К.Р. Муратов, А.Н. Венедиктов,



Р.А. Мамадалиев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 167–179. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-167-179.

23. The corrosion behaviour of stainless steels and Ni-based alloys in nitrate salts under thermal cycling conditions in concentrated solar power plants / Q. Liu, R. Barker, C. Wang, J. Qian, A. Neville, F. Pessu // *Solar Energy*. – 2022. – Vol. 232. – P. 169–185. – DOI: 10.1016/j.solener.2021.12.072.

24. The formation of FeCO_3 and Fe_3O_4 on carbon steel and their protective capabilities against CO_2 corrosion at elevated temperature and pressure / Y. Hua, S. Xu, Y. Wang, W. Taleb, J. Sun, L. Zhang, R. Barker, A. Neville // *Corrosion Science*. – 2019. – Vol. 157. – P. 392–405. – DOI: 10.1016/j.corsci.2019.06.016.

25. Влияние напряженного-деформированного состояния металла трубопровода на скорость развития «ручейковой» коррозии / И.В. Жуйков, Д.В. Гареев, Г.Г. Попов, В.И. Болобов // *Современные образовательные технологии в подготовке специалистов для минерально-сырьевого комплекса: III Всероссийская конференция: сборник научных трудов*. – СПб., 2020. – С. 1364–1370.

26. *Зайнуллин Р.С., Зайнуллина А.Р.* Взаимосвязь скорости коррозии и напряженно-деформированного состояния стали // *Нефтегазовые технологии и новые материалы. Проблемы и решения*. – Уфа, 2016. – Вып. 5 (10). – С. 347–353.

27. *Материаловедение: учебное пособие / под ред. А.Г. Багинского*. – Томск: Изд-во Том. политех. ун-та, 2015. – 104 с.

28. *Zhao Q., Holmedal B., Li Y.* Influence of dispersoids on microstructure evolution and work hardening of aluminium alloys during tension and cold rolling // *Philosophical Magazine*. – 2013. – Vol. 93 (22). – P. 2995–3011. – DOI: 10.1080/14786435.2013.794315.

29. *Фоминых Е.А.* Совершенствование технологии производства конструкционной легированной

стали для крупных поковок: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / Южно-Уральский государственный университет. – Челябинск, 2007. – 179 с.

30. Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2017664341 Российская Федерация. Программный комплекс съемки, анализа и контроля цифровых панорамных изображений микро и макроструктур различных материалов Axalit: № 2017660805: заявл. 25.10.2017: опубл. 27.12.2017 / Юсупов А.А., Рябков М.С.

31. Modelling the plastic anisotropy of aluminum alloy 3103 sheets by polycrystal plasticity / K. Zhang, B. Holmedal, O.S. Hopperstad, S. Dumoulin // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 22 (7). – P. 075015. – DOI: 10.1088/0965-0393/22/7/075015.

32. *Abuku S.* Magnetics studies of residual stress in iron and steel induced by uniaxial deformation // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 1977. – Vol. 16 (7). – P. 1161–1170. – DOI: 10.1143/JJAP.16.1161.

33. Magnetic incremental permeability as indicator of compression stress in low-carbon steel / A.N. Stashkov, E.A. Schapova, A.P. Nichipuruk, A.V. Korolev // *NDT & E International*. – 2021. – Vol. 118. – P. 102398. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2020.102398.

34. *Биргер И.А.* Техническая диагностика. – М.: Машиностроение, 1978. – 240 с.

35. *Баласанян С.Ш., Геворгян Э.М.* Сравнительный анализ методов регрессии и метода группового учета аргументов при моделировании процессов переработки полезных ископаемых // *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*. – 2016. – Т. 327, № 4. – С. 23–34. – EDN WBPEQB.

36. *Аузин А.А., Муравина О.М.* Статистический анализ данных каротажа методом группового учета аргументов // *Вестник Воронежского государственного университета. Серия: Геология*. – 2010. – № 2. – С. 219–224.

Конфликт интересов

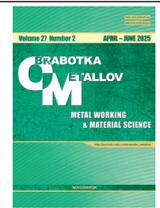
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 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



Morphological changes of deformed structural steel surface in corrosive environment

Roman Sokolov^{a, *}, Kamil Muratov^b, Rasul Mamadaliev^c

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-5867-8170>, falcon.rs@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8079-2022>, muratows@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-0813-0961>, mamadaliyevra@tyuiu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 January 2025

Revised: 14 February 2025

Accepted: 17 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Residual stresses

Median depth

Degree of grain anisotropy

Structural steel

Residual strain

Corrosion rate

ABSTRACT

Introduction. Internal factors, including phase heterogeneity, crystallographic texture, residual stress amplitude and the concentration of non-metallic inclusions, exert a nonlinear, multi-parametric effect on the corrosion resistance of metallic systems in aggressive environments. This complex interaction significantly complicates the prediction of corrosion degradation kinetics and the assessment of the operational life of metal structures. These parameters modulate the spatial distribution of corrosion defects, their morphology and penetration depth, necessitating a systematic approach to establish quantitative correlations. To gain a more accurate understanding and account for the influence of internal factors on the corrosion process, comprehensive research and analysis are required. The use of mathematical processing methods in the analysis of influence will reveal stronger regularities applicable to the process of corrosion damage. This will enable the development of methods and approaches for optimizing the design, production and operation of metal structures and products, as well as improving their reliability and durability. **Purpose of work** is to develop a multi-criteria model linking the depth of corrosion damage (an integral indicator of environmental aggressiveness) with microstructural, mechanical, and topographic characteristics of low-carbon steel *S13*. The objects of the study are samples from rolled sheet metal with varying degrees of residual plastic deformation ($\epsilon = 0-7\%$). **Methods of investigation.** Grain size, texture, and dislocation density were assessed through microstructural analysis using optical microscopy (*Olympus GX53*) and scanning electron microscopy (*JEOL 6008A*). Quantitative morphometry of corrosion damage was performed using digital image analysis (*AXALIT* software), with median depth determined as a key parameter. X-ray diffraction analysis of residual stresses was implemented to construct tensor stress fields. **Results and discussion.** Experimental data demonstrates a non-linear increase of the median depth of corrosion damage with the degree of deformation: at $\epsilon = 6.6\%$, a twofold increase in the median depth is observed compared to the undeformed state. Multivariate regression analysis revealed the dominant influence of internal residual stresses on the kinetics of the corrosion damage process ($R^2 = 0.89$). The scatter of the determined values for internal stresses is $\pm 5 \mu\text{m}$. The observed regularities are associated with the behavior of the material structure during plastic deformation, which occurs most significantly in the $\{111\} \langle 110 \rangle$ directions, leading to the generation of reverse residual stresses. The median depth of corrosion damage reflects the rate of corrosion. The group method of data handling (*GMDH*) allowed for the synthesis a complex parameter combining various parameters of steel structure. Polynomial approximation of the dependence of the median depth of corrosion damage in 5% *HCl* on the complex parameter shows high convergence ($R^2 = 0.99$) with a determination error of $\pm 1 \mu\text{m}$. The developed model confirms that residual stresses are one of the key factors modulating the corrosion activity of deformed *S13* steel. The results obtained allow for the optimization of cold treatment of steel to increase the corrosion resistance of metal structures. Further studies are planned to focus on the influence of dynamic loads and temperature gradients on the evolution of dislocation substructures.

For citation: Sokolov R.A., Muratov K.R., Mamadaliev R.A. Morphological changes of deformed structural steel surface in corrosive environment. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 174–188. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-174-188. (In Russian).

References

- Li Y., Wang F.G., Liu G. Grain size effect on the electrochemical corrosion behavior of surface nanocrystallized low-carbon steel. *Corrosion*, 2004, vol. 60 (10), pp. 891–896. DOI: 10.5006/1.3287822.
- Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Otsenka vliyaniya dispersnosti struktury stali na magnitnye i mekhanicheskie svoystva [Assessment of the effect of the steels structure dispersion on its magnetic and mechanical properties]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 93–110. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-93-110.
- Pomazova A.V., Panova T.V., Gering G.I. Rol' faktorov formy zerennoi struktury v elektrokhimicheskoi korrozii kotel'nykh trub, izgotovlennykh iz uglerodistoi stali 20 [Role of grain structure form factors in electrochemical corrosion of boiler tubes made of carbon steel 20]. *Praktika protivokorroziionnoi zashchity = Theory and Practice of Corrosion Protection*, 2013, no. 3 (69), pp. 68–71.

* Corresponding author

Sokolov Roman A., Ph.D. (Engineering)

Tyumen Industrial University,

38 Volodarskogo str.,

625000, Tyumen, Russian Federation

Tel.: +7 919 925-88-47, e-mail: falcon.rs@mail.ru

4. Shur Ya.S., Zaikova V.A. O vliyaniy napryazhenii na magnitnuyu strukturu kristallov kremnistogo zhelez [On the influence of stresses on the magnetic structure of siliceous iron crystals]. *Fizika metallov i metalovedenie = Physics of Metals and Metallurgy*, 1958, vol. 6, no. 3, pp. 545–555. (In Russian).
5. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Osnovy termicheskoi obrabotki stali* [Fundamentals of heat treatment of steel]. Yekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 1999. 495 p.
6. Ueji R., Tsuchida N., Terada D., Tsuji N., Tanaka Yu., Takemura A., Kunishige K. Tensile properties and twinning of high-manganese austenitic steel with fine-grained structure. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 59 (9), pp. 963–966. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.050.
7. Sokolov R.A., Novikov V.F., Kovenskij I.M., Muratov K.R., Venediktov A.N., Chaugarova L.Z. Vliyanie termicheskoi obrabotki na obrazovanie soedineniya MnS v nizkouglerodistoi konstruktsionnoi stali 09G2S [The effect of heat treatment on the formation of MnS compound in low-carbon structural steel 09Mn2Si]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 113–126. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-113-126.
8. Sokolov R.A., Novikov V.F., Venediktov A.N., Muratov K.R. Influence of surface treatment of construction steels on determination of internal stresses and grain sizes using X-ray diffractometry method. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 19 (5), pp. 2584–2585. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.09.015.
9. Introduction to Corrosion Monitoring. *Metal Samples: Corrosion Monitoring Systems*. Website. Available at: <https://www.alspi.com/introduction.htm> (accessed 25.03.2025).
10. Zhuk N.P. *Kurs teorii korrozii i zashchity metallov* [The rate of corrosion and protection of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 472 p.
11. Tiwari A., Hihara L., Rawlins J., eds. *Intelligent coatings for corrosion control*. Butterworth-Heinemann, 2014. 746 p. ISBN 9780124114678.
12. Nalli K. Corrosion and its mitigation in the oil and gas industry. An overview. *PetroMin Pipeliner Report*, 2010, January – March, pp. 10–16.
13. Sokolov R.A., Novikov V.F., Muratov K.R., Venediktov A.N. Opredelenie vzaimosvyazi faktora raznozernistosti i skorosti korrozii konstruktsionnoi stali [Determination of the relationship between the factor of grain size factor and the corrosion rate of structural steel]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 106–125. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.3-106-125.
14. Pomazova A.V., Panova T.V., Gering G.I. Rol' faktorov formy zerennoi struktury v elektrokhimicheskoi korrozii kotel'nykh trub, izgotovlennykh iz uglerodistoi stali 20 [Role of grain structure form factors in electrochemical corrosion of boiler tubes made of carbon steel 20]. *Praktika protivokorroziionnoi zashchity = Theory and Practice of Corrosion Protection*, 2013, no. 3 (69), pp. 68–71.
15. Babicheva R.I., Semenov A.S., Dmitriev S.V., Zhou K. Effect of grain boundary segregations on martensitic transformation temperatures in NiTi bi-crystals. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 2, pp. 162–167. DOI: 10.22226/2410-3535-2019-2-162-167.
16. Li M., Kirk M.A., Baldo P.M., Xu D., Wirth B.D. Study of defect evolution by TEM with in situ ion irradiation and coordinated modeling. *Philosophical Magazine*, 2012, vol. 92, pp. 2048–2078. DOI: 10.1080/14786435.2012.662601.
17. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V. Raspredelenie legiruyushchikh elementov v mnogopokhodnykh svarnykh shvakh khromonikelevoi stali [Distribution of alloying elements in multi-pass welds of chromium-nickel steel]. *Metalovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2023, no. 5 (815), pp. 55–60. DOI: 10.30906/mitom.2023.5.55-60. (In Russian).
18. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Filippov G.A., Reformatskaya I.I., Podobaev A.N., Zinchenko S.D., Filatov M.V., Efimov S.V., Tishkov V.Ya., Golovanov A.V., Stolyarov V.I., Emel'yanov A.V., Kuznetsova E.Ya. The role of nonmetallic inclusions in accelerating the local corrosion of metal products made of plain-carbon and low-alloy steels. *Metallurgist*, 2005, vol. 49 (3–4), pp. 125–130. DOI: 10.1007/s11015-005-0065-3.
19. Gilbert M.R., Yao Z., Kirk M.A., Jenkins M.L., Dudarev S.L. Vacancy defects in Fe: comparison between simulation and experiment. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, vol. 386–388, pp. 36–40. DOI: 10.1016/j.jnucmat.
20. Reformatskaya I.I., Podobaev A.N., Rodionova I.G., Beilin Yu.A., Nisel'son L.A. Rol' nemetallicheskih vkluychenii i mikrostruktury v protsesse lokal'noi korrozii uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [The effect of nonmetal inclusions and microstructure on local corrosion of carbon and low-alloyed steels]. *Zashchita metallov = Protection of Metals*, 2004, vol. 40, no. 5, pp. 498–504. (In Russian).
21. Rodionova I.G., Baklanova O.N., Zaitsev A.I. O roli nemetallicheskih vkluychenii v uskorenii protsessov lokal'noi korrozii neftepromyslovykh truboprovodov iz uglerodistykh i nizkolegirovannykh staley [On the role of

nonmetallic inclusions in the acceleration of local corrosion of oil-field pipelines made of carbon and low-alloy steels]. *Metally = Russian Metallurgy (Metally)*, 2004, no. 5, pp. 13–19. (In Russian).

22. Sokolov R.A., Muratov K.R., Venediktov A.N., Mamadaliev R.A. Vliyanie vnutrennikh napryazhenii na intensivnost' korrozionnykh protsessov konstruktsionnoi stali [Influence of internal stresses on the intensity of corrosion processes in structural steel]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 167–179. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-167-179.

23. Liu Q., Barker R., Wang C., Qian J., Neville A., Pessu F. The corrosion behaviour of stainless steels and Ni-based alloys in nitrate salts under thermal cycling conditions in concentrated solar power plants. *Solar Energy*, 2022, vol. 232, pp. 169–185. – DOI: 10.1016/j.solener.2021.12.072.

24. Hua Y., Xu S., Wang Y., Taleb W., Sun J., Zhang L., Barker R., Neville A. The formation of FeCO_3 and Fe_3O_4 on carbon steel and their protective capabilities against CO_2 corrosion at elevated temperature and pressure. *Corrosion Science*, 2019, vol. 157, pp. 392–405. DOI: 10.1016/j.corsci.2019.06.016.

25. Zhuikov I.V., Gareev D.V., Popov G.G., Bolobov V.I. [Influence of the stressed-deformed state of the pipeline metal on the rate of formation of grooving corrosion]. *Sovremennye obrazovatel'nye tekhnologii v podgotovke spetsialistov dlya mineral'no-syr'evogo kompleksa: III Vserossiiskaya konferentsiya* [Proceedings 3rd All-Russian Conference “Modern educational technologies in training specialists for the mineral resource complex”]. St. Petersburg, 2020, pp. 1364–1370. (In Russian).

26. Zainyllin R.S., Zainyllina A.R. Vzaimosvyaz' skorosti korrozii i napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya stali [Relationship of corrosion rate and tensions strain state of steel]. *Neftegazovye tekhnologii i novye materialy. Problemy i resheniya* [Proceedings of scientific papers “Oil and Gas Technologies and New Materials. Problems and solutions”]. Ufa, 2016, iss. 5 (10), pp. 347–353.

27. Baginskii A.G., ed. *Materialovedenie* [Materials science]. Tomsk, Tomsk Polytechnic University Publ., 2015. 104 p.

28. Zhao Q., Holmedal B., Li Y. Influence of dispersoids on microstructure evolution and work hardening of aluminium alloys during tension and cold rolling. *Philosophical Magazine*, 2013, vol. 93 (22), pp. 2995–3011. DOI: 10.1080/14786435.2013.794315.

29. Fominykh E.A. *Sovershenstvovanie tekhnologii proizvodstva konstruktsionnoi legirovannoi stali dlya krupnykh pokovok*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improvement of the production technology of structural alloy steel for large forgings. PhD eng. sci. diss.]. South Ural State University. Chelyabinsk, 2007. 179 p.

30. Yusupov A.A., Ryabkov M.S. *Programmnyi kompleks s'emki, analiza i kontrolya tsifrovyykh panoramnykh izobrazhenii mikro i makrostruktur razlichnykh materialov Axalit* [Axalit software system for capturing, analyzing and controlling digital panoramic images of micro and macrostructures of various materials]. Russian Federation. The Certificate on official registration of the computer program. No. 2017664341, 2017.

31. Zhang K., Holmedal B., Hopperstad O., Dumoulin S. Modelling the plastic anisotropy of aluminum alloy 3103 sheets by polycrystal plasticity. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2014, vol. 22 (7), p. 075015. DOI: 10.1088/0965-0393/22/7/075015.

32. Abuku S. Magnetics studies of residual stress in iron and steel induced by uniaxial deformation. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1977, vol. 16 (7), pp. 1161–1170. DOI: 10.1143/JJAP.16.1161.

33. Stashkov A.N., Schapova E.A., Nichipuruk A.P., Korolev A.V. Magnetic incremental permeability as indicator of compression stress in low-carbon steel. *NDT & E International*, 2021, vol. 118, p. 102398. DOI: 10.1016/j.ndteint.2020.102398.

34. Birger I.A. *Tekhnicheskaya diagnostika* [Technical diagnostics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. 240 p.

35. Balasanyan S.Sh., Gevorgyan E.M. Sravnitel'nyi analiz metodov regressii i metoda gruppovogo ucheta argumentov pri modelirovanii protsessov pererabotki poleznykh iskopaemykh [Comparative analysis of the regression methods and data group accounting method in modeling mineral processing]. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta. Inzhiniring georesursov = Bulletin of the Tomsk Polytechnic University. Geo Assets Engineering*, 2016, vol. 327, no. 4, pp. 23–34.

36. Auzin A.A., Muravina O.M. Statisticheskii analiz dannykh karotazha metodom gruppovogo ucheta argumentov [The statistical analysis of the logging data with the using a method of the group account of arguments]. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Geologiya = Proceedings of Voronezh state university. Series: Geology*, 2010, no. 2, pp. 219–224.

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 гетерогенной структуры, сформированной деформационно-термической обработкой, на механическое поведение аустенитной нержавеющей стали

Руслан Черниченко^{1, a, *}, Дмитрий Панов^{1, b}, Станислав Наумов^{1, c}, Егор Кудрявцев^{1, d},
Геннадий Салищев^{1, e}, Алексей Перцев^{2, f}

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, г. Белгород, 308015, Россия

² Пермский научно-исследовательский технологический институт, ул. Героев Хасана, д. 41, г. Пермь, 614990, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>,  rus.chernichenko@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  dimmak-panov@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>,  NaumovStanislav@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>,  kudryavtsev@bsuedu.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>,  salishchev_g@bsuedu.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0009-0771-9345>,  perets_87@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15-194.56:539.25

История статьи:

Поступила: 17 февраля 2025

Рецензирование: 05 марта 2025

Принята к печати: 21 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Аустенитная нержавеющая сталь

Гетерогенная структура

Аксиальная текстура

Сдвиговая текстура

Холодная радиальная ковка

Термическая обработка

Прочность

Пластичность

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20–79–10094, <https://rscf.ru/project/20-79-10094/>). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ» БелГУ.

Для цитирования: Влияние гетерогенной структуры, сформированной деформационно-термической обработкой, на механическое поведение аустенитной нержавеющей стали / Р.С. Черниченко, Д.О. Панов, С.В. Наумов, Е.А. Кудрявцев, Г.А. Салищев, А.С. Перцев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 189–205. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-189-205.

АННОТАЦИЯ

Введение. Низкий предел текучести аустенитных нержавеющих сталей является фактором, значительно ограничивающим их эксплуатационные возможности. В свою очередь, формирование гетерогенной структуры представляет собой перспективный метод достижения синергии механических свойств. При этом эффективным способом получения объемной гетерогенной структуры служит холодная радиальная ковка. Однако на данный момент природа эффекта улучшения механических свойств материала с гетерогенной структурой, сформированной в процессе холодной радиальнойковки, изучена слабо. **Цель работы.** Исследовать влияние гетерогенной структуры, полученной при деформационно-термической обработке, на механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08X17H13M2T. **Методики исследования.** Испытания на одноосное растяжение образцов, полученных холодной радиальнойковкой с последующей термообработкой при 600...700 °С, проводились с использованием испытательной машины Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью деформации $1,15 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для измерения удлинения в процессе испытаний применялась система визуального контроля VIC-3D. Тонкая структура была исследована на перфорированных фольгах диаметром 3 мм с использованием электронного просвечивающего микроскопа JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. **Результаты и обсуждение.** Показано, что после деформационно-термической обработки в центре прутка получена двойниково-матричная структура аустенита, а на краю – ультрамелкозернистая с единичными рекристаллизованными зёрнами аустенита размером примерно 1 мкм. Установлено, что в центре прутка формируется двухкомпонентная аксиальная текстура аустенита $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$, которая трансформируется в текстуру сдвига B/\bar{B} по направлению к поверхности прутка. Определено, что формирование гетерогенной структуры приводило к дополнительному упрочнению за счет обратных напряжений. Обнаружено, что после термообработки при 700 °С образец с гетерогенной структурой обладал наибольшим пределом текучести, равным 1054 МПа, при относительном удлинении 16 %. Таким образом, деформационно-термическая обработка может быть перспективным методом получения крупногабаритных прутковых заготовок из аустенитной нержавеющей стали 08X17H13M2T с высокими характеристиками механических свойств.

Введение

Аустенитные нержавеющие стали – это уникальные материалы, сочетающие в себе высокие показатели механических, физических и химических свойств, поэтому они широко востребованы в качестве конструкционных

*Адрес для переписки

Черниченко Руслан Сергеевич, м.н.с.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,

ул. Победы, 85,

308015, г. Белгород, Россия

Тел.: +7 905 172-05-92, e-mail: rus.chernichenko@mail.ru

материалов [1, 2]. Основным недостатком, который ограничивает область применения сталей данного класса, являются пониженные прочностные характеристики, а именно низкое значение предела текучести [3]. В свою очередь, традиционные методы повышения прочностных характеристик, как правило, приводят к значительному снижению уровня вязкости и пластичности [4–6]. В частности, обработка аустенитной нержавеющей стали марки AISI 304 путем холодной прокатки приводит к повышению значений предела текучести более чем в два раза (с 640 до 1450 МПа). При этом фиксируется критическое понижение относительного удлинения до 1 % [7]. В данном случае изменение механических свойств обусловлено не только деформационным упрочнением, но и формированием мартенсита деформации (α'). Согласно работе [6], мартенсит деформации (α'/ε) может быть местом зарождения и распространения трещин, поскольку является хрупким продуктом фазового превращения, что вызывает снижение ударной вязкости и пластичности одновременно с ростом прочностных характеристик [8]. При этом трещина может распространяться как в самом мартенсите, так и по границе раздела мартенситных и аустенитных участков [9].

Исследования последних лет показали, что повышение прочностных свойств без потери пластичности в аустенитных сталях возможно за счет формирования гетерогенных структур [9–15]. Под гетерогенной понимают структуру, которая состоит из структурных элементов различного размера или природы, что оказывает существенное влияние на механические свойства материала [16]. К таким структурам можно отнести гетерогенную ламельную структуру [17], градиентную структуру [18], бимодальную структуру и др. Так, в работе [17] показано, что образцы титана с гетерогенной ламельной структурой, сформированной в процессе асимметричной прокатки и последующего рекристаллизационного отжига, обладают прочностью на уровне образцов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой и пластичностью как у материала с крупнозернистой структурой. Образцы стали AISI 304 с градиентной структурой, состоящей из центрального слоя с микродвойниками внутри и нанодвойниками в подповерхностных слоях, обладают пределом текучести 820 МПа и равно-

мерным удлинением 53 % [18], а образцы такой стали с однородной структурой демонстрируют предел текучести 268 МПа и равномерное удлинение 63 %.

Известны работы, в которых сообщается о получении гетерогенных структур в прутковых заготовках методом холодной радиальной ковки (ХРК) [10, 19–22]. Так, в работе [21] показано, что ХРК прутков из стали марки AISI 316 с добавлением титана до степени деформации, равной 95 %, приводит к формированию гетерогенной структуры в поперечном сечении. Стоит отметить, что увеличение степени деформации с 40 до 80 % включительно оказывает положительный эффект на прочностные характеристики данного материала, а именно наблюдается повышение показателей предела текучести на 15 %. При этом характеристики пластичности сохраняются на прежнем уровне. С другой стороны, в работе [22] сообщается, что деформационная обработка нержавеющей аустенитной стали методом ХРК в сочетании с низкотемпературной термической обработкой при 400...600 °С вызывает значительный прирост значений предела текучести (с 1077 до 1310 МПа). Наряду с этим наблюдается увеличение уровня относительного удлинения с 9 до 11 %. Стоит отметить, что после проведения низкотемпературной термической обработки структурная гетерогенность сохраняется. Несмотря на наличие работ о формировании гетерогенных структур при ХРК, природа эффекта улучшения механических свойств полученных гетерогенных материалов не ясна.

Целью данной работы является изучение влияния текстурной и структурной неоднородности, полученной в ходе ХРК и последующей термической обработки, на механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08X17N13M2T. Для достижения поставленной цели в ходе исследования были сформулированы следующие *задачи*:

- определение влияния используемой деформационно-термической обработки на формирование структурной и текстурной неоднородности в поперечном сечении прутка;

- определение влияния полученной в ходе деформационной обработки гетерогенной структуры на механические свойства исследуемого материала.

Методика исследований

В качестве объекта исследований в данной работе была выбрана аустенитная нержавеющая сталь 08X17H13M2T. Химический состав исследуемой стали включал в себя следующие элементы (вес. %): 0,08 % С, 16,4 % Cr, 12,3 % Ni, 2,18 % Mo, 1,28 % Mn, 0,42 % Si, 0,2 % Ti, остальное Fe. Исходный пруток был получен ХРК до степени деформации 95 % от начальной площади поперечного сечения с использованием ковочной машины с радиально-перемещающимися бойками. Процесс холодной радиальнойковки проводился в следующем режиме: частота ударов составляла 1000 уд/мин, при этом стальная заготовка подавалась в радиально-ковочную машину со скоростью 180 мм/мин при скорости вращения заготовки 25 об/мин. Для предотвращения перегрева заготовки в процессе холодной радиальнойковки обрабатываемый пруток охлаждался за счет внешней подачи воды. Состояние прутка после ХРК до 95 % было принято за исходное. Далее холоднокованная стальная заготовка подвергалась термической обработке (ТО) при температурах 600 °С (ХРК 95 % + ТО 600 °С) и 700 °С (ХРК 95 % + ТО 700 °С) с последующим охлаждением на воздухе. Время выдержки составляло 2 часа.

Для исследований тонкой структуры на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL JEM-2100 использовались механически утоненные до 100...150 мкм и электролитически перфорированные стальные диски диаметром примерно 3 мм. С целью подтверждения структурной неоднородности заготовки для ПЭМ-исследований были вырезаны в поперечном сечении из центра и края исследуемого стального прутка. Перфорирование проводилось на установке TenuPol-5 с применением электролита, состоящего из 10 % хлорной кислоты и 90 % уксусной кислоты. Ускоряющее напряжение при ПЭМ-исследовании тонкой структуры составляло 200 кВ.

Испытания на одноосное растяжение стальных образцов были проведены при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5882. Скорость деформации в ходе испытаний составляла $1,15 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для более точного определения степени деформации была использована система визуального контроля VIC-3D.

Последующая обработка полученных данных проводилась с помощью программного обеспечения VIC-2D. Для определения механических свойств различных областей образцы были вырезаны из центра (образец «Ц» – центр) и края прутка (образец «К» – край). Для определения механических свойств образца с гетерогенной структурой был вырезан плоский образец вдоль всего диаметра прутка (образец «Г» – с гетерогенной структурой), ширина которого соответствовала диаметру прутка. Схема вырезки представлена на рис. 1. Длина рабочей части стальных образцов на растяжение была рассчитана согласно ГОСТ 1497–23 исходя из соотношения

$$l_0 = 5,65\sqrt{F_0}, \quad (1)$$

где l_0 – длина рабочей части образца, F_0 – площадь поперечного сечения. Для удобства идентификации образцов в случае последующей термической обработки к соответствующей букве, определяющей область вырезки образца, добавляется число, обозначающее температуру отжига (например, «К600» – образец, вырезанный из края прутка, подвергнутого последующей термической обработке при 600 °С), а для деформи-

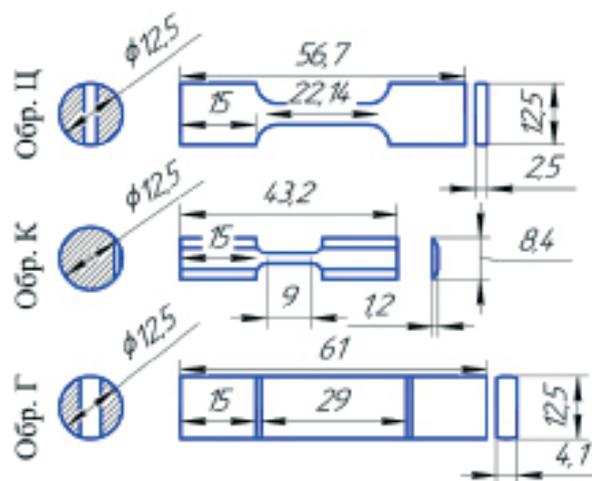


Рис. 1. Схема вырезки и размеры образцов на одноосное растяжение для центральной части прутка (образец «Ц» – центр), подповерхностного слоя (образец «К» – край), а также образца, включающего все структурные зоны (образец «Г» – с гетерогенной структурой). Размеры указаны в мм

Fig. 1. Uniaxial tensile specimen cutting scheme and dimensions (mm) for: central rod portion (“Ц” – center), subsurface layer (“К” – edge), and the entire structural zone (“Г” – heterogeneous)

рованного образца будет приписываться число 95, обозначающее степень деформации (например, «K95» – образец, вырезанный из края прутка, подвергнутого ХРК).

Для определения уровня обратных напряжений в каждой области проводили испытания «нагрузка – разгрузка» на соответствующих образцах в условиях равномерной пластической деформации при $\varepsilon = 2\text{--}5\%$. Расчеты выполняли согласно методике, представленной в работах [17, 23]. Размеры и конфигурация образцов были аналогичны образцам на одноосное растяжение (рис. 1). Образцы испытывали в состоянии после ХРК до 95 % с последующей термической обработкой при 700 °С в течении двух часов. В ходе испытаний были получены кривые «напряжение – деформация» с петлями гистерезиса (рис. 2). Уровень обратных напряжений определяли по следующей формуле [17, 23]:

$$\sigma_b = \frac{\sigma_r + \sigma_u}{2}, \quad (2)$$

где σ_b – обратные напряжения (МПа); σ_r – напряжения течения при повторной нагрузке (МПа); σ_u – напряжения течения при разгрузке (МПа). Напряжения течения при повторной нагрузке и разгрузке определялись по петлям гистерезиса согласно схеме, продемонстрированной на рис. 2.

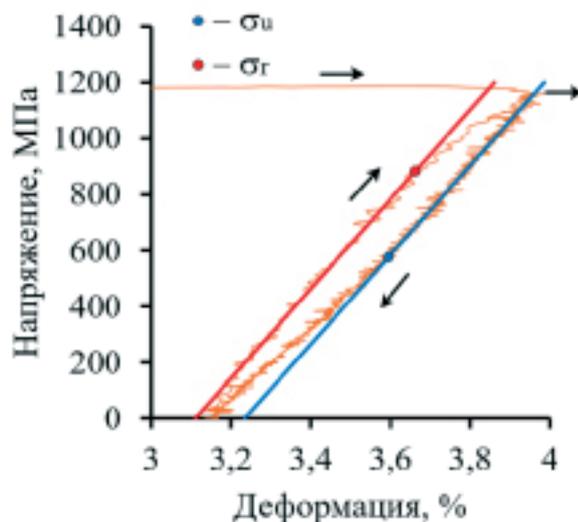


Рис. 2. Схема определения уровня напряжений течения при разгрузке (σ_u) и уровня напряжений при повторной нагрузке (σ_r)

Fig. 2. Schematic showing the method for determining the yield stress at unloading (σ_u) and the stress at reloading (σ_r)

Результаты и их обсуждение

Структура центральной части прутка (рис. 3, а), подвергнутого ХРК до 95 %, состоит из доменов в форме параллелограммов (отмечены жёлтым пунктиром), образованных механическими двойниками различных систем. Внутри подобных структурных элементов можно наблюдать дислокационные ячейки (отмечены зеленым пунктиром). В свою очередь, структура подповерхностного слоя (рис. 3, б) является ультрамелкозернистой (УМЗ). При этом размер структурных элементов центральной части (700 ± 490 нм) (рис. 3, а) значительно превышает размеры элементов, формирующих структуру подповерхностного слоя (100 ± 50 нм) (рис. 3, б).

В результате последующей термической обработки при 600 °С по всему поперечному сечению прутка активируются процессы полигонизаций, что вызывало дополнительное диспергирование структуры по причине формирования дислокационных стенок (рис. 4, а и б). Термическая обработка при 700 °С сопровождается образованием зародышей рекристаллизации в сильнодеформированных подповерхностных слоях (рис. 4, в) и продолжением процессов перераспределения дислокаций в центре прутка. В результате этого в структуре центральной части прутка формируются участки с пониженной плотностью дефектов – «очищенные микрообъемы» (рис. 4, в). Однако структурная неоднородность по сечению сохраняется, поскольку полученная в ходе ХРК структура обладает высокой термической стабильностью. Подробнее эволюция структуры в процессе ХРК и последующих отжигов рассмотрена в более ранних работах [21, 22].

На рис. 5 приведены карты контраста линий Кикучи (рис. 5, а₁ и а₂), карты накопленных микроискажений (КАМ-карты) (рис. 5, б₁ и б₂), текстурные карты (рис. 5, в₁ и в₂), а также прямые (рис. 5, г₁ и г₂) и обратные (рис. 5, д₁ и д₂) полюсные фигуры, полученные после использованных режимов ДТО. Стоит отметить, что для центра прутка карты контраста линий Кикучи (рис. 5, а₁) и КАМ-карты (рис. 5, б₁) более качественные. ХРК до 95 % приводит к накоплению высокого уровня микроискажений как в центре, так и на краю прутка (рис. 5, б₁ и б₂). Причем в подповерхностном слое (рис. 5, б₂)

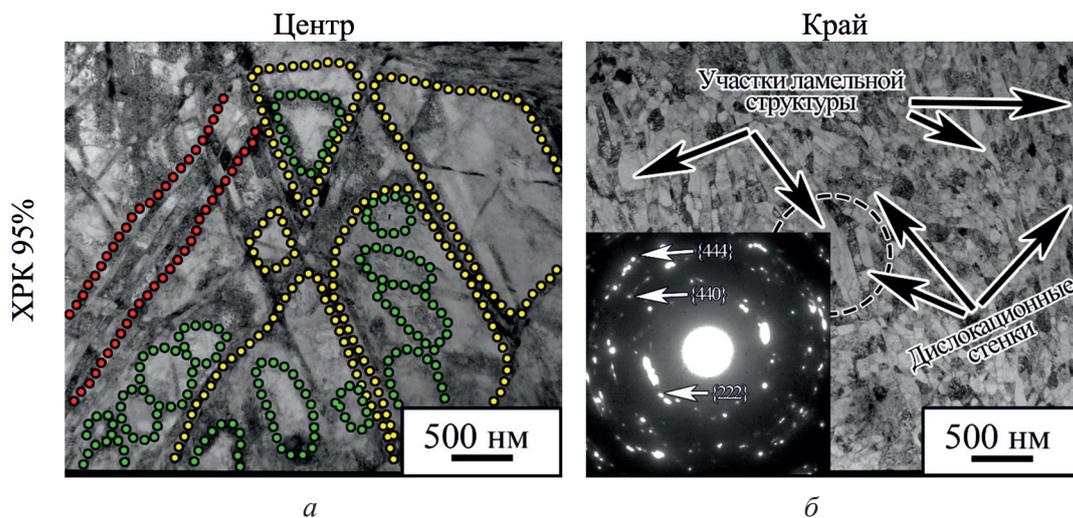


Рис. 3. Тонкая структура центра (а) и подповерхностного слоя (б) стального прутка, подвергнутого ХРК 95 %

Fig. 3. Fine structure of the center (a) and subsurface layer (b) of a steel rod subjected to 95 % CRF

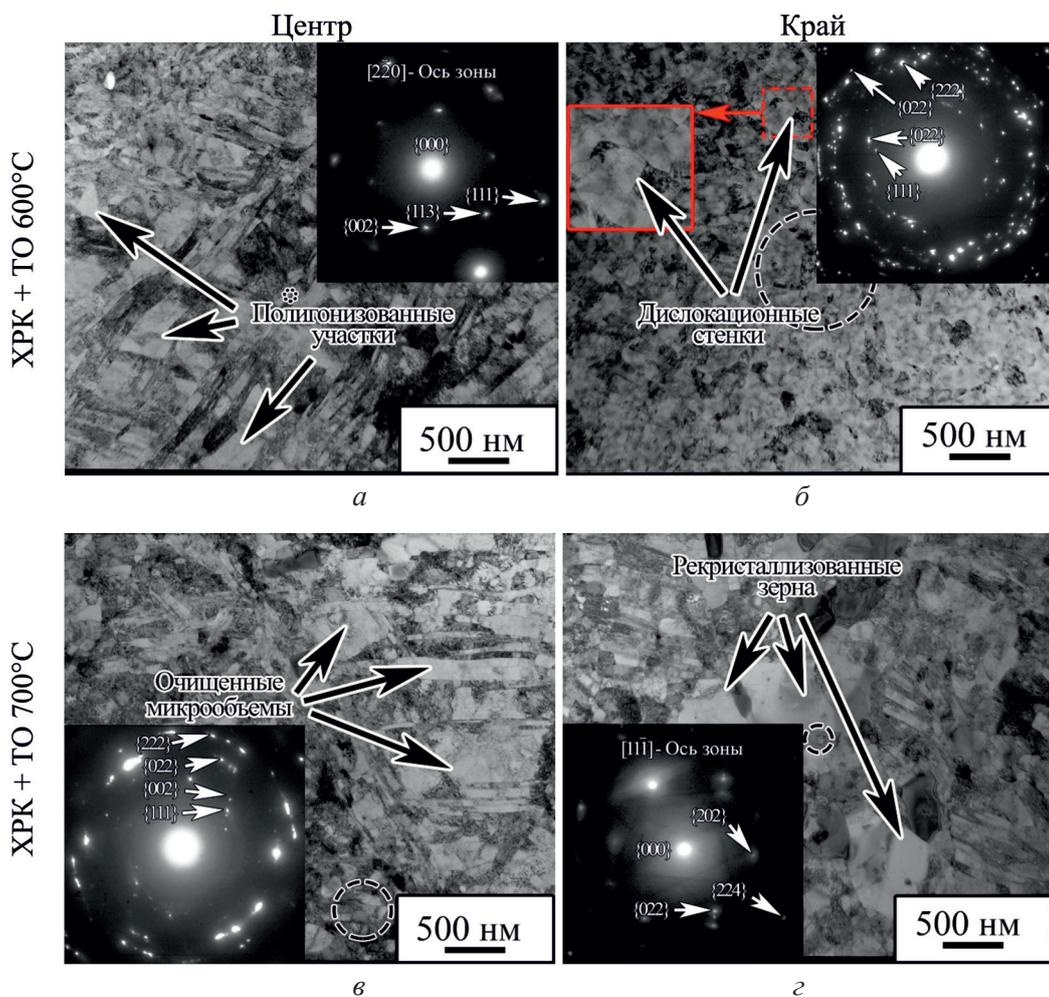


Рис. 4. Тонкая структура центра (а, в) и подповерхностного слоя (б, г) стального прутка, подвергнутого термической обработке при 600 °С (в, г) и 700 °С (д, е)

Fig. 4. Fine structure of the center (a, в) and subsurface layer (б, г) of a steel rod subjected to annealing at 600 °C (a, б) and 700 °C (в, г)

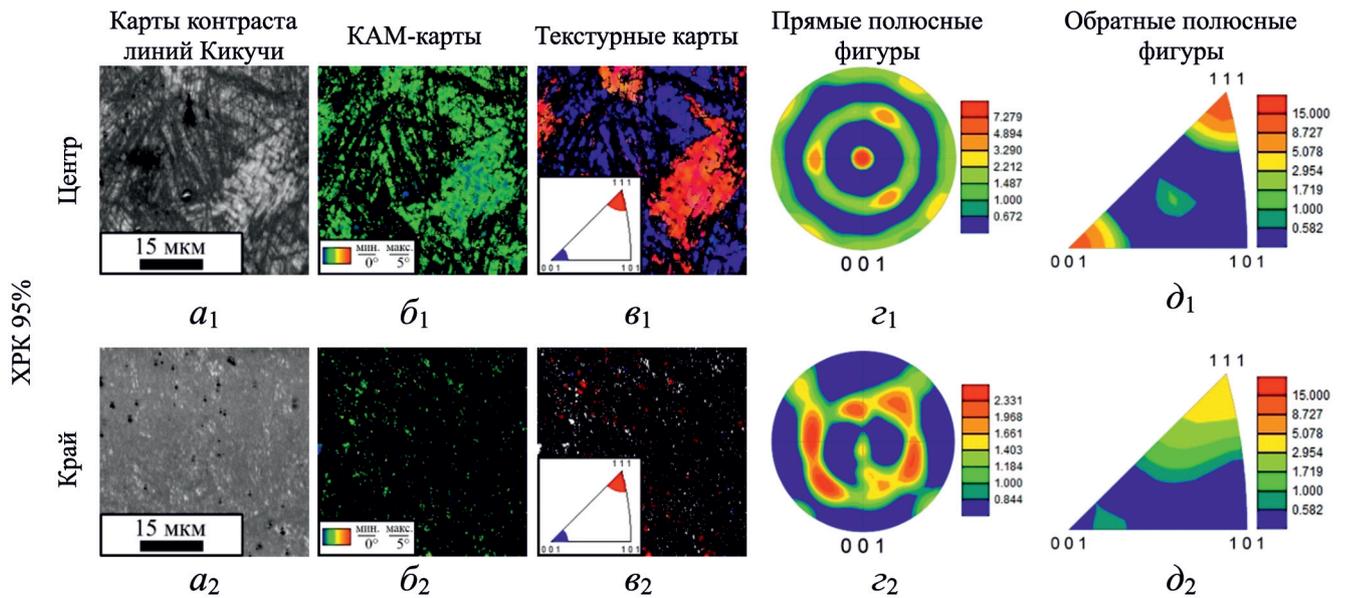


Рис. 5. Карты контраста линий Кикучи (a_1, a_2); КАМ-карты (b_1, b_2); текстурные карты (v_1, v_2); прямые (z_1, z_2) и обратные (d_1, d_2) полюсные фигуры стального прутка, подвергнутого ХРК 95 %

Fig. 5. Kikuchi line contrast maps (a_1, a_2), KAM maps (b_1, b_2), crystal direction maps (v_1, v_2), direct (z_1, z_2) and inverse (d_1, d_2) pole figures of the steel rod subjected to 95 % CRF

уровень микроискажений более высокий, чем в центре прутка (рис. 5, b_1). Кроме того, в центре прутка формируется острая двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ (рис. 5, v_1 и z_1). В свою очередь, для подповерхностного слоя характерна выраженная сдвиговая текстура B/\bar{B} (рис. 5, z_2) [24–26]. Помимо этого, согласно текстурным картам (рис. 5, v_1 и v_2), в поперечном сечении прутка по направлению от центра к краю наблюдается снижение объемной доли зерен обеих ориентировок, а именно от центра к подповерхностному слою доля $\langle 001 \rangle$ -ориентированных зерен уменьшается с 38 до 5 % при снижении доли зерен с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ с 50 до 30 %.

Последующая термическая обработка в интервале температур 600...700 °С улучшает качество карт контраста линий Кикучи (рис. 6, a_1 и a_4) и КАМ-карт (рис. 6, b_1 и b_4) для всех областей. Однако уровень микроискажений остается высоким по всему сечению прутка с характерным его увеличением по направлению от центра к краю (рис. 6, b_1 и b_4). При этом становится очевидно, что наибольший уровень микроискажений фиксируется вдоль границ зерен и механических двойников, тогда как в теле зерен этот показатель минимален (рис. 6, b_1 и b_4). Кроме того, в подповерхностном слое наблюдается формирование новых областей малого размера

без микроискажений (рис. 6, a_4 и b_4 , указано белыми стрелками). В центре прутка сохраняется двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ (рис. 6, z_1 и z_3), а в подповерхностном слое – сдвиговая текстура B/\bar{B} (рис. 6, z_2 и z_4). По направлению от центра к краю объемная доля зерен с ориентировкой $\langle 001 \rangle$ снижается с 37 до 4,4 %, а доля зерен с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ – с 48 до 31 % (рис. 6, v_1 и v_4).

Анализ полученных данных показал, что в результате используемой ДТО в поперечном сечении прутка формируется выраженная структурная и текстурная неоднородность. Вероятно, данное явление связано с неоднородным напряженным состоянием прутка в процессе ХРК [21]. При этом в центре прутка действуют умеренные растягивающие напряжения, а в подповерхностных слоях – высокие сжимающие напряжения.

Такое неоднородное напряженное состояние приводит к активации различных механизмов пластической деформации в центре и подповерхностных слоях прутка. Так, в центре прутка наблюдается механическое двойникование наряду с дислокационным скольжением. Интенсивное двойникование и дислокационное скольжение объясняет формирование крупных структурных элементов в виде областей с дислокационными

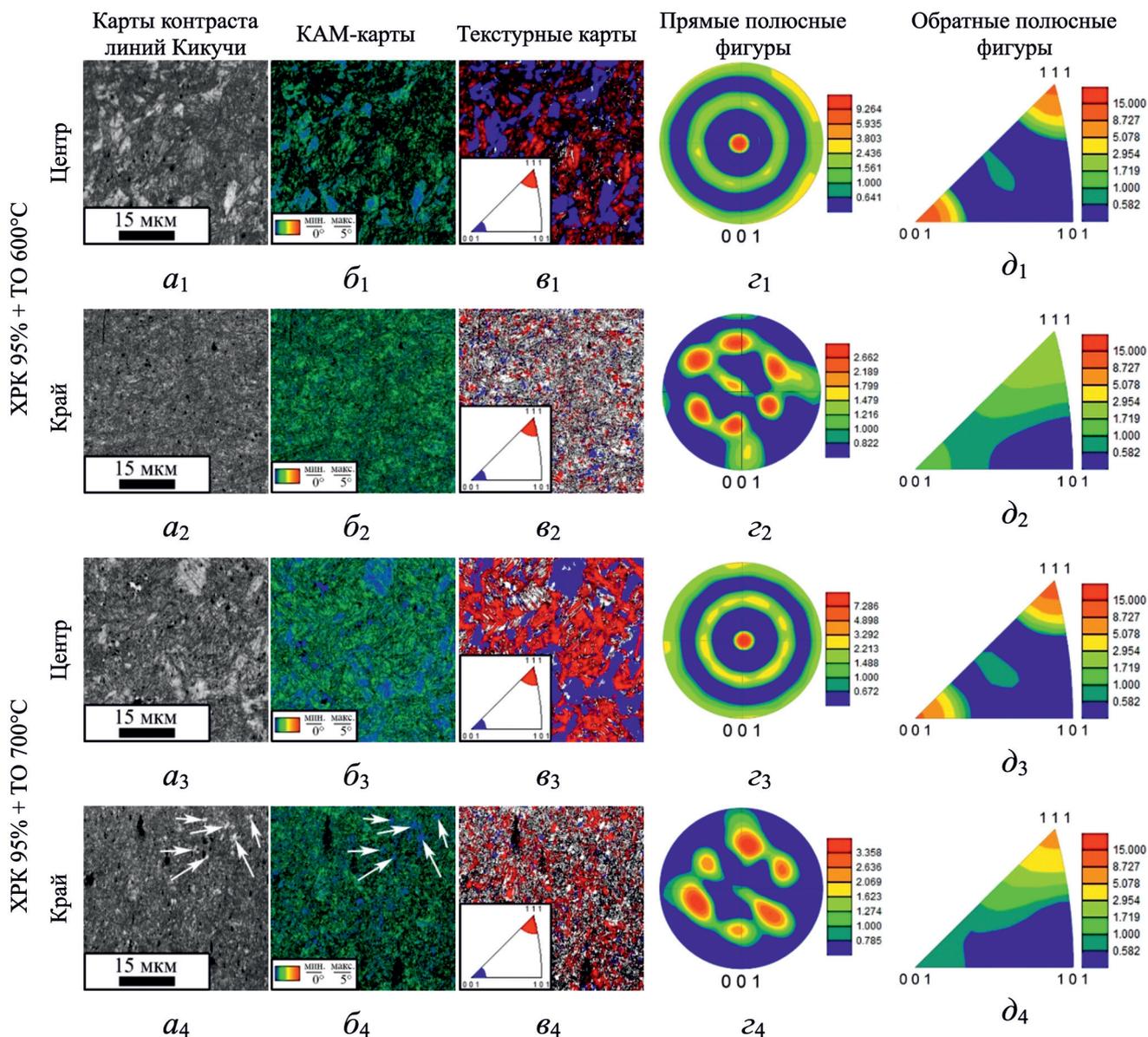


Рис. 6. Карты контраста линий Кикучи (a_1 – a_4), КАМ-карты (b_1 – b_4), текстурные карты (v_1 – v_4), прямые (z_1 – z_4) и обратные (d_1 – d_4) полюсные фигуры стального прутка, подвергнутого отжигу при 600 °С (a_1 – a_2 , b_1 – b_2 , v_1 – v_2 , z_1 – z_2 , d_1 – d_2) и 700 °С (a_3 – a_4 , b_3 – b_4 , v_3 – v_4 , z_3 – z_4 , d_3 – d_4)

Fig. 6. Kikuchi line contrast maps (a_1 – a_4), KAM maps (b_1 – b_4), crystal direction maps (v_1 – v_4), direct (z_1 – z_4) and inverse (d_1 – d_4) pole figures of the steel rod subjected to annealing at 600 °С (a_1 – a_2 , b_1 – b_2 , v_1 – v_2 , z_1 – z_2 , d_1 – d_2) and 700 °С (a_3 – a_4 , b_3 – b_4 , v_3 – v_4 , z_3 – z_4 , d_3 – d_4)

ячейками, ограниченных пакетами механических двойников. При этом согласно результатам работы [25] двойникованные микрообъемы обладают ориентировкой $\langle 111 \rangle$, а микрообъемы с ячеистым строением – ориентировкой $\langle 001 \rangle$, что в конечном итоге приводит к получению аксиальной двухкомпонентной текстуры $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ в центре прутка.

С другой стороны, высокие сжимающие напряжения в подповерхностном слое способствуют формированию полос сдвига, поскольку воз-

можности аккомодации деформации за счет дислокационного скольжения и механического двойникования при ХПК быстро исчерпываются. При этом формирование полос сдвига в образцах данной стали наблюдали уже после ХПК со степенью 60 % [21]. Образование полос сдвига приводит к получению УМЗ-структуры в результате активации механизма ротационной рекристаллизации, предложенного В.Ф. Нес-теренко и др. [27], – в процессе деформации формируется полоса сдвига, внутри которой

существуют случайно распределенные дислокации, формирующие вытянутые дислокационные ячейки. По мере увеличения степени деформации ячейки превращаются в субзерна. При дальнейшей деформации эти субзерна фрагментируются с последующим формированием равноосных микрозерен. Кроме того, смена преимущественного механизма пластической деформации объясняет снижение доли зерен с ориентировками $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ по направлению от края к центру. Следует отметить, что преимущественная текстура простого сдвига B/\bar{B} в подповерхностном слое обусловлена процессом формирования полос сдвига.

Термическая обработка при $600\text{ }^\circ\text{C}$ не оказывает значительного влияния на структуру и текстуру исследуемой стали, за исключением процессов полигонизации, протекающих по всему сечению, тогда как после термической обработки при $700\text{ }^\circ\text{C}$ в подповерхностном слое были обнаружены зародыши рекристаллизации, доля которых в структуре не превышала 10 %.

В результате испытаний на одноосное растяжение были получены кривые «напряжение – деформация» (рис. 7) для образцов различного типа (рис. 1). После ХРК 95 % для всех типов образцов (образцы «Ц», «К» и «Г») кривая «напряжение – деформация» имеет характерный для сильнодеформированного состояния вид с высокой прочностью и низкой пластичностью (рис. 7, a_1). При достижении предела текучести на кривой наблюдается пик, за которым следует участок локализованной деформации. Термическая обработка при $600\text{ }^\circ\text{C}$ не оказывает значительного влияния на характер кривых «напряжение – деформация» образцов «К600» и «Г600», за исключением увеличения прочностных характеристик (рис. 7, b_1). При этом у образца «Ц600» наблюдается увеличение участка равномерной деформации и снижение прочностных характеристик. В свою очередь, после термической обработки при $700\text{ }^\circ\text{C}$ кривые во всех случаях демонстрируют меньший уровень прочностных характеристик и увеличение уровня характеристик пластичности, в том числе в области равномерного удлинения (рис. 7, v_1).

Исходя из кривых зависимости деформационного упрочнения от истинной деформации видно, что для всех трех типов образцов после ХРК 95 % наблюдается только одна ста-

дия деформационного упрочнения, которая ограничена началом локализованной деформации (рис. 7, a_2 – a_4). В свою очередь, проведение термической обработки при $600\text{ }^\circ\text{C}$ существенно не повлияло на характер кривой образцов «К600» (рис. 7, b_3) и «Г600» (рис. 7, b_4), тогда как на кривой, полученной для образца «Ц600» (рис. 7, b_2), можно выделить наличие трех стадий деформационного упрочнения. На первой стадии происходит резкое снижение деформационного упрочнения. Начало второй стадии характеризуется изменением наклона кривой, стабилизацией и увеличением деформационного упрочнения, после чего наклон кривой вновь изменяется. Наблюдается снижение коэффициента деформационного упрочнения на третьей стадии с последующим началом локализованной деформации.

Причины появления стадийности деформационного упрочнения подробно описаны в работе [28] на примере TWIP-стали. Так, первая стадия деформационного упрочнения может быть связана с процессами перераспределения и аннигиляции дислокаций, что вызывает снижение коэффициента деформационного упрочнения. С увеличением истинной деформации наступает вторая стадия, которая связана с образованием и накоплением механических двойников. В результате процессов двойникования коэффициент деформационного упрочнения повышается или стабилизируется. По мере насыщения материала двойниками данный механизм пластической деформации исчерпывает себя. В результате этого коэффициент деформационного упрочнения резко снижается, что соответствует началу третьей стадии и выражается в виде перегиба на кривой (рис. 7, b_2).

Появление стадийности деформационного упрочнения в данном случае (рис. 7, b_2) связано с гетерогенностью структуры в центральной части прутка, поскольку в результате процессов возврата формируются участки структуры с низкой плотностью дислокаций (полигонизованные участки на рис. 4, a), в которых возможно дислокационное скольжение. Параллельно с дислокационным скольжением в ходе деформации при растяжении активируются процессы механического двойникования.

В свою очередь, на кривых для всех трех типов образцов, полученных из прутка после тер-

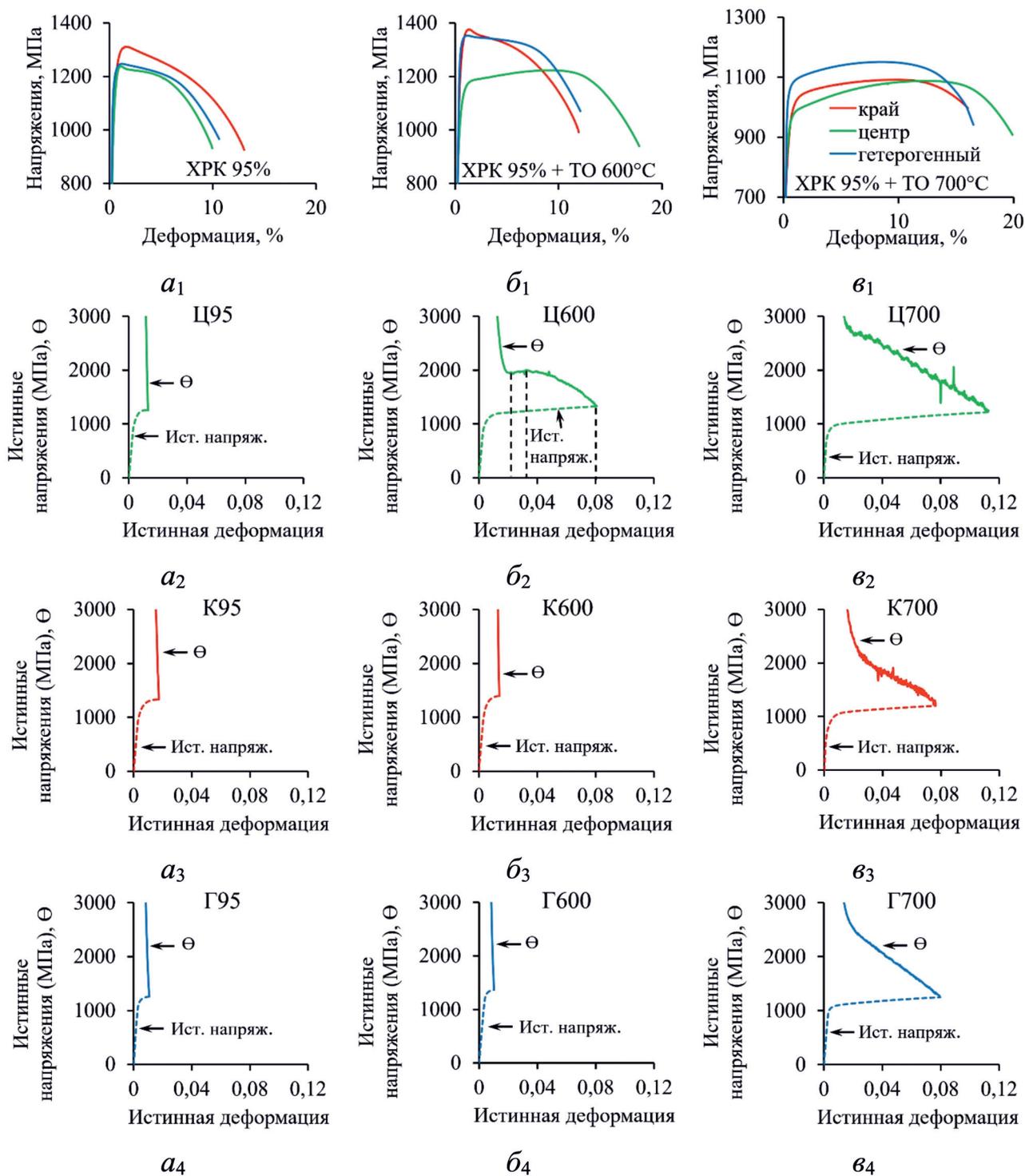


Рис. 7. Кривые «напряжение – деформация» (a_1, b_1, v_1) и графики деформационного упрочнения материала центра (a_2, b_2, v_2), материала края (a_3, b_3, v_3) и материала с гетерогенной структурой (a_4, b_4, v_4) после различных режимов ДТО

Fig. 7. Stress-strain curves (a_1, b_1, v_1) and work hardening behavior of the center (a_2, b_2, v_2), edge (a_3, b_3, v_3) and heterogeneous (a_4, b_4, v_4) material after different modes of thermo-mechanical treatment

мической обработки при 700 °С, можно выделить две стадии деформационного упрочнения (рис. 7, v_2-v_4). Первая стадия также характеризуется резким снижением деформационного упрочнения. На второй стадии наклон кри-

вой изменяется, а снижение деформационного упрочнения становится менее интенсивным.

Исходя из приведенной таблицы видно, что все три типа образцов в состоянии после ХПК 95 % обладают высокой прочностью и низкой

пластичностью. Предел прочности (σ_B) составляет 1240...1300 МПа, а предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – 1150...1210 МПа. При этом относительное удлинение (δ) колеблется в диапазоне 8–12 %, равномерное удлинение (δ_p) не превышает 1 %. После термической обработки при 600 °С наблюдается увеличение σ_B и $\sigma_{0,2}$ образцов «К600» и «Г600» до 1360...1370 и 1250...1330 МПа соответственно, но характеристики пластичности не изменяются (см. таблицу). Однако прочностные характеристики образца «Ц600» после термической обработки при 600 °С снижаются, а именно σ_B составляет 1225 МПа, а $\sigma_{0,2}$ – 1060 МПа. Наряду с этим δ увеличивается до 16 %, а δ_p – до 9 % (см. таблицу). Термическая обработка при 700 °С приводит к снижению прочности и увеличению пластичности во всех случаях. Образец «Г700» обладает наибольшими прочностными характеристиками и хорошей пластичностью: σ_B составляет 1145 МПа, а $\sigma_{0,2}$ – 1054 МПа, тогда как δ и δ_p достигают 16 и 8 % соответственно.

Гетерогенная структура и текстура в поперечном сечении прутка оказывает влияние на механическое поведение исследуемого материала.

Высокие прочностные характеристики и низкая пластичность всех образцов в состоянии после ХРК связаны с сильнодеформированной структурой во всем объеме. Однако материал с УМЗ-структурой, вырезанный из подповерхностного слоя, демонстрирует несколько большую прочность и пластичность (рис. 5, a_1). Повышенная прочность данной области связана с эффектом упрочнения по закону Холла – Петча [29, 30], тогда как увеличение относительного удлинения вызвано формированием новых равноосных зерен, способных двойниковаться, что продемонстрировано в более ранних исследованиях [21].

Стоит отметить, что влияние структурной и текстурной неоднородности на механические свойства при растяжении наиболее заметно проявляется после проведения термической обработки. Так, после термической обработки при 600 °С происходит повышение прочности материала края прутка и образцов с гетерогенной структурой при сохранении пластичности на уровне 10–11 %. С одной стороны, повышение прочностных характеристик, вероятно, обусловлено формированием сегрегаций легирующих

Характеристики механических свойств Mechanical properties characteristics

Область / Region	Гетерогенный («Г») / Heterogeneous («Г»)	Центр («Ц») / Centre («Ц»)	Край (К) / Edge («К»)
ХРК 95 % / 95 % CRF			
σ_B , МПа / σ_u (МПа)	1242 ± 7	1259 ± 28	1303 ± 13
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$ (МПа)	1210 ± 11	1147 ± 100	1197 ± 1
δ , % / δ (%)	8,3 ± 1,2	8,4 ± 1,4	11,5 ± 0,9
δ_p , % / δ_p (%)	1 ± 0,1	0,7 ± 0,2	1,1 ± 0,1
ХРК 95 % + ТО 600 °С 2 часа / 95 % CRF + HT 600 °С for 2 hours			
σ_B , МПа / σ_u (МПа)	1355 ± 2	1225 ± 35	1374 ± 3
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$ (МПа)	1330 ± 8	1060 ± 30	1252 ± 23
δ , % / δ (%)	10,3 ± 0,5	16,1 ± 0,5	11 ± 0,3
δ_p , % / δ_p (%)	0,8 ± 0,1	9 ± 0,3	1 ± 0,1
ХРК 95 % + ТО 700 °С 2 часа / CRF 95 % + HT 700 °С for 2 hours			
σ_B , МПа / σ_u (МПа)	1145 ± 11	1091 ± 4	1102 ± 13
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$ (МПа)	1054 ± 14	927 ± 15	877 ± 9,2
δ , % / δ (%)	16 ± 2,7	18,5 ± 0,8	16 ± 1,3
δ_p , % / δ_p (%)	8,1 ± 0,1	11,6 ± 0,5	8,8 ± 1,3

элементов на дислокациях [31]. С другой стороны, сохранение пластичности связано с частичным развитием процессов полигонизации по сечению прутка, что подтверждают исследования тонкой структуры (рис. 4, а). Последнее вызывает снижение прочности и повышение пластичности центральной части прутка.

Термическая обработка при 700 °С, в свою очередь, приводит к дальнейшему разупрочнению и повышению пластичности во всех случаях за счет более полного развития полигонизации в центре прутка и начала статической рекристаллизации в подповерхностном слое. Начало рекристаллизации на краю прутка обусловлено тем фактором, что сильнодеформированные подповерхностные слои обладают меньшей термической стабильностью из-за большей накопленной пластической деформации [32]. Необходимо отметить, что гетерогенный материал после термической обработки при 600...700 °С демонстрирует наибольший предел текучести в сочетании с хорошими показателями пластичности.

Согласно работе [33], подобный эффект, возникающий в образцах с гетерогенной структурой, связан с повышенным уровнем обратных напряжений. Структурная неоднородность приводит к появлению неоднородной деформации во время испытаний [34]. Так, в прочном подповерхностном слое локализация деформации происходит на начальных этапах пластической деформации, однако более пластичный центральный слой предотвращает дальнейшую локализацию деформации в данной области, что приводит к изменению схемы напряженного состояния. Подобное деформационное поведение вызывает генерацию и накопление геометрически необходимых дислокаций (ГНД) на границе слоев с различной структурой. В свою очередь, ГНД взаимодействуют с подвижными дислокациями и закрепляют их в данной области, что приводит к дополнительному деформационному упрочнению. Кроме того, подобное напряженное состояние может сопровождаться активацией дополнительных систем скольжения [35].

По результатам оценки вклада обратных напряжений в упрочнение гетерогенного материала показано, что гетерогенный материал обладает наиболее высоким уровнем обратных напряжений (рис. 8). Разница в уровне обратных

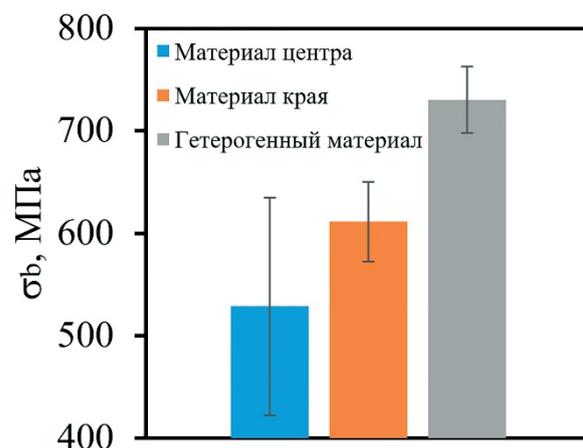


Рис. 8. Зависимости уровня обратных напряжений, полученных для образцов с различной структурой, подвергнутых ХРК до 95 % и последующему отжигу при 700 °С

Fig. 8. Back stress levels obtained for specimens with different microstructures, subjected to 95 % CRF, followed by annealing at 700 °C

напряжений при этом сопоставима с разницей в уровне предела текучести исследуемых состояний (см. таблицу).

Таким образом, основываясь на результатах механических испытаний, в зависимости от температуры последеформационной термической обработки для исследуемой стали можно выделить три области, позволяющие получить различное соотношение прочности и пластичности, что графически изображено на рис. 9.

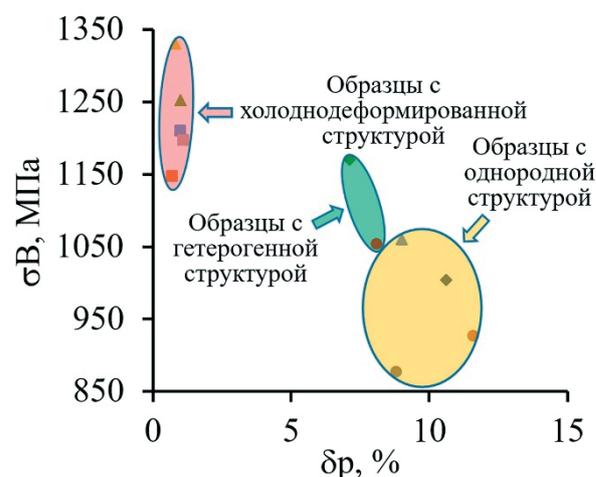


Рис. 9. Соотношение предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и равномерного удлинения (δ_p) исследуемой стали в различных структурных состояниях

Fig. 9. Relationship between yield strength ($\sigma_{0,2}$) and proportional elongation (δ_p) of the steel under study in various microstructural conditions

Очевидно, что изменение типа структуры будет оказывать значительное влияние на механические свойства. Для состояния с деформированной структурой характерна высокая прочность и низкая пластичность. Сталь с однородной структурой, полученной в ходе последеформационной термической обработки, обладает высокими характеристиками пластичности и низкой прочностью, тогда как материал с гетерогенной структурой обладает хорошим балансом между прочностью и пластичностью.

Выводы

Исследовано влияние гетерогенной структуры, полученной в ходе ХРК до степени деформации 95 % и последующей термической обработки при 600...700 °С с временем выдержки 2 часа, на механические свойства исследуемой стали. По результатам, полученным в ходе исследований, были сформулированы следующие выводы.

1. По данным структурных и текстурных исследований установлено, что предложенная деформационно-термическая обработка приводит к формированию гетерогенной структуры в исследуемой стали. Наблюдается изменение типа структуры с двойниково-матричной в центре прутка на УМЗ-структуру в подповерхностном слое. Термическая обработка при температурах 600...700 °С сопровождается развитием процессов перераспределения дислокаций с последующей полигонизацией по всему поперечному сечению прутка. В то же время термическая обработка при 700 °С помимо процессов полигонизации дополнительно активизирует процессы статической рекристаллизации на краю прутка, что приводит к образованию зародышей рекристаллизации в подповерхностном слое. Изменение типа структуры по направлению от центра к краю прутка приводит к смене текстуры с аксиальной двухкомпонентной $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ на текстуру простого сдвига B/\bar{B} .

2. Испытания на одноосное растяжение показали, что влияние гетерогенной структуры на механические свойства наиболее заметно проявляется после термической обработки при 700 °С. Образец с гетерогенной структурой обладает наибольшим значением предела текучести в сравнении с материалом центра и края прут-

ка, а его пластичность при этом сопоставима с пластичностью материала подповерхностного слоя. Термическая обработка при температуре ниже 700 °С не приводит к рекристаллизации, в результате чего материал обладает высокой прочностью и низкой пластичностью, тогда как температура выше 700 °С вызывает рекристаллизацию всего объема, а также приводит к сильному разупрочнению и увеличению пластичности, что не позволяет достичь оптимального баланса механических свойств.

Список литературы

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2009. – Vol. 65 (4–6). – P. 39–104. – DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001.
2. Kaladhar M., Venkata Subbaiah K., Srinivasa Rao C.H. Machining of austenitic stainless steels – a review // *International Journal of Machining and Machinability of Materials*. – 2012. – Vol. 12 (1–2). – P. 178–192. – DOI: 10.1504/IJMMM.2012.048564.
3. Some strengthening methods for austenitic stainless steels / L.P. Karjalainen, T. Taulavuori, M. Sellman, A. Kyröläinen // *Steel Research International*. – 2008. – Vol. 79 (6). – P. 404–412. – DOI: 10.1002/srin.200806146.
4. Huang J., Ye X., Xu Z. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN metastable austenitic stainless steels // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2012. – Vol. 19 (10). – P. 59–63. – DOI: 10.1016/S1006-706X(12)60153-8.
5. Microstructures and mechanical properties of cold-rolled 21Cr lean duplex stainless steel with medium to high cold rolling reductions / Z. Liu, Y. Han, Z. Wu, J. Sun, G. Zu, W. Zhu, X. Ran // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104860. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104860.
6. Influence of DIMT on impact toughness: relationship between crack propagation and the α' -martensite morphology in austenitic steel / M. Huang, C. Wang, L. Wang, J. Wang, A. Mogucheva, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 844. – P. 143191. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143191.
7. Ozgowicz W., Kurc A. The effect of the cold rolling on the structure and mechanical properties in austenitic stainless steels type 18-8 // *Archives of Materials Science and Engineering*. – 2009. – Vol. 38 (1). – P. 26–33.
8. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr-10Mn austenitic steels / B. Hwang, T.H. Lee, S.J. Park, C.S. Oh, S.J. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (24). – P. 7257–7266. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.025.



9. Kelly P.M., Rose L.R.F. The martensitic transformation in ceramics – its role in transformation toughening // *Progress in Materials Science*. – 2002. – Vol. 47 (5). – P. 463–557. – DOI: 10.1016/S0079-6425(00)00005-0.

10. Excellent strength-toughness synergy in metastable austenitic stainless steel due to gradient structure formation / D.O. Panov, R.S. Chernichenko, S.V. Naumov, A.S. Pertsev, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev // *Materials Letters*. – 2021. – Vol. 303. – P. 130585. – DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130585.

11. Scale-up fabrication of gradient AGS in austenitic stainless steels achieves a simultaneous increase in strength and toughness / M. Huang, L. Wang, S. Yuan, J. Wang, C. Wang, A. Mogucheva, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 853. – P. 143763. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143763.

12. Study on microstructure evolution and nanoindentation characteristics of 316 L austenitic stainless steel with inverse gradient grain sizes fabricated via torsion and electro-magnetic induction heating / J. Zhang, W. Han, Z. Huang, J. Li, M. Zhang, L. Zhang // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 181. – P. 111462. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111462.

13. Wang H.T., Tao N.R., Lu K. Architected surface layer with a gradient nanotwinned structure in a Fe-Mn austenitic steel // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 68 (1). – P. 22–27. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.041.

14. Low-cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels with gradient structured surface layer / H.S. Ho, W.L. Zhou, Y. Li, K.K. Liu, E. Zhang // *International Journal of Fatigue*. – 2020. – Vol. 134. – P. 105481. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105481.

15. Excellent strength-ductility combination of interstitial non-equiatomic middle-entropy alloy subjected to cold rotary swaging and post-deformation annealing / D.O. Panov, E.A. Kudryavtsev, R.S. Chernichenko, S.V. Naumov, D.N. Klimenko, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev, V.V. Sanin, A.S. Pertsev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Vol. 898. – P. 146121. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146121.

16. Wu X., Zhu Y. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties // *Materials Research Letters*. – 2017. – Vol. 5 (8). – P. 527–532. – DOI: 10.1080/21663831.2017.1343208.

17. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility / X. Wu, M. Yang, F. Yuan, G. Wu, Y. Wei, X. Huang, Y. Zhu // *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*. – 2015. – Vol. 112 (47). – P. 14501–14505. – DOI: 10.1073/pnas.1517193112.

18. Gradient twinned 304 stainless steels for high strength and high ductility / A. Chen, J. Liu, H. Wang, J. Lu, Y.M. Wang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 667. – P. 179–188. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.070.

19. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel AISI-321 after radial shear rolling / A. Nayzabekov, S. Lezhnev, O. Maksimkin, K. Tsai, E. Panin, A. Arbutov // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. – 2018. – Vol. 53 (3). – P. 606–611.

20. Gradient microstructure and texture formation in a metastable austenitic stainless steel during cold rotary swaging / D. Panov, E. Kudryavtsev, S. Naumov, D. Klimenko, R. Chernichenko, V. Mironov, N. Stepanov, S. Zherebtsov, G. Salishchev, A. Pertsev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (4). – P. 1–16. – DOI: 10.3390/ma16041706.

21. Effect of cold swaging on the bulk gradient structure formation and mechanical properties of a 316-type austenitic stainless steel / D. Panov, R. Chernichenko, E. Kudryavtsev, D. Klimenko, S. Naumov, A. Pertsev // *Materials*. – 2022. – Vol. 15 (7). – P. 2468. – DOI: 10.3390/ma15072468.

22. Evolution of the structure, texture, and mechanical properties of austenitic stainless steel during annealing after cold radial forging / R.S. Chernichenko, D.O. Panov, S.V. Naumov, E.A. Kudryavtsev, V.V. Mironov, G.A. Salishchev, A.S. Pertsev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2023. – Vol. 124 (6). – P. 607–615. – DOI: 10.1134/S0031918X23600537.

23. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure / M. Yang, Y. Pan, F. Yuan, Y. Zhu, X. Wu // *Materials Research Letters*. – 2016. – Vol. 4 (3). – P. 145–151. – DOI: 10.1080/21663831.2016.1153004.

24. Beyerlein I.J., Tóth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion // *Progress in Materials Science*. – 2009. – Vol. 54 (4). – P. 427–510. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2009.01.001.

25. Suwas S., Ray R.K. *Crystallographic texture of materials*. – London: Springer, 2014. – 265 p. – ISBN 978-1-4471-6313-8. – DOI: 10.1007/978-1-4471-6314-5.

26. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds // *Science and Technology of Welding & Joining*. – 2011. – Vol. 16 (4). – P. 288–294. – DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000010.

27. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum / V.F. Nesterenko, M.A. Meyers, J.C. LaSalvia, M.P. Bondar, Y.J. Chen, Y.L. Lukyanov // *Materials Science and Engineering: A*. – 1997. – Vol. 229 (1–2). – P. 23–41. – DOI: 10.1016/S0921-5093(96)10847-9.

28. Microstructure, strain hardening behavior, segregation and corrosion resistance of an electron beam welded thick high-Mn TWIP steel plate / Y. Chen, G.M. Liu, H.Y. Li, X.M. Zhang, H. Ding // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 25. – P. 1105–1114. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.010.

29. *Hall E.O.* The deformation and ageing of mild steel: II Characteristics of the Lüders deformation // *Proceedings of the Physical Society. Section B*. – 1951. – Vol. 64 (9). – P. 742–747. – DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/302.

30. *Petch N.J.* The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: I // *Philosophical Magazine*. – 1958. – Vol. 3 (34). – P. 1089–1097. – DOI: 10.1080/14786435808237038.

31. Grain boundary segregation induced strengthening of an ultrafine-grained austenitic stainless steel / M.M. Abramova, N.A. Enikeev, R.Z. Valiev, A. Etienne, B. Radiguet, Y. Ivanisenko, X. Sauvage // *Materials Letters*. – 2014. – Vol. 136. – P. 349–352. – DOI: 10.1016/j.matlet.2014.07.188.

32. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and related annealing phenomena. – Elsevier, 2012. – 520 p. – ISBN 0080418848.

33. Extraordinary strain hardening by gradient structure / X. Wu, P. Jiang, L. Chen, F. Yuan, Y.T. Zhu // *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*. – 2014. – Vol. 111 (20). – P. 7197–7201. – DOI: 10.1073/pnas.1324069111.

34. Mechanism-based strain gradient plasticity – I. Theory / H. Gao, Y. Huang, W.D. Nix, J.W. Hutchinson // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1999. – Vol. 47 (6). – P. 1239–1263. – DOI: 10.1016/S0022-5096(98)00103-3.

35. *Wilson D.V., Bate P.S.* Influences of cell walls and grain boundaries on transient responses of an if steel to changes in strain path // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – Vol. 42 (4). – P. 1099–1111. – DOI: 10.1016/0956-7151(94)90127-9.

Конфликт интересов

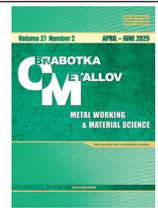
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 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



Effect of heterogeneous structure on mechanical behavior of austenitic stainless steel subjected to novel thermomechanical processing

Ruslan Chernichenko^{1, a,*}, Dmitrii Panov^{1, b}, Stanislav Naumov^{1, s}, Egor Kudryavtsev^{1, d},
Gennady Salishchev^{1, e}, Alexey Pertsev^{2, f}

¹ Belgorod National Research University, 85 Pobedy Str., Belgorod, 308015, Russian Federation

² Department Chief Metallurgist, Perm Scientific-Research Technological Institute, 41 Geroev Khasana Str., Perm, 614990, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>,  rus.chernichenko@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  dimmak-panov@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>,  NaumovStanislav@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>,  kudryavtsev@bsuedu.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>,  salishchev_g@bsuedu.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0009-0771-9345>,  perets_87@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 February 2025

Revised: 05 March 2025

Accepted: 21 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Austenitic stainless steel

Heterogeneous structure

Axial texture

Shear texture

Cold radial forging

Heat treatment

Strength

Ductility

Funding

This work was supported by the Russian Science Foundation (Agreement No. 20-79-10094) using the equipment of BSU Shared Research Facilities “Technologies and Materials”.

ABSTRACT

Introduction. The low yield strength of austenitic stainless steels is a factor significantly limiting their industrial applications. In turn, the formation of a heterogeneous structure is a promising method for achieving a synergy of mechanical properties. At the same time, an effective way to obtain a bulk heterogeneous structure is cold radial forging. However, the underlying mechanisms for the improved mechanical properties of materials with a heterogeneous structure formed in the process of cold radial forging are currently poorly understood. **Purpose of the work** is to investigate the effect of a heterogeneous structure obtained by deformation and heat treatment on the mechanical properties of austenitic stainless steel *0.08 C-17 Cr-13 Ni-2 Mn-Ti*. **Methods.** Uniaxial tensile tests were performed on specimens obtained by cold radial forging followed by heat treatment at 600–700°C, using an *Instron 5882* testing machine at room temperature with a strain rate of $1.15 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A *VIC-3D* visual inspection system was used to measure elongation during testing. The fine structure was examined on perforated foils with a diameter of 3 mm using a *JEOL JEM-2100* transmission electron microscope at an accelerating voltage of 200 kV. **Results and discussion.** It was shown that, after thermo-mechanical treatment, a twin-matrix austenite structure was obtained in the center of the rod, while an ultrafine-grained structure with isolated recrystallized austenite grains of approximately 1 μm in size was obtained at the edge. It was established that a two-component axial austenite texture $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ is formed in the center of the rod, which transformed into a shear texture B/\bar{B} towards the rod surface. It was determined that the formation of a heterogeneous structure led to additional strengthening due to back stresses. It was found that, after heat treatment at 700 °C, the specimen with a heterogeneous structure exhibited the highest yield strength, equal to 1054 MPa, with a relative elongation of 16%. Thus, the employed thermo-mechanical treatment may be a promising method for obtaining large-sized rod stocks from austenitic stainless steel *0.08 C-17 Cr-13 Ni-2 Mn-Ti* with high mechanical properties.

For citation: Chernichenko R.S., Panov D.O., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Effect of heterogeneous structure on mechanical behavior of austenitic stainless steel subjected to novel thermomechanical processing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 189–205. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-189-205. (In Russian).

References

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65 (4–6), pp. 39–104. DOI: 10.1016/j.msre.2009.03.001.

* Corresponding author

Chernichenko Ruslan S., Research assistant

Belgorod National Research University,

85 Pobedy Str.,

308015, Belgorod, Russian Federation

Tel.: +7 905 172-05-92, e-mail: rus.chernichenko@mail.ru

2. Kaladhar M., Venkata Subbaiah K., Srinivasa Rao C.H. Machining of austenitic stainless steels – a review. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2012, vol. 12 (1–2), pp. 178–192. DOI: 10.1504/IJMMM.2012.048564.
3. Karjalainen L.P., Taulavuori T., Sellman M., Kyröläinen A. Some strengthening methods for austenitic stainless steels. *Steel Research International*, 2008, vol. 79 (6), pp. 404–412. DOI: 10.1002/srin.200806146.
4. Huang J., Ye X., Xu Z. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN metastable austenitic stainless steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2012, vol. 19 (10), pp. 59–63. DOI: 10.1016/S1006-706X(12)60153-8.
5. Liu Z., Han Y., Wu Z., Sun J., Zu G., Zhu W., Ran X. Microstructures and mechanical properties of cold-rolled 21Cr lean duplex stainless steel with medium to high cold rolling reductions. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104860. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104860.
6. Huang M., Wang C., Wang L., Wang J., Mogucheva A., Xu W. Influence of DIMT on impact toughness: relationship between crack propagation and the α' -martensite morphology in austenitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 844, p. 143191. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143191.
7. Ozigowicz W., Kurc A. The effect of the cold rolling on the structure and mechanical properties in austenitic stainless steels type 18-8. *Archives of Materials Science and Engineering*, 2009, vol. 38 (1), pp. 26–33.
8. Hwang B., Lee T.H., Park S.J., Oh C.S., Kim S.J. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr-10Mn austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528 (24), pp. 7257–7266. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.025.
9. Kelly P.M., Rose L.R.F. The martensitic transformation in ceramics – its role in transformation toughening. *Progress in Materials Science*, 2002, vol. 47 (5), pp. 463–557. DOI: 10.1016/S0079-6425(00)00005-0.
10. Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Pertcev A.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Excellent strength-toughness synergy in metastable austenitic stainless steel due to gradient structure formation. *Materials Letters*, 2021, vol. 303, p. 130585. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130585.
11. Huang M., Wang L., Yuan S., Wang J., Wang C., Mogucheva A., Xu W. Scale-up fabrication of gradient AGS in austenitic stainless steels achieves a simultaneous increase in strength and toughness. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 853, p. 143763. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143763.
12. Zhang J., Han W., Huang Z., Li J., Zhang M., Zhang L. Study on microstructure evolution and nanoindentation characteristics of 316 L austenitic stainless steel with inverse gradient grain sizes fabricated via torsion and electro-magnetic induction heating. *Materials Characterization*, 2021, vol. 181, p. 111462. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111462.
13. Wang H.T., Tao N.R., Lu K. Architected surface layer with a gradient nanotwinned structure in a Fe-Mn austenitic steel. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 68 (1), pp. 22–27. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.041.
14. Ho H.S., Zhou W.L., Li Y., Liu K.K., Zhang E. Low-cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels with gradient structured surface layer. *International Journal of Fatigue*, 2020, vol. 134, p. 105481. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105481.
15. Panov D.O., Kudryavtsev E.A., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Klimenko D.N., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Sanin V.V., Pertsev A.S. Excellent strength-ductility combination of interstitial non-equiatomic middle-entropy alloy subjected to cold rotary swaging and post-deformation annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 898, p. 146121. DOI: 10.1016/j.msea.2024.146121.
16. Wu X., Zhu Y. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties. *Materials Research Letters*, 2017, vol. 5 (8), pp. 527–532. DOI: 10.1080/21663831.2017.1343208.
17. Wu X., Yang M., Yuan F., Wu G., Wei Y., Huang X., Zhu Y. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2015, vol. 112 (47), pp. 14501–14505. DOI: 10.1073/pnas.1517193112.
18. Chen A., Liu J., Wang H., Lu J., Wang Y.M. Gradient twinned 304 stainless steels for high strength and high ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 179–188. DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.070.
19. Nayzabekov A., Lezhnev S., Maksimkin O., Tsai K., Panin E., Arbuz A. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel AISI-321 after radial shear rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 2018, vol. 53 (3), pp. 606–611.
20. Panov D., Kudryavtsev E., Naumov S., Klimenko D., Chernichenko R., Mirontsov V., Stepanov N., Zherebtsov S., Salishchev G., Pertcev A. Gradient microstructure and texture formation in a metastable austenitic stainless steel during cold rotary swaging. *Materials*, 2023, vol. 16 (4), p. 1706. DOI: 10.3390/ma16041706.



21. Panov D., Chernichenko R., Kudryavtsev E., Klimenko D., Naumov S., Pertsev A. Effect of cold swaging on the bulk gradient structure formation and mechanical properties of a 316-type austenitic stainless steel. *Materials*, 2022, vol. 15 (7), p. 2468. DOI: 10.3390/ma15072468.

22. Chernichenko R.S., Panov D.O., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Mirontsov V.V., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Evolution of the structure, texture, and mechanical properties of austenitic stainless steel during annealing after cold radial forging. *Physics of Metals and Metallography*, 2023, vol. 124 (6), pp. 607–615. DOI: 10.1134/S0031918X23600537.

23. Yang M., Pan Y., Yuan F., Zhu Y., Wu X. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure. *Materials Research Letters*, 2016, vol. 4 (3), pp. 145–151. DOI: 10.1080/21663831.2016.1153004.

24. Beyerlein I.J., Tóth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion. *Progress in Materials Science*, 2009, vol. 54 (4), pp. 427–510. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2009.01.001.

25. Suwas S., Ray R.K. *Crystallographic texture of materials*. London, Springer, 2014. 265 p. ISBN 978-1-4471-6313-8. DOI: 10.1007/978-1-4471-6314-5.

26. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2011, vol. 16 (4), pp. 288–294. DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000010.

27. Nesterenko V.F., Meyers M.A., LaSalvia J.C., Bondar M.P., Chen Y.J., Lukyanov Y.L. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol. 229 (1–2), pp. 23–41. DOI: 10.1016/s0921-5093(96)10847-9.

28. Chen Y., Liu G.M., Li H.Y., Zhang X.M., Ding H. Microstructure, strain hardening behavior, segregation and corrosion resistance of an electron beam welded thick high-Mn TWIP steel plate. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 25, pp. 1105–1114. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.010.

29. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: II Characteristics of the Lüders deformation. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 1951, vol. 64 (9), pp. 742–747. DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/302.

30. Petch N.J. The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: I. *Philosophical Magazine*, 1958, vol. 3 (34), pp. 1089–1097. DOI: 10.1080/14786435808237038.

31. Abramova M.M., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Etienne A., Radiguet B., Ivanisenko Y., Sauvage X. Grain boundary segregation induced strengthening of an ultrafine-grained austenitic stainless steel. *Materials Letters*, 2014, vol. 136, pp. 349–352. DOI: 10.1016/j.matlet.2014.07.188.

32. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier, 2012. 520 p. ISBN 0080418848.

33. Wu X., Jiang P., Chen L., Yuan F., Zhu Y.T. Extraordinary strain hardening by gradient structure. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2014, vol. 111 (20), pp. 7197–7201. DOI: 10.1073/pnas.1324069111.

34. Gao H., Huang Y., Nix W.D., Hutchinson J.W. Mechanism-based strain gradient plasticity – I. Theory. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1999, vol. 47 (6), pp. 1239–1263. DOI: 10.1016/S0022-5096(98)00103-3.

35. Wilson D.V., Bate P.S. Influences of cell walls and grain boundaries on transient responses of an if steel to changes in strain path. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 42 (4), pp. 1099–1111. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90127-9.

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 холодной радиальной ковки на структуру, текстуру и механические свойства легкой аустенитной стали

Дмитрий Панов^{1, a, *}, Руслан Черниченко^{1, b}, Станислав Наумов^{1, c}, Егор Кудрявцев^{1, d},
 Геннадий Салищев^{1, e}, Алексей Перцев^{2, f}

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, г. Белгород, 308015, Россия

² Пермский научно-исследовательский технологический институт, ул. Героев Хасана, д. 41, г. Пермь, 614990, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>, dimmak-panov@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>, rus.chernichenko@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>, NaumovStanislav@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>, kudryavtsev@bsuedu.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>, salishchev_g@bsuedu.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0009-0771-9345>, perets_87@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15-194.56:539.25

История статьи:

Поступила: 25 февраля 2025

Рецензирование: 18 марта 2025

Принята к печати: 27 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Легкая аустенитная сталь
 Холодная радиальная ковка
 Структура
 Текстура
 Прочность
 Пластичность

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-79-10094 <https://rscf.ru/project/20-79-10094/>). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ» БелГУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. Легкие аустенитные стали, обладающие высокими показателями механических свойств в сочетании с экономным легированием и пониженной плотностью, являются перспективным материалом для автомобиле-, авиа- и ракетостроения. **Цель работы.** Исследование эволюции структуры и свойств легкой аустенитной стали Fe-21Mn-6Al-1C после различных режимов холодной радиальной ковки (ХРК). **Методики исследования.** Микроструктурные исследования проводили с использованием просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (П/СЭМ) на микроскопах JEOL JEM-2100 и FEI Nova NanoSEM 450 соответственно. Микротвердость определяли в поперечном сечении на микротвердомере Wolpert 402MVD при нагрузке 200 г и времени выдержки 15 с. Одноосное растяжение образцов, вырезанных из края и центра, проводили на машине Instron 5882 при комнатной температуре и скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. **Результаты и обсуждение.** Определена стадийность структурообразования: после деформации (ϵ) до 20 % – формирование деформационных микрополос в центре и параллельных деформационных микрополос на краю прутка; после $\epsilon = 40\text{--}60\%$ – образование единичных механических двойников в центре и пакетов двойников/ламелей на краю; после $\epsilon = 80\%$ – интенсивное двойникование в центре и формирование фрагментированной структуры на краю. Увеличение степени ХРК приводит к развитию в центре острой двухкомпонентной аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, которая размывается по направлению к краю. На краю прутка после ХРК с $\epsilon = 40\%$ и более наблюдается сдвиговая текстура V/B . После ХРК с $\epsilon = 20\%$ материал центра прутка обладает более высокой прочностью и твердостью, но меньшей пластичностью по сравнению с краем. Дальнейшая ХРК сопровождается изменением данного соотношения прочности/твердости и пластичности между центром и краем прутка на противоположное.

Для цитирования: Влияние холодной радиальной ковки на структуру, текстуру и механические свойства легкой аустенитной стали / Д.О. Панов, Р.С. Черниченко, С.В. Наумов, Е.А. Кудрявцев, Г.А. Салищев, А.С. Перцев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 206–218. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-206-218.

Введение

Легкие аустенитные стали в последнее время привлекают все большее внимание исследователей, так как наряду с экономным легированием

обладают высокими характеристиками прочности, пластичности и ударной вязкости [1–4]. Наличие в составе таких элементов, как марганец, углерод, алюминий и кремний, позволяет получить уменьшение плотности материала до 18 % по сравнению с традиционными сталями, что дополнительно повышает привлекательность рассматриваемых материалов для автомобиле-, авиа- и ракетостроения. Однако легкие аустенитные стали требуют разработки новых подходов

*Адрес для переписки

Панов Дмитрий Олегович, к.т.н.
 Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
 ул. Победы, 85,
 308015, г. Белгород, Россия
 Тел.: +7 4722 30-12-11, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

к производству и обработке, что, с одной стороны, определяется возникновением нового механизма деформации – образования деформационных микрополос (microband-induced plasticity, MBIP) [5, 6]. С другой стороны, при нагреве таких материалов наблюдается явление старения – выделение наночастиц κ' -кабидов, B2- и (или) DO_3 -фаз [7–10], что сопровождается значительным упрочнением и снижением пластичности.

Структурообразование легких аустенитных сталей при холодной пластической деформации на данный момент изучено в основном в процессе холодной прокатки и одноосного растяжения [5, 11–13]. Высокий уровень энергии дефекта упаковки (ЭДУ) таких материалов ($60 \dots 120 \text{ мДж/м}^2$) при комнатной температуре определяет дислокационное скольжение в качестве основного механизма пластической деформации [1]. При этом явление ближнего упорядочения из-за легирования алюминием вызывает деформацию за счет формирования микрополос в плоскостях $\{111\}$. Установлено, что на ранних стадиях деформации (ε до 10 %) в стали Fe-28Mn-10Al-1C формируется решетка Тейлора из дислокационных микрополос двух разных систем [5]. С увеличением степени деформации происходит накопление разориентировки между доменами решетки Тейлора, что после $\varepsilon = 60 \%$ приводит к фрагментации исходного аустенитного зерна на субзерна.

В то же время существуют и другие способы деформационной обработки, которые позволяют реализовать высокие степени холодной пластической деформации без образования трещин, – например, радиальная ковка [14, 15]. В последнее время было показано, что при холодной радиальной ковке с большими степенями (до 90 %) в аустенитных сплавах могут формироваться гетерогенные структуры [16–18]. Это явление обусловлено неоднородным распределением действующих напряжений и температур по сечению прутка в процессе деформационной обработки. Так, в момент обжатия на поверхности прутка действуют высокие сжимающие напряжения, а в сердцевине – умеренные растягивающие. Помимо этого, из-за внешнего охлаждения водой и деформационного разогрева центра прутка наблюдается градиент распределения температуры по сечению. Однако влияние

радиальнойковки на структуру и свойства легких аустенитных сталей требует отдельного рассмотрения.

Цель данной работы: исследование эволюции структуры и свойств легкой аустенитной стали Fe-21Mn-6Al-1C в процессе холодной радиальнойковки. Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие задачи:

- определить влияние степени деформации на структуру в поперечном сечении прутка;
- определить влияние степени деформации на текстуру в поперечном сечении прутка;
- изучить распределение микротвердости в поперечном сечении прутка в зависимости от степени деформации;
- определить влияние степени деформации на показатели механических свойств материала из различных областей прутка.

Методика исследований

В качестве объекта исследования выбрана легкая аустенитная сталь Fe-21Mn-6Al-1C в виде прутков с экспериментальным составом, включающим в себя следующие компоненты (вес. %): 19,76 % Mn; 6,08 % Al; 0,25 % Ni; 1,01 % C; 0,004 % P; 0,004 % S; Fe – основа. Исходный слиток был получен из чистых шихтовых материалов путем вакуумного дугового переплава. После этого слиток был подвергнут горячей протяжке в интервале температур $900 \dots 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ с целью получения прутка для последующей холодной радиальнойковки. Результатом протяжки стала заготовка в виде прутка диаметром 39 мм, который подвергали отжигу (аустенитизации) при $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч с охлаждением в воде. Последующую холодную радиальную ковку прутка проводили на радиально-ковочной машине со скоростью подачи 180 мм/мин, частотой ударов бойками 1000 уд/мин и вращением 25 об/мин. В процессе деформации прутки охлаждались водой. Было проведено четыре этапаковки: от ~ 39 мм до ~ 34 мм; от ~ 34 мм до ~ 29 мм; от ~ 29 мм до ~ 24 мм; от ~ 24 мм до ~ 18 мм, что составило $\sim 20 \%$, $\sim 40 \%$, $\sim 60 \%$ и $\sim 80 \%$ относительной деформации соответственно.

Микроструктуру исследовали в поперечном сечении прутка на тонких фольгах с использованием методов сканирующей электронной ми-

кроскопии (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Темплеты толщиной 0,3 мм были вырезаны на электроэрозионном станке, утонены до 0,1 мм шлифованием на абразивной бумаге и отполированы в электролите (состав электролита: 5 % хлорной кислоты, 35 % бутанола и 60 % метанола) при комнатной температуре и напряжении 26 В. Исследования методами СЭМ проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Nova NanoSEM 450, оснащенного дифракционной камерой обратного рассеяния электронов (EBSD) EDAX Hikari. EBSD-анализ выполняли с шагом сканирования 100 нм. Для последующей оценки текстуры брали только результаты с индексом достоверности (CI) более 0,1, что позволило улучшить качество результатов EBSD-анализа. ПЭМ-исследования проводили с применением микроскопа JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Микротвердость по Виккерсу определяли на твердомере Wolpert 402MVD с использованием алмазной пирамидки с углом 136° при вершине. Испытания проводили в поперечном сечении прутков вдоль двух взаимно перпендикулярных диаметров. Шаг индентирования рассчитывался для каждого диаметра отдельно, с учетом 70 измерений на диаметр. Нагрузка на индентор составляла 200 г при времени вдавливания 15 с. Результаты измерений микротвердости, полученные вдоль двух взаимно перпендикулярных диаметров в поперечном сечении заготовки, были усреднены.

Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре и скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на электромеханической испытательной машине Instron 5882. Образцы вырезали из центра и подповерхностного слоя прутка в осевом направлении. Размеры рабочей части образца составляли $6 \times 3 \times 1,5$ мм. Механические свойства (предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение) определяли по ГОСТ 1497–23. Измерение удлинения образцов в процессе испытаний проводили с помощью системы VIC-3D. Для этого одну из боковых поверхностей образцов покрывали сначала белой краской с последующим нанесением мелких капель черной краски. Для обработки полученных данных использовали программу VIC 2D. Во всех случаях испытывали не менее двух образцов на каждую точку.

Результаты и их обсуждение

Предварительная аустенитизация стали Fe-21Mn-6Al-1C привела к формированию полностью аустенитной структуры с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой (рис. 1, а). Микроструктура, фазовый и химический состав исследуемой стали – однородные по сечению прутка. Средний размер аустенитных зерен составил 150 мкм (рис. 1, б). Однако аустенитные зерна дополнительно фрагментированы двойниками отжига, что уменьшило среднее расстояние между двумя высокоугловыми границами до 55 мкм. Доля двойникованных границ ($\Sigma 3$) при этом не превышала 34 %. Прямая и обратная полюсные фигуры демонстрируют слабую двухкомпонентную аксиальную текстуру $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ (рис. 1, в и г).

Результаты исследования эволюции микроструктуры в процессе ХПК приведены на рис. 2. ХПК со степенью 20 % вызывает формирование деформационных микрополос различных систем. Следует отметить, что по направлению от центра к краю деформационные микрополосы становятся более выраженными (рис. 2, а₁ и а₂). Согласно дифракционному анализу разориентировка между соседними областями, разделенными деформационными микрополосами, как правило, незначительная ($< 2^\circ$). При увеличении степени ХПК до 40 % в дополнение к деформационным микрополосам появляются механические двойники (рис. 2, б₁ и б₂). Микродифракционный и EBSD-анализ показали, что механические двойники располагаются в плоскостях системы $\{111\}$ и обладают разориентировкой с матрицей около 60° (специальная граница $\Sigma 3$). При этом в центре прутка встречаются параллельные первичные механические двойники одной системы (рис. 2, б₁), а на краю прутка образуются пакеты параллельных механических двойников (рис. 2, б₂). Дальнейшее увеличение степени ХПК до 60 % сопровождается развитием механического двойникования по вторичным системам в центре прутка (рис. 2, в₁). По направлению к краю прутка наблюдается формирование выраженной ламельной структуры, образованной механическими двойниками одной системы (рис. 2, в₂). Помимо этого, происходит образование полос сдвига поперек двойниковых ламелей (рис. 2, в₂).

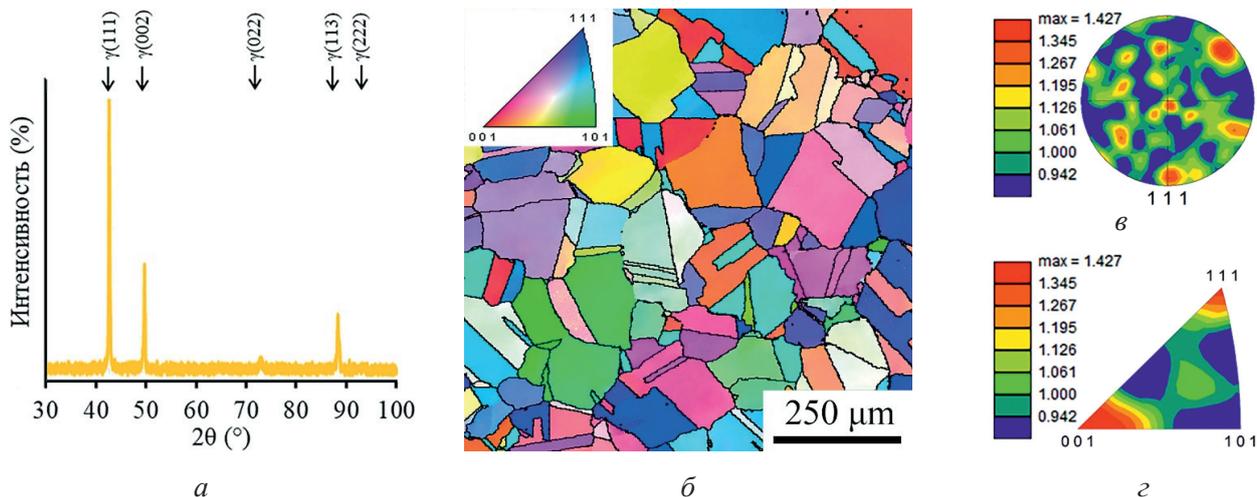


Рис. 1. Рентгенограмма (а), карта разориентировок зерен (б), прямая (в) и обратная полюсные фигуры (з) стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии

Fig. 1. X-ray diffraction pattern (a), grain misorientation map (б), direct pole figure (в), and inverse pole figure (з) of the Fe-21Mn-6Al-1C steel in the initial state

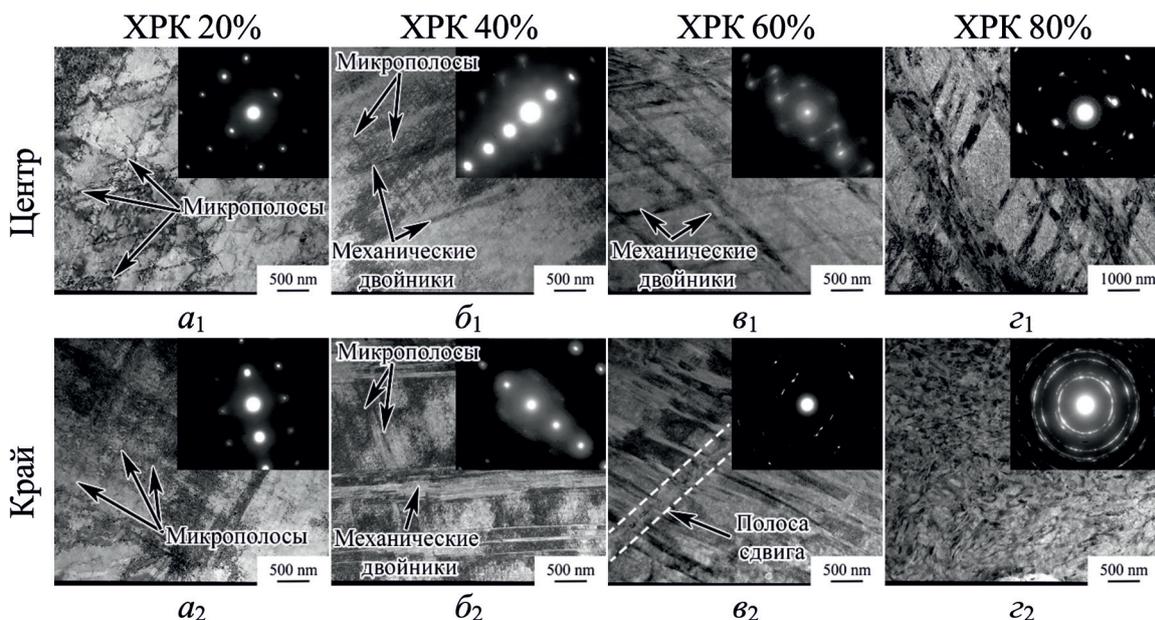


Рис. 2. Тонкая структура стали Fe-21Mn-6Al-1C после ХРК со степенями 20 % (a_1, a_2), 40 % (b_1, b_2), 60 % (v_1, v_2) и 80 % (z_1, z_2) в центре и на краю прутка

Fig. 2. Fine structure of the Fe-21Mn-6Al-1C steel after CRF with $\epsilon = 20\%$ (a_1, a_2), $\epsilon = 40\%$ (b_1, b_2), $\epsilon = 60\%$ (v_1, v_2), and $\epsilon = 80\%$ (z_1, z_2) in the center and at the edge of the rod

После ХРК со степенью 80 % обнаружено увеличение количества двойников в центральной части прутка (рис. 2, z_1). В свою очередь, на краю прутка структура фрагментируется из-за образования полос сдвига в исходной lamellarной структуре (рис. 2, z_2).

Результаты количественного анализа плотности деформационных микрополос (ρ_{DM}) и механических двойников (ρ_D) после ХРК с различными

степенями приведены на рис. 3. Установлено, что ХРК сопровождается увеличением плотности деформационных микрополос начиная с 20 % деформации (рис. 3, а), а механических двойников – с 40 % (рис. 3, б). Следует отметить, что после ХРК до 60 % плотность дефектов кристаллического строения в обоих случаях выше на краю прутка. ХРК со степенью 80 % вызывает, с одной стороны, дальнейшее повышение

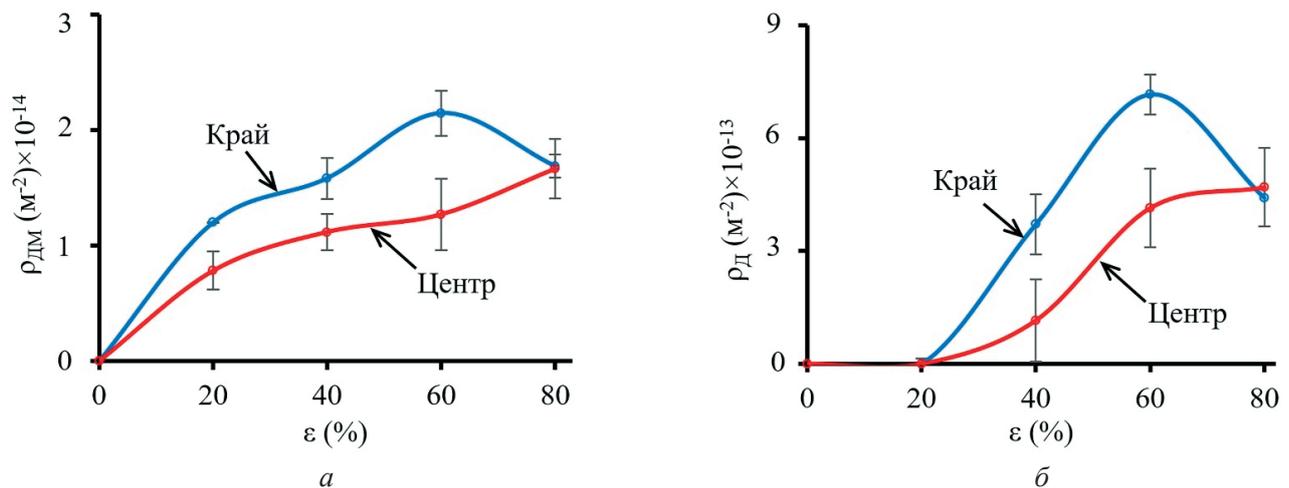


Рис. 3. Зависимости плотности деформационных микрополос ($\rho_{\text{дм}}$) и механических двойников ($\rho_{\text{д}}$) от степени ХРК прутка из стали Fe-21Mn-6Al-1C на различном удалении от центра прутка

Fig. 3. Density of deformation microbands (ρ_{dm}) and mechanical twins (ρ_{d}) as a function of the degree of CRF in Fe-21Mn-6Al-1C steel rod at various distances from the rod center

плотности как деформационных микрополос, так и механических двойников в центре. С другой стороны, на краю происходит снижение плотности данных дефектов – по-видимому, из-за фрагментации микроструктуры при образовании полос сдвига. После ХРК со степенью 80 % средний размер элементов фрагментированной структуры на краю прутков исследуемых сталей составляет 200...250 нм, а в центре – 300...350 нм (рис. 2, z_1 и z_2).

Карты распределения ориентировок аустенитных кристаллов и прямые полюсные фигуры центра и края прутка из стали Fe-21Mn-6Al-1C после ХРК с различными степенями представлены на рис. 4. Прямые полюсные фигуры аустенита, полученные для центра прутка, демонстрируют выраженную аксиальную двухкомпонентную текстуру $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ (рис. 4, a_1-z_1), которая в подповерхностном слое сменяется на текстуру простого сдвига B/\bar{B} (рис. 4, a_2-z_2). Стоит отметить, что повышение степени ХРК усиливает интенсивность данных текстурных рефлексов на соответствующих полюсных фигурах. Дальнейшее увеличение степени ХРК до 80 % в центре прутка приводит к развитию острой аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ (рис. 4, a_1-z_1), при этом доля аустенитных зерен с такой ориентировкой достигает 70 %. В то же время после ХРК 80 % объемная доля зерен аустенита с ориентировкой $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ в центре не превышает 18 %. При этом количество зерен

аустенита с ориентировкой $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ в направлении от центра к краю снижается до 20 %, а доля зерен с ориентировкой $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ в подповерхностном слое не превышает 3 %.

Распределение микротвердости вдоль диаметра прутка в зависимости от степени ХРК стали Fe-21Mn-6Al-1C приведено на рис. 5. В исходном состоянии наблюдается однородное распределение микротвердости по сечению прутка. Микротвердость исходного прутка находится на уровне $230 \text{ HV}_{0.2}$. ХРК со степенью 20 % вызывает повышение микротвердости периферии прутка в большей мере по сравнению с центром, что приводит к формированию градиента распределения микротвердости от центра к краю прутка. Последующая ХРК сопровождается дальнейшим повышением общего уровня микротвердости. Однако после деформации 60 % в сердцевине прутка появляется выраженный пик микротвердости. При этом в направлении от центра к краю прутка микротвердость плавно уменьшается, т. е. градиент микротвердости меняет свое направление от края к центру. После ХРК со степенью 80 % пик микротвердости достигает $600 \text{ HV}_{0.2}$ и становится еще более явным. При этом наблюдается наиболее высокий общий уровень микротвердости – $500 \dots 600 \text{ HV}_{0.2}$.

На рис. 6 и в таблице представлены диаграммы растяжения и механические свойства стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии (после предварительной закалки на структуру аусте-

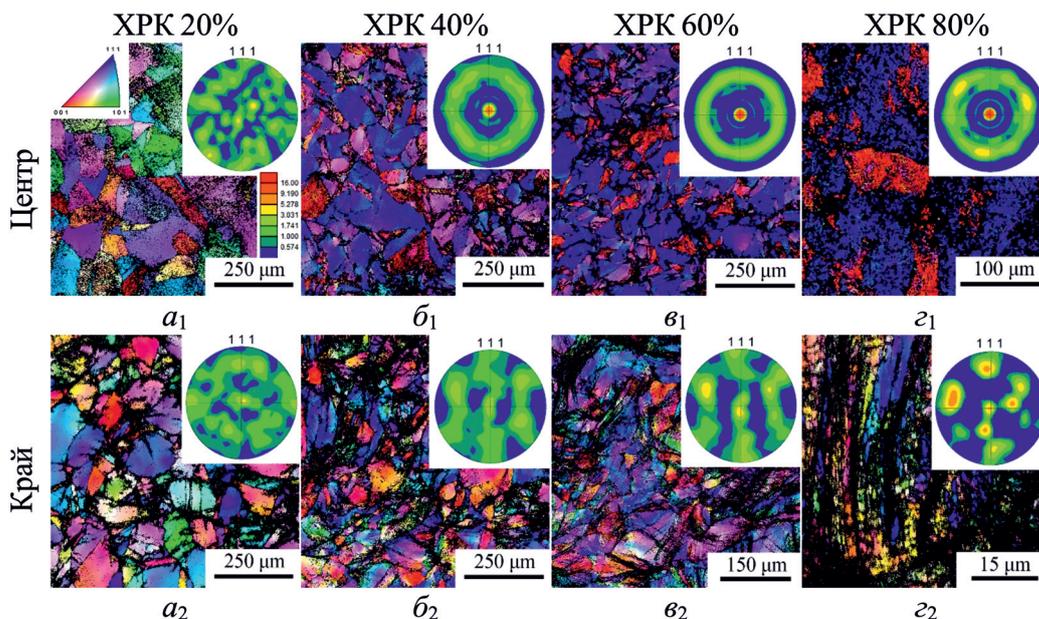


Рис. 4. Карты распределения ориентировок аустенитных кристаллов и прямые полюсные фигуры (111) центра и края прутка после ХРК со степенями 20 % (a_1, a_2), 40 % (b_1, b_2), 60 % (v_1, v_2) и 80 % (z_1, z_2)

Fig. 4. Orientation maps of austenitic grains and direct pole figures (111) from the center and edge of the rod after CRF with $\epsilon = 20\%$ (a_1, a_2), $\epsilon = 40\%$ (b_1, b_2), $\epsilon = 60\%$ (v_1, v_2), and $\epsilon = 80\%$ (z_1, z_2)

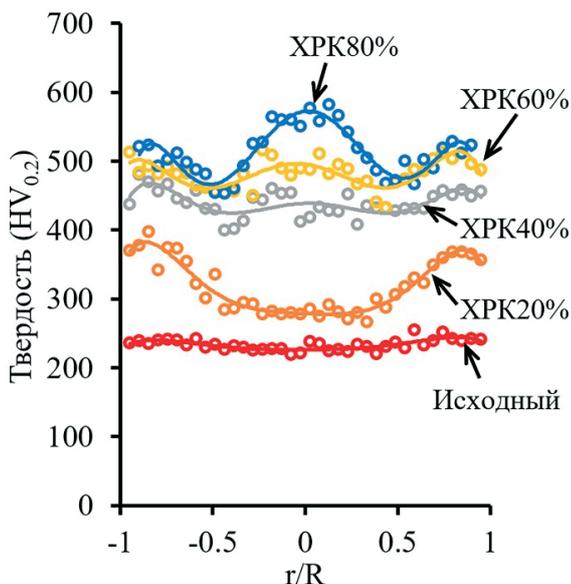


Рис. 5. Распределение микротвердости в поперечном сечении прутков после различных степеней ХРК

Fig. 5. Microhardness distribution in the cross-section of rods after various degrees of CRF

нита) и после ХРК с различными степенями. В исходном состоянии исследуемая сталь демонстрирует выраженное деформационное упрочнение, а также высокий уровень пластичности (относительное удлинение $\delta = 56\text{--}58\%$;

равномерное удлинение $\delta_p = 48\text{--}50\%$) и хорошие прочностные свойства (временное сопротивление $\sigma_B = 830$ МПа; предел текучести $\sigma_{0.2} = 460$ МПа).

Испытания образцов холоднокованой стали Fe-21Mn-6Al-1C показали, что материал центра и края прутка демонстрирует резко отличающееся механическое поведение (рис. 6) и, следовательно, механические свойства (см. таблицу). Так, образец, вырезанный из центра прутка, подвергнутого ХРК до 20 %, обладает высокими характеристиками пластичности ($\delta = 51,4\%$; $\delta_p = 37,9\%$) наряду с выраженным деформационным упрочнением (рис. 6). При этом наблюдается увеличение предела текучести до 705 МПа, а временное сопротивление до 1009 МПа (см. таблицу). В то же время пластичность края прутка заметно ниже ($\delta = 32,7\%$; $\delta_p = 10\%$), а прочностные характеристики выше ($\sigma_B = 1133$ МПа; $\sigma_{0.2} = 1028$ МПа). Дальнейшая ХРК сопровождается изменением соотношения прочности и пластичности между центром и краем прутка на противоположное: прочность становится выше у центральной части прутка, а пластичность – у края. Например, после ХРК со степенью 80 % равномерное удлинение (δ_p) центральной части понижается до 0,2 %, а края – до 1,2 %.

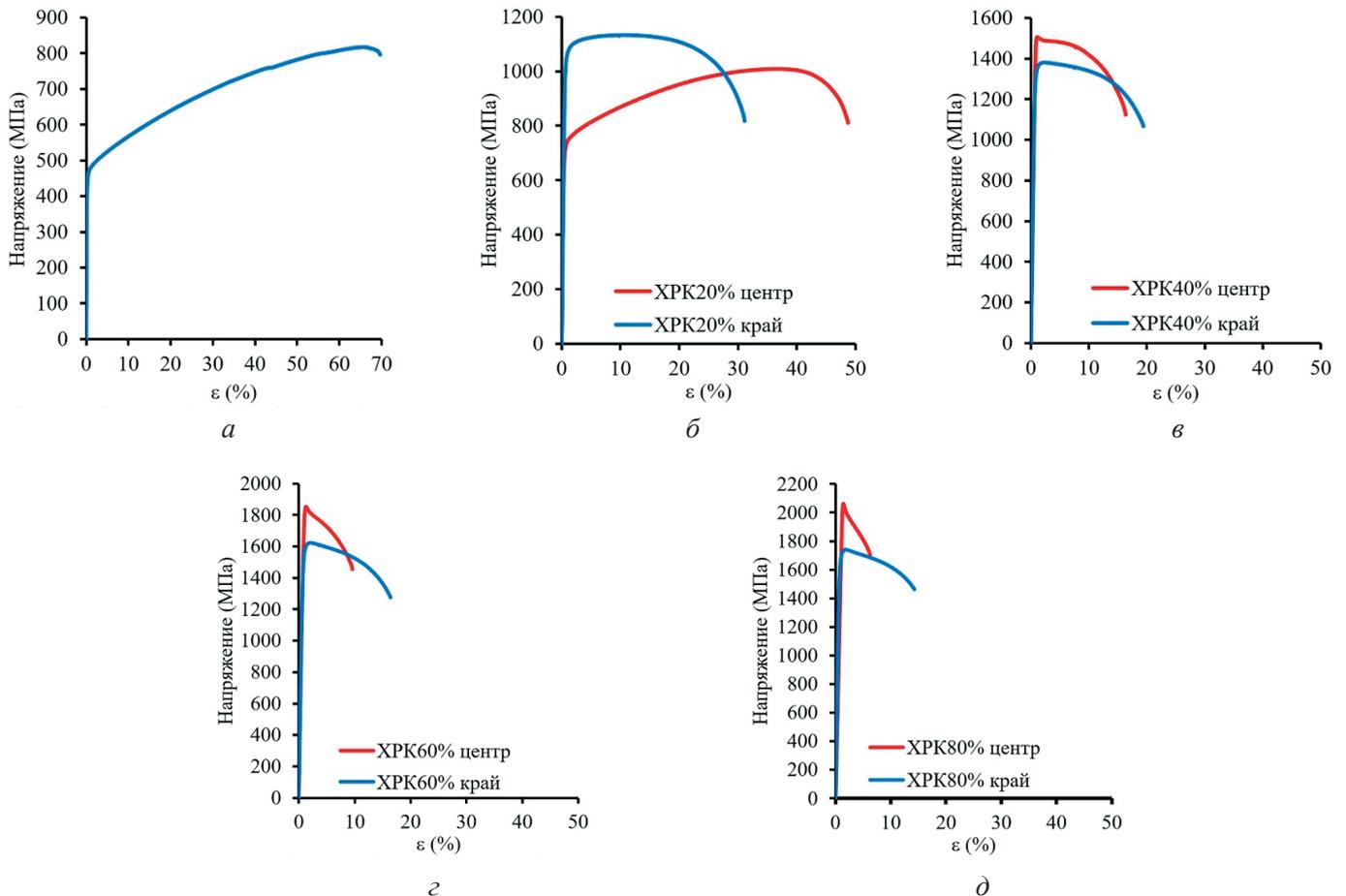


Рис. 6. Диаграммы одноосного растяжения стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии (а) и после ХРК сo степенями 20 % (б), 40 % (в), 60 % (г) и 80 % (д)

Fig. 6. Uniaxial tensile stress-strain curves of Fe-21Mn-6Al-1C steel in the initial state (a) and after CRF with $\varepsilon = 20\%$ (b), $\varepsilon = 40\%$ (c), $\varepsilon = 60\%$ (d), and $\varepsilon = 80\%$ (e)

Механические свойства образцов стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии, а также образцов, вырезанных из центра и края прутков после ХРК с различными степенями деформации
Mechanical properties of Fe-21Mn-6Al-1C steel samples in the initial state and steel samples cut from the center and edge of rods after various CRF reductions

ε	0 %	20 %		40 %		60 %		80 %	
Положение / Position	—	Центр / Centre	Край / Edge	Центр / Centre	Край / Edge	Центр / Centre	Край / Edge	Центр / Centre	Край / Edge
σ_B , МПа / σ_B , МПа	818	1009	1133	1505	1381	1853	1621	2062	1741
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$, МПа	459	705	1028	1499	1303	1838	1531	2062	1626
δ , % / δ_u , %	55,6	51,4	32,7	18,6	20,3	10	16,9	5,7	15,4
δ_p , % / δ_u , %	47,9	37,9	10	0,3	1,8	0,3	1,4	0,2	1,2

При этом относительное удлинение у материала центра составляет 5,7 %, а у материала края – 15,4 %, что в основном определяется сосредоточенной деформацией. В свою очередь, прочностные свойства у центральной части

прутка ($\sigma_B = 2062$ МПа; $\sigma_{0,2} = 2062$ МПа) превышают характеристики края ($\sigma_B = 1741$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1626$ МПа) на 18–27 %. При увеличении степени ХРК уменьшается коэффициент деформационного упрочнения (рис. 7).

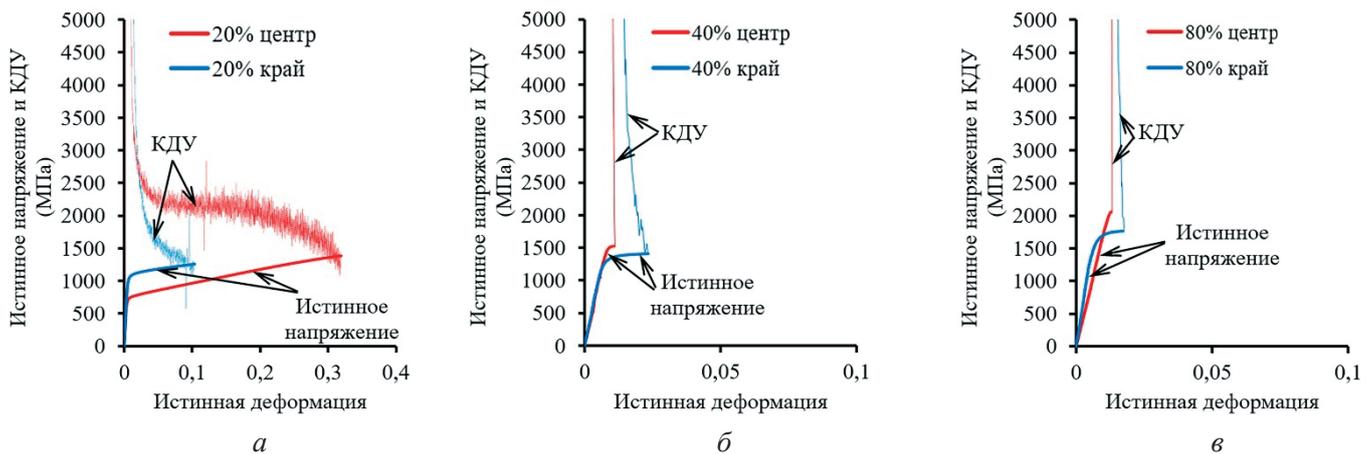


Рис. 7. Зависимости истинного напряжения и коэффициента деформационного упрочнения (КДУ) от истинной деформации при одноосном растяжении образцов, вырезанных из центра и края прутка, после ХРК 20 % (а), 40 % (б) и 80 % (в)

Fig. 7. True stress and strain-hardening coefficient (SHC) as a function of true strain during uniaxial tensile testing of samples cut from the center and edge of the rod after CRF with $\varepsilon = 20\%$ (a), $\varepsilon = 40\%$ (б), and $\varepsilon = 80\%$ (в)

Ранее с использованием моделирования методом конечных элементов было предсказано, что при ХРК в центре прутка действуют умеренные растягивающие/сжимающие напряжения, а на краю прутка – высокие сжимающие [16, 17]. Такое неоднородное напряженное состояние приводит к накоплению большей пластической деформации на краю прутка по сравнению с сердцевиной. Методами ПЭМ показано, что в исследуемой стали при ХРК происходит активация различных механизмов деформации с получением целого спектра структурных состояний вдоль радиуса прутка. Так, в стали Fe-21Mn-6Al-1C наблюдаются следующие стадии структурообразования (рис. 2): после малых степеней деформации ($\varepsilon = 20\%$) – формирование слабо выраженных деформационных микрополос различных систем в центре и контрастных параллельных деформационных микрополос на краю прутка; после средних степеней деформации ($\varepsilon = 40\text{--}60\%$) – формирование единичных механических двойников различных систем в центре и образование параллельных пакетов двойников/ламельной двойниковой структуры на краю; после высоких степеней деформации ($\varepsilon = 80\%$) – двойникование по различным системам в центре и образование фрагментированной структуры на краю. По результатам EBSD-анализа показано, что с увеличением степени ХРК развиваются выраженные текстурные градиенты. Они обусловлены тем, что в центре прутков формируется острая двухкомпонентная акси-

альная текстура $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, которая размывается по направлению к краю. Следует отметить, что на краю прутка после ХРК со степенью 40 % и выше развивается сдвиговая текстура B/\bar{B} [19, 20].

Распределение микротвердости в поперечном сечении прутков показывает развитие градиентной структуры при ХРК (рис. 5). Так, в случае исходного состояния с однородной структурой наблюдается равномерное распределение микротвердости по сечению прутков обеих сталей. ХРК со степенью 20 % сопровождается общим повышением твердости исследуемых сталей. Однако при этом твердость края прутка возрастает в большей степени. Текстульный анализ показал относительно однородное распределение зерен с ориентировками $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ по сечению после ХРК со степенью 20 %, т. е. этот фактор не оказывает существенного влияния. В то же время наблюдается повышенная плотность микрополос и механических двойников на краю (рис. 3), что обусловлено большим уровнем накопленной деформации в данном месте и определяет повышенный уровень твердости. Описанные структурные изменения также оказывают влияние на результаты испытаний на одноосное растяжение образцов, вырезанных из центра и края прутков обеих сталей. При этом прочность материала края прутков была значительно выше, чем у материала из центра (см. таблицу). Пластичность же на краю была ниже

в основном за счет падения равномерного удлинения из-за накопления большей плотности дефектов кристаллического строения (рис. 3).

Дальнейшая ХРК со степенями 40–85 % сопровождается ростом микротвердости прутков. При этом после ХРК до 40 % полученный ранее градиент микротвердости сглаживается (рис. 5). Последующая ХРК до 60–85 % приводит к формированию явного пика микротвердости в центре исследуемого прутка. Результаты количественного анализа микроструктуры исследуемых сталей показали, что после ХРК до 40–60 % по-прежнему наблюдается повышенная плотность дефектов кристаллического строения на краю прутка по сравнению с сердцевиной (рис. 3). Дополнительно формируется выраженный градиент объемной доли зерен аустенита с ориентировкой $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ по сечению прутка (рис. 4). Так, в центре прутка из стали Fe-21Mn-6Al-1C наблюдается высокая доля (до 70 %) зерен с ориентировкой $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$. Из-за активного развития полос сдвига на краю прутка формируется сдвиговая текстура аустенита B/\bar{B} .

В данном случае определяющим фактором возникновения градиента микротвердости выступает градиент текстуры по компоненте $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$, поскольку такие зерна обладают низким значением фактора Шмида для механического двойникования и дислокационного скольжения (рис. 8). Наибольший уровень фактора Шмида наблюдается у зерен с ориентировкой $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, однако доля таких кристаллов в центре прутка не превышает 18 %. Наблюдаемые изменения микроструктуры и текстуры при ХРК исследуемых сталей до 40–85 % деформации сопровождаются сменой соотношения между прочностью и пластичностью центра и края прутка (рис. 6). При этом наибольшая прочность и наименьшая пластичность обнаружены у материала из центра прутка. После ХРК со степенью 60 % и более наблюдалось снижение равномерного удлинения до 0,2–0,3 % и относительного удлинения ниже 10 % у материала из центра прутка (см. таблицу). Материал края прутка при этом демонстрировал равномерное удлинение на уровне 1,2–1,7 %, а относительное удлинение примерно 14–17 %.

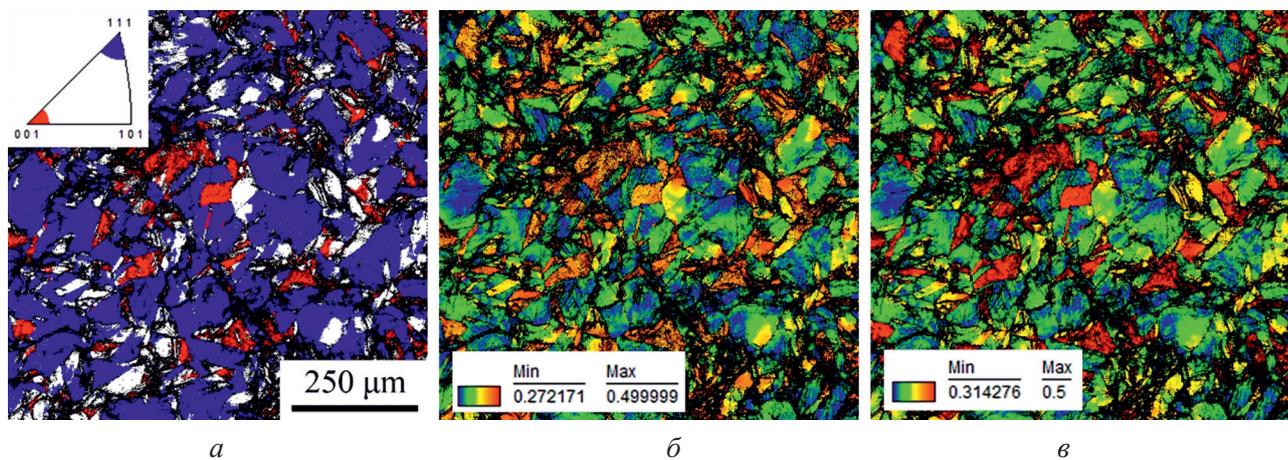


Рис. 8. Карта аустенитных кристаллов с ориентировками $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ (а), распределение зерен по величине фактора Шмида для дислокационного скольжения (б) и механического двойникования (в) стали Fe-21Mn-6Al-1C после ХРК со степенью 60 % в центре прутка

Fig. 8. Orientation map of austenitic grains with orientations $\langle 111 \rangle // \text{BA}$ and $\langle 100 \rangle // \text{BA}$ (a), grain distribution based on Schmid factor for dislocation slip (б) and mechanical twinning (в) of Fe-21Mn-6Al-1C steel after CRF with $\varepsilon = 60\%$ in the center of the rod

Выводы

По результатам исследования эволюции структуры и свойств легкой аустенитной стали Fe-21Mn-6Al-1C после различных режимов холодной радиальнойковки (ХРК) можно сделать следующие выводы.

1. Во время ХРК исследуемой стали наблюдаются следующие стадии структурообразования: малые степени деформации (ε до 20 %) – формирование слабо выраженных деформационных микрополос различных систем в центре и параллельных деформационных микрополос на краю прутка; средние степени деформации

($\varepsilon = 40\text{--}60\%$) – формирование единичных механических двойников различных систем в центре и образование параллельных пакетов двойников / ламельной двойниковой структуры на краю; высокие степени деформации ($\varepsilon = 80\%$) – двойникование по различным системам в центре и образование фрагментированной дисперсной структуры на краю.

2. С увеличением степени ХРК в прутке из исследуемой стали образуются выраженные текстурные градиенты. Они обусловлены тем, что в центре прутка формируется острая двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, которая размывается по направлению к краю. Следует отметить, что на краю прутка после ХРК со степенью 40 % и выше развивается выраженная сдвиговая текстура B/\bar{B} .

3. ХРК со степенью 20 % вызывает повышение микротвердости периферии прутка в большей мере по сравнению с центром. Последующая ХРК сопровождается дальнейшим повышением общего уровня микротвердости. После деформации 60 % в сердцевине прутка появляется выраженный пик микротвердости. После ХРК со степенью 80 % этот пик достигает $600 \text{ HV}_{0,2}$.

4. После ХРК со степенью 20 % материал центра прутка обладает более высокой прочностью и меньшей пластичностью по сравнению с материалом края прутка. При дальнейшей ХРК прочность становится выше у центральной части прутка, а пластичность – у края. Так, после ХРК со степенью 80 % относительное удлинение у центра составляет $\delta \approx 6\%$, а у края – $\delta \approx 15\%$. Прочностные свойства у центральной части прутка ($\sigma_B = 2062 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 2062 \text{ МПа}$) превышают характеристики края ($\sigma_B = 1741 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 1626 \text{ МПа}$) на 20–30 %.

Список литературы

1. Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels / S. Chen, R. Rana, A. Haldar, R.K. Ray // *Progress in Materials Science*. – 2017. – Vol. 89. – P. 345–391. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.05.002.

2. Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure – property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels / D. Raabe, H. Springer, I. Gutierrez-Urrutia, F. Roters, M. Bausch, J.B. Seol, M. Koyama, P.P. Choi, K. Tsuzaki // *Jom*. – 2014. –

Vol. 66. – P. 1845–1856. – DOI: 10.1007/s11837-014-1032-x.

3. Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective / H. Ding, D. Liu, M. Cai, Y. Zhang // *Metals*. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1572. – DOI: 10.3390/met12101572.

4. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties / H. Kim, D. Suh, N.J. Kim, H. Kim, D. Suh, N.J. Kim // *Science and Technology of Advanced Materials*. – 2013. – Vol. 14 (1). – P. 014205. – DOI: 10.1088/1468-6996/14/1/014205.

5. Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.T. Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. – 2009. – Vol. 40 (7). – P. 1520–1523. – DOI: 10.1007/s11661-009-9862-9.

6. Investigations of the microstructure evolution and tensile deformation behavior of austenitic Fe-Mn-Al-C lightweight steels and the effect of Mo addition / J. Moon, S.J. Park, J.H. Jang, T.H. Lee, C.H. Lee, H.U. Hong, H.N. Han, J. Lee, B.H. Lee, C. Lee // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 147. – P. 226–235. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.01.051.

7. Precipitation behavior of κ -carbides and its relationship with mechanical properties of Fe-Mn-Al-C lightweight austenitic steel / P. Chen, F. Zhang, Q.C. Zhang, J.H. Du, F. Shi, X.W. Li // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 25 (12) – P. 3780–3788. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.212.

8. Aluminum-alloyed lightweight stainless steels strengthened by B2-(Ni,Fe)Al precipitates / M. Harwarth, G. Chen, R. Rahimi, H. Biermann, A. Zargaran, M. Duffy, M. Zupan, J. Mola // *Materials & Design*. – 2021. – Vol. 206. – P. 109813. – DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109813.

9. Atomistic study of nano-sized κ -carbide formation and its interaction with dislocations in a cast Si added FeMnAlC lightweight steel / C.W. Kim, S.I. Kwon, B.H. Lee, J.O. Moon, S.J. Park, J.H. Lee, H.U. Hong // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 673. – P. 108–113. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.029.

10. Microstructure and mechanical properties of an Fe-Mn-Al-C lightweight steel after dynamic plastic deformation processing and subsequent aging / Z. Li, Y.C. Wang, X. Cheng, C. Gao, Z. Li, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 833. – P. 142566. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.142566.

11. Rahnema A., Kotadia H., Sridhar S. Effect of Ni alloying on the microstructural evolution and mechanical properties of two duplex light-weight steels during different annealing temperatures: experiment and phase-field simulation // *Acta Materialia*. –

2017. – Vol. 132 (6). – P. 627–643. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.043.
12. Ultrahigh strength in lightweight steel via avalanche multiplication of intermetallic phases and dislocation / S. Xiang, X. Liu, R. Xu, F. Yin, G.J. Cheng // *Acta Materialia*. – 2023. – Vol. 242. – P. 118436. – DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118436.
13. Influence of microstructure evolution on hot ductility behavior of austenitic Fe–Mn–Al–C lightweight steels during hot tensile deformation / J. Moon, S.J. Park, C.H. Lee, H.U. Hong, B.H. Lee, S.D. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2023. – Vol. 868 – P. 144786. – DOI: 10.1016/j.msea.2023.144786.
14. *Mao Q., Liu Y., Zhao Y.* A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 896. – P. 163122. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163122.
15. Affecting structure characteristics of rotary swaged tungsten heavy alloy via variable deformation temperature / A. Machácková, L. Krátká, R. Petrmichl, L. Kuncická, R. Kocich // *Materials*. – 2019. – Vol. 12 (24). – P. 4200. – DOI: 10.3390/ma12244200.
16. Effect of cold swaging on the bulk gradient structure formation and mechanical properties of a 316-type austenitic stainless steel / D. Panov, R. Chernichenko, E. Kudryavtsev, D. Klimenko, S. Naumov, A. Pertcev // *Materials*. – 2022. – Vol. 15 (7). – P. 2468. – DOI: 10.3390/ma15072468.
17. Gradient microstructure and texture formation in a metastable austenitic stainless steel during cold rotary swaging / D. Panov, E. Kudryavtsev, S. Naumov, D. Klimenko, R. Chernichenko, V. Mirontsov, N. Stepanov, S. Zherebtsov, G. Salishchev, A. Pertcev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (4). – P. 1–16. – DOI: 10.3390/ma16041706.
18. Excellent strength-ductility combination of interstitial non-equiatomic middle-entropy alloy subjected to cold rotary swaging and post-deformation annealing / D.O. Panov, E.A. Kudryavtsev, R.S. Chernichenko, S.V. Naumov, D.N. Klimenko, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev, V.V. Sanin, A.S. Pertsev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Vol. 898. – P. 146121. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146121.
19. *Fonda R.W., Knipling K.E.* Texture development in friction stir welds // *Science and Technology of Welding & Joining*. – 2011. – Vol. 16 (4). – P. 288–294. – DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000010.
20. *Suwas S., Ray R.K.* Crystallographic texture of materials. – London: Springer, 2014. – 265 p. – ISBN 978-1-4471-6313-8. – DOI: 10.1007/978-1-4471-6314-5.

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



Effect of cold radial forging on structure, texture and mechanical properties of lightweight austenitic steel

Dmitrii Panov^{1, a,*}, Ruslan Chernichenko^{1, b}, Stanislav Naumov^{1, s}, Egor Kudryavtsev^{1, d},
Gennady Salishchev^{1, e}, Alexey Pertsev^{2, f}

¹ Belgorod National Research University, 85 Pobedy Str., Belgorod, 308015, Russian Federation

² Department Chief Metallurgist, Perm Scientific-Research Technological Institute, 41 Geroev Khasana Str., Perm, 614990, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  dimmak-panov@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>,  rus.chernichenko@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>,  NaumovStanislav@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>,  kudryavtsev@bsuedu.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>,  salishchev_g@bsuedu.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0009-0771-9345>,  perets_87@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 25 February 2025

Revised: 18 March 2025

Accepted: 27 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Lightweight austenitic steel

Cold radial forging

Structure

Texture

Strength

Ductility

Funding

This work was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 20-79-10094) using the equipment of BSU Shared Research Facilities “Technologies and Materials”.

ABSTRACT

Introduction. Lightweight austenitic steels, exhibiting high mechanical properties combined with cost-effective alloying and low density, are promising materials for automotive and aerospace industries. **The purpose of this work** is to study the evolution of the structure and properties of *Fe-21Mn-6Al-1C* lightweight austenitic steel after cold radial forging (CRF) under various modes. **Methods.** Microstructural studies were performed using transmission and scanning electron microscopy (TEM) on JEOL JEM-2100 and FEI Nova NanoSEM 450 microscopes, respectively. Microhardness was determined in the cross-section using a Wolpert 402MVD microhardness tester with a load of 200 g and a dwell time of 15 s. Uniaxial tension testing of samples cut from the edge and center was performed on an Instron 5882 machine at room temperature and a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. **Results and discussion.** The stages of structure formation were determined: after deformation (ϵ) of up to 20 %, the formation of deformation microbands in the center and parallel deformation microbands at the rod edge takes place; after $\epsilon = 40\text{--}60\%$, the formation of single mechanical twins in the center and packets of twins/lamellas at the edge occurs; after $\epsilon = 80\%$, the intensive twinning in the center and formation of a fragmented structure at the edge takes place. Increasing the degree of CRF leads to the development of a sharp two-component axial texture $\langle 111 \rangle // \text{rod axis (RA)}$ and $\langle 100 \rangle // \text{RA}$ in the center, which is blurred towards the edge. At the edge of the rod, a shear texture B/B' is observed after CRF with $\epsilon = 40\%$ and higher. After CRF with $\epsilon = 20\%$, the material in the center of the rod exhibits higher strength and hardness and lower ductility compared to the edge. Further CRF is accompanied by a change in this strength/hardness and ductility ratio between the center and the edge of the rod to the opposite. Thus, CRF is a promising method for producing industrial blanks from lightweight austenitic steels.

For citation: Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Effect of cold radial forging on structure, texture and mechanical properties of lightweight austenitic steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 206–218. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-206-218. (In Russian).

References

- Chen S., Rana R., Haldar A., Ray R.K. Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science*, 2017, vol. 89, pp. 345–391. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.05.002.
- Raabe D., Springer H., Gutierrez-Urrutia I., Roters F., Bausch M., Seol J.B., Koyama M., Choi P.P., Tsuzaki K. Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure–property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels. *Jom*, 2014, vol. 66, pp. 1845–1856. DOI: 10.1007/s11837-014-1032-x.
- Ding H., Liu D., Cai M., Zhang Y. Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective. *Metals*, 2022, vol. 12 (10), p. 1572. DOI: 10.3390/met12101572.

* Corresponding author

Panov Dmitrii D., Ph.D. (Engineering),
Belgorod National Research University,
85 Pobedy Str.,

308015, Belgorod, Russian Federation

Tel.: +7 4722 30-12-11, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

4. Kim H., Suh D., Kim N.J., Kim H., Suh D., Kim N.J. Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2013, vol. 14 (1), p. 014205. DOI: 10.1088/1468-6996/14/1/014205.
5. Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.T. Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2009, vol. 40 (7), pp. 1520–1523. DOI: 10.1007/s11661-009-9862-9.
6. Moon J., Park S.J., Jang J.H., Lee T.H., Lee C.H., Hong H.U., Han H.N., Lee J., Lee B.H., Lee C. Investigations of the microstructure evolution and tensile deformation behavior of austenitic Fe-Mn-Al-C lightweight steels and the effect of Mo addition. *Acta Materialia*, 2018, vol. 147, pp. 226–235. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.01.051.
7. Chen P., Zhang F., Zhang Q.C., Du J.H., Shi F., Li X.W. Precipitation behavior of κ -carbides and its relationship with mechanical properties of Fe–Mn–Al–C lightweight austenitic steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 25 (12), pp. 3780–3788. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.212.
8. Harwarth M., Chen G., Rahimi R., Biermann H., Zargaran A., Duffy M., Zupan M., Mola J. Aluminum-alloyed lightweight stainless steels strengthened by B₂-(Ni,Fe)Al precipitates. *Materials & Design*, 2021, vol. 206, p. 109813. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109813.
9. Kim C.W., Kwon S.I., Lee B.H., Moon J.O., Park S.J., Lee J.H., Hong H.U. Atomistic study of nano-sized κ -carbide formation and its interaction with dislocations in a cast Si added FeMnAlC lightweight steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 673, pp. 108–113. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.029.
10. Li Z., Wang Y.C., Cheng X., Gao C., Li Z., Langdon T.G. Microstructure and mechanical properties of an Fe–Mn–Al–C lightweight steel after dynamic plastic deformation processing and subsequent aging. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 833, p. 142566. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142566.
11. Rahnema A., Kotadia H., Sridhar S. Effect of Ni alloying on the microstructural evolution and mechanical properties of two duplex light-weight steels during different annealing temperatures: experiment and phase-field simulation. *Acta Materialia*, 2017, vol. 132 (6), pp. 627–643. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.043.
12. Xiang S., Liu X., Xu R., Yin F., Cheng G.J. Ultrahigh strength in lightweight steel via avalanche multiplication of intermetallic phases and dislocation. *Acta Materialia*, 2023, vol. 242, p. 118436. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118436.
13. Moon J., Park S.J., Lee C.H., Hong H.U., Lee B.H., Kim S.D. Influence of microstructure evolution on hot ductility behavior of austenitic Fe–Mn–Al–C lightweight steels during hot tensile deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 868, p. 144786. DOI: 10.1016/j.msea.2023.144786.
14. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 896, p. 163122. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163122.
15. Machácková A., Krátká L., Petrmichl R., Kuncická L., Kocich R. Affecting structure characteristics of rotary swaged tungsten heavy alloy via variable deformation temperature. *Materials*, 2019, vol. 12 (24), p. 4200. DOI: 10.3390/ma12244200.
16. Panov D., Chernichenko R., Kudryavtsev E., Klimenko D., Naumov S., Pertcev A. Effect of cold swaging on the bulk gradient structure formation and mechanical properties of a 316-type austenitic stainless steel. *Materials*, 2022, vol. 15 (7), p. 2468. DOI: 10.3390/ma15072468.
17. Panov D., Kudryavtsev E., Naumov S., Klimenko D., Chernichenko R., Mirontsov V., Stepanov N., Zherebtsov S., Salishchev G., Pertcev A. Gradient microstructure and texture formation in a metastable austenitic stainless steel during cold rotary swaging. *Materials*, 2023, vol. 16 (4), p. 1706. DOI: 10.3390/ma16041706.
18. Panov D.O., Kudryavtsev E.A., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Klimenko D.N., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Sanin V.V., Pertsev A.S. Excellent strength-ductility combination of interstitial non-equiatomic middle-entropy alloy subjected to cold rotary swaging and post-deformation annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 898, p. 146121. DOI: 10.1016/j.msea.2024.146121.
19. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2011, vol. 16 (4), pp. 288–294. DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000010.
20. Suwas S., Ray R.K. *Crystallographic texture of materials*. London, Springer, 2014. 265 p. ISBN 978-1-4471-6313-8. DOI: 10.1007/978-1-4471-6314-5.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Комплексное численное и экспериментальное исследование трибологических характеристик композиционного материала на основе ПТФЭ

Абхиджит Дешпанде^{1, a, *}, Атул Кулкарни^{2, b}, Прашант Анерао^{2, c},
 Луна Дешпанде^{1, d}, Авинаш Соматкар^{1, e}

¹ Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Махараштра, Пуне - 411048, Индия

² Технологический институт Вишвакарма, Пуна, Махараштра, 411037, Индия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8956-3093>,  abhijeet.deshpande@vit.ac.in; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-6452-6349>, atul.kulkarni@vit.edu;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-0353-7420>,  prashant.anerao@vit.edu, ^d  <https://orcid.org/0000-0001-7426-2028>,  leena.deshpande@vit.ac.in;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-2885-2104>,  avinash.somatkar@vit.ac.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 678.073

История статьи:

Поступила: 22 января 2025

Рецензирование: 17 февраля 2025

Принята к печати: 27 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Экологичное производство
 Композиты и возобновляемость
 ресурсов
 Конечно-элементный анализ (КЭА)
 Стекло
 Углерод
 ПТФЭ (PTFE)
 Характеристики износа

АННОТАЦИЯ

Введение. Одними из наиболее значимых явлений в каждой отрасли промышленности оказываются трение и износ, которые неизбежно возникают при относительном движении между однородными или разнородными материалами. Считается, что значительная доля мирового производства энергии расходуется на преодоление трения и износа, это делает их важнейшими факторами в энергоэффективности и устойчивости. В последнее время благодаря достижениям в материаловедении, технологиях смазочных материалов и инновационным методам проектирования удалось значительно снизить трение и износ, что ведет к существенной экономии энергии и увеличению срока службы компонентов. Политетрафторэтилен (ПТФЭ), среди прочих материалов, произвел революцию в трибологической отрасли, став высокоэффективным синтетическим полимером. Это обусловлено его выдающимися свойствами, такими как низкий коэффициент трения, химическая инертность, термическая стабильность, антипригарные свойства и биосовместимость. Эти уникальные свойства делают ПТФЭ идеальным материалом для различных промышленных применений, от аэрокосмической отрасли до биомедицинской. **Цель работы:** проведение комплексного численного и экспериментального исследования трибологических свойств композита на основе ПТФЭ. В качестве исследуемых материалов выбраны чистый ПТФЭ, ПТФЭ с 25 % С, и ПТФЭ с 20 % стекла. Испытания проводили, применяя в качестве контртела нержавеющей сталь (SS 304). Трибологические испытания и последующую оценку осуществляли в условиях сухого трения скольжения с учетом ключевых параметров, таких как нагрузка, скорость трения и температура. Разработку эмпирической модели, использующей экспериментальные данные для прогнозирования износостойкости этих материалов, проводили с помощью методологии поверхности отклика (МПО). Эмпирические модели разрабатывали для понимания влияния параметров процесса на поведение при износе и для оптимизации условий эксплуатации с целью минимизации потери материала. **Методы исследования.** В качестве теоретической основы для прогнозирования потери объема и удельной скорости износа на основе численного моделирования применяли модель износа Арчарда. Коэффициент износа (K) определяли в ходе экспериментальных испытаний и использовали в качестве входного параметра в численных моделях. Численное моделирование разрабатывали с помощью программного обеспечения для конечно-элементного анализа ANSYS, что позволяло моделировать сложные трибологические взаимодействия между композиционными материалами и контртелом. Для структурирования экспериментов использовали центральный композиционный ротатбельный план (CCRD) в рамках МПО, эксперименты проводили в условиях сухого трения скольжения по схеме «палец – диск». В качестве входных параметров для экспериментов выбраны нагрузка (от 15 до 200 Н), скорость трения (от 400 до 1000 об/мин) и температура (от 60 до 200 °С). Каждый эксперимент выполнялся на протяжении 5 км скольжения, чтобы обеспечить достаточный износ для анализа. Для каждого материала проводили в общей сложности 20 экспериментов, что обеспечило полный набор данных для статистического анализа и проверки модели. **Результаты и обсуждение.** Результаты исследования подчеркивают эффективность численного моделирования в прогнозировании износостойкости композитов на основе ПТФЭ в условиях сухого трения скольжения. Экспериментальные исследования показывают, что чистый ПТФЭ обладает низкой механической прочностью, что приводит к высокой скорости износа, в то время как ПТФЭ с добавками углерода и стекла демонстрирует улучшенные характеристики износостойкости. Добавление углерода в ПТФЭ повышает характеристики композита, формируя на контртеле стабильную пленку переноса, тогда как добавление стекла способствует увеличению твердости и, как следствие, уменьшению потерь материала. Эмпирические модели, разработанные с использованием методологии поверхности отклика (МПО), подтверждают, что наиболее значимым параметром, влияющим на износ, является приложенная к пальцу нагрузка, за которой следуют скорость трения и температура. Численное моделирование на основе модели износа Арчарда хорошо согласуется с экспериментальными данными, подтверждая точность численного моделирования. Данное исследование способствует углублению знаний об использовании композитов на основе ПТФЭ для увеличения срока службы и надежности промышленных изделий.

Для цитирования: Комплексное численное и экспериментальное исследование трибологических характеристик композиционного материала на основе ПТФЭ / А. Дешпанде, А.П. Кулкарни, П. Анерао, Л. Дешпанде, А. Соматкар // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 219–237. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-219-237.

*Адрес для переписки

Кулкарни Атул П., профессор
 Технологический институт Вишвакарма,
 Пуна, Махараштра, 411037, Индия
 Тел.: (+91) 9922914460, e-mail: atul.kulkarni@vit.edu

Введение

В последние годы наблюдается растущая тенденция к замене металлов полимерами в трибологических системах. Это обусловлено рядом преимуществ, таких как самосмазывание, химическая инертность, низкая плотность и, в некоторых случаях, биосовместимость. Данный переход стимулировал активную разработку высокоэффективных и экономически привлекательных полимерных композиционных материалов. Политетрафторэтилен (ПТФЭ) занимает лидирующие позиции среди полимерных материалов, востребованных в горнодобывающей, автомобильной, аэрокосмической, электротехнической и электронной промышленности [1]. Благодаря уникальному сочетанию свойств, включая низкий коэффициент трения, исключительную химическую инертность, высокую термическую стабильность и антипригарные свойства, ПТФЭ эффективно снижает трение и износ, формируя тонкую переносную пленку на контактирующей поверхности. Это свойство в совокупности с термической и химической стабильностью делает ПТФЭ перспективным материалом для широкого спектра промышленных применений, требующих повышенной износостойкости [2].

Тем не менее эксплуатационные характеристики чистого ПТФЭ зачастую оказываются недостаточными для ряда трибологических задач. С целью улучшения механических и трибологических свойств исследователи активно изучают модификацию ПТФЭ путем введения различных наполнителей. Традиционно применяются такие наполнители, как углеродные материалы, стекловолокно, графит, бронза, дисульфид молибдена (MoS_2), оксид алюминия, полиэфирэфиркетон (ПЭЭК) и нитевидный титанат калия (PTW) [3]. В последнее время растет интерес к перспективным наполнителям, таким как полифениленоксид, полиэфирсульфон и полипарафенилен-терефталамидные (PPDT) волокна, и изучаются их потенциальные преимущества в модификации трибологических свойств ПТФЭ [4].

Углеродные наполнители получили широкое распространение благодаря способности значительно повышать износостойкость, прочность на растяжение, ударную вязкость и твердость полимерной матрицы [3]. Оптимальное

улучшение свойств ПТФЭ достигается при введении углерода в концентрации от 15 до 30 % по объему [4]. Модификация ПТФЭ углеродом расширяет возможности его применения в условиях высоких нагрузок и температур. Аналогично введение стекловолокна в ПТФЭ приводит к повышению твердости, прочности на растяжение, допустимой нагрузки и износостойкости [5]. Композиты на основе ПТФЭ, армированные стекловолокном, демонстрируют повышенную устойчивость к деформации и стабильность размеров при высоких нагрузках и температурах [6], что обеспечивает их эффективное применение в качестве подшипников, уплотнений, прокладок и направляющих [7]. Добавление бронзы в концентрации от 40 до 60 % по объему также способствует повышению допустимой нагрузки, термической стабильности и износостойкости ПТФЭ [8]. Исследования показывают, что модификация ПТФЭ бронзой обеспечивает стабильность фрикционных характеристик и увеличивает срок службы компонентов, используемых в уплотнениях, подшипниках и втулках [9, 10]. Дальнейшее улучшение характеристик композита достигается при добавлении дисульфида молибдена (MoS_2) в концентрации 5 % по объему, что делает такой композит перспективным для применения в автомобильной промышленности [11–13].

Известно, что трибологические характеристики полимерных композитов в значительной степени зависят от ряда эксплуатационных параметров, включая нормальную нагрузку, площадь контакта, скорость скольжения, топографию контртела и температуру [14–18]. Перечисленные параметры оказывают влияние на формирование на контртеле стабильной пленки переноса, что способствует снижению интенсивности взаимодействия контактирующих поверхностей и, как следствие, уменьшению износа [19]. Вместе с тем некоторые параметры, такие как температура и нагрузка, могут инициировать деградацию полимерной матрицы и таким образом оказывать негативное влияние на трибологическое поведение композита в определенных условиях эксплуатации. Следовательно, тщательное изучение и оптимизация данных параметров представляются необходимыми для достижения максимальных эксплуатационных характеристик композиционного материала [20]. Кроме

того, очевидна взаимосвязь между указанными параметрами и фундаментальным явлением адгезии полимерных композиционных материалов, что, в свою очередь, отражается на их износостойкости.

Традиционно экспериментальные методы являются основным инструментом оценки износа и трения материалов в трибологических исследованиях. Однако проведение таких исследований сопряжено со значительными временными и ресурсными затратами, а также ограничениями в отношении детального изучения факторов, определяющих механизмы износа. В качестве эффективного дополнения к экспериментальным исследованиям все чаще используется численное моделирование, в частности конечно-элементный анализ (КЭА) в сочетании с моделью износа Арчарда [21]. Подобные модели позволяют имитировать процессы изнашивания, прогнозировать трибологическое поведение материалов при различных эксплуатационных условиях и оптимизировать конструкцию материала на этапе проектирования, предваряющем проведение физических испытаний. Метод конечных элементов зарекомендовал себя как универсальный и мощный инструмент для моделирования износа. При моделировании динамических нагрузок и различных условий окружающей среды КЭА обеспечивает всесторонний анализ распределения напряжений, деформаций и развития износа [22], позволяя исследовать локальные явления изнашивания и углубленно изучать механизмы износа. Исследования показывают, что точность прогнозирования модели износа значитель-

но возрастает при интеграции закона Арчарда в КЭА [23, 24].

В настоящей работе представлен численный подход, основанный на модели износа Арчарда, результаты которого верифицированы посредством экспериментального анализа. Исследовано трибологическое поведение трех композиционных материалов: чистого ПТФЭ (М1), ПТФЭ с 25%-м содержанием углерода (М2) и ПТФЭ с 20%-м содержанием стекловолокна (М3) в зависимости от таких эксплуатационных параметров, как нагрузка, скорость скольжения и температура. **Целью исследования** является также оценка прогностической способности предложенной численной модели для анализа износа.

Материалы и методы

Материалы

Образцы были изготовлены методом компрессионного формования и получены от компании Innominds Engineering (Пуна, Махараштра, Индия). Геометрические параметры образцов (радиус 5 мм, длина 32 мм) были обеспечены путем механической обработки на станке с ЧПУ SimpleTurn 5075 (АСЕМicromatic, Бангалор, Индия). Внешний вид полученных образцов представлен на рис. 1. Состав и физико-механические свойства исследованных композитов на основе ПТФЭ приведены в табл. 1. Известно, что оптимальная объемная доля углерода в композитах на основе ПТФЭ варьируется в диапазоне от 10 до 30 % в зависимости от конкретного промышленного применения. Однако в рамках

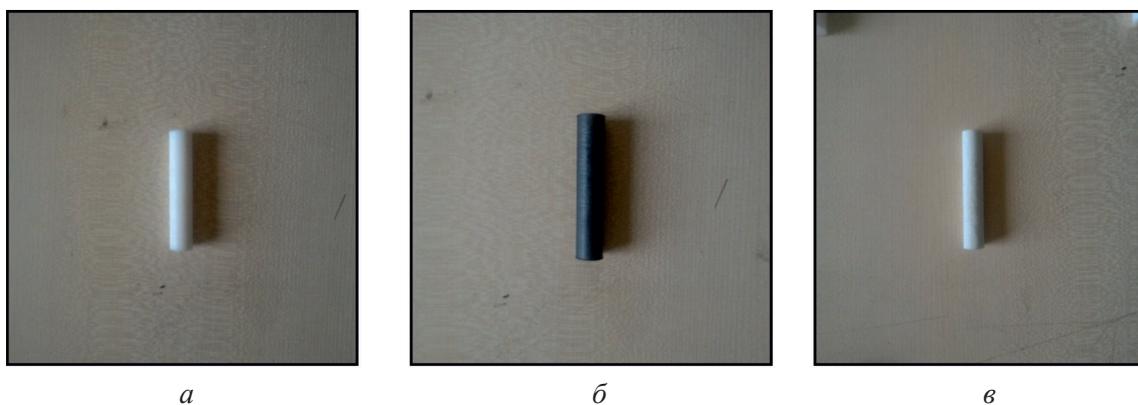


Рис. 1. Образцы для испытаний:

a – М1; *б* – М2; *в* – М3

Fig. 1. Test specimen:

a – М1; *б* – М2; *в* – М3

Свойства композиционного материала на основе ПТФЭ
Properties of PTFE-based composite

Свойства / Properties	Номер стандарта ASTM / ASTM Code	M1	M2	M3
Плотность, кг/м ³ / Density (kg/m ³)	ASTM D 792 [16]	2160	2244	2147
Прочность при растяжении, МПа / Tensile strength (MPa)	ASTM D 638 [16]	22,7	15,54	15,8
Прочность при сжатии, МПа / Compressive strength (MPa)	ASTM D 638 [16]	4,32	15,46	14,32
Твёрдость по Шору <i>D</i> / Shore <i>D</i> hardness	ASTM D 2240 [16]	49	65	61

настоящего исследования была выбрана 25%-я объемная концентрация углеродного наполнителя, обеспечивающая существенное повышение механических свойств, включая жесткость и прочность полимерной матрицы [9]. Данная концентрация также позволяет избежать агломерации наполнителя, его перегрузки и обеспечивает требуемую термическую стабильность, положительно влияющую на износостойкость материала. Аналогично введение 20 % (по объему) стекловолокна в ПТФЭ способствует повышению стабильности размеров за счет снижения эффектов ползучести и деформации под нагрузкой. Кроме того, упрочнение ПТФЭ стекловолокном повышает его химическую стойкость, расширяя возможности применения данного материала в агрессивных средах [16].

Экспериментальная методика

Трибологические испытания проводили на трибометре по схеме трения скольжения «палец – диск» (Ducom Instruments Pvt. Ltd., Бангалор, Индия). Принцип работы установки заключается во вращении диска с постоянной скоростью при фиксированном положении образца, прижатого к диску с заданной нагрузкой. Износ материала образца (пальца) инициируется относительным движением между образцом и вращающимся диском. В качестве контртела использовали диск, изготовленный из аустенитной нержавеющей стали (SS 304), диаметром 165 мм и толщиной 8 мм. Среднее значение твердости поверхности диска составило 58 HRC, а среднее значение шероховатости – 1,8 мкм. Для непре-

рывной регистрации перемещения образца, корелирующего с величиной износа, использовали линейный дифференциальный трансформатор (LVDT). Установка была оснащена дополнительными приспособлениями, такими как нагреватель образца и климатическая камера, позволяющими моделировать условия эксплуатации, приближенные к реальным. Общий вид экспериментальной установки представлен на рис. 2. На рис. 2, *а*, *б* и *в* показаны приспособление для нагрева образца, испытательная камера и контроллер с программным обеспечением соответственно. Технические характеристики установки позволяют проводить испытания в диапазоне нагрузок от 0 до 200 Н и диапазоне скоростей вращения от 200 до 2000 об/мин. Диаметр используемого образца может варьироваться от 3 до 10 мм. Точность измерений LVDT составляет ± 1 % от измеренной величины износа (мкм), при этом минимальное измеряемое значение износа составляет 1 мкм, а максимальное – 1200 мкм. Предусмотрена возможность нагрева образца до температуры 400 °С. Диаметр дорожки износа варьируется в диапазоне от 55 до 154 мм, а в рамках настоящего исследования был зафиксирован на уровне 100 мм.

Диаметр дорожки трения выбирался в соответствии со скоростью вращения диска для обеспечения заданных скоростей скольжения в согласно плану эксперимента CCRD (Central Composite Rotatable Design, центральный композиционный ротatableльный план). Использование данного плана позволяет обеспечить равномерную дисперсию прогноза в точках,

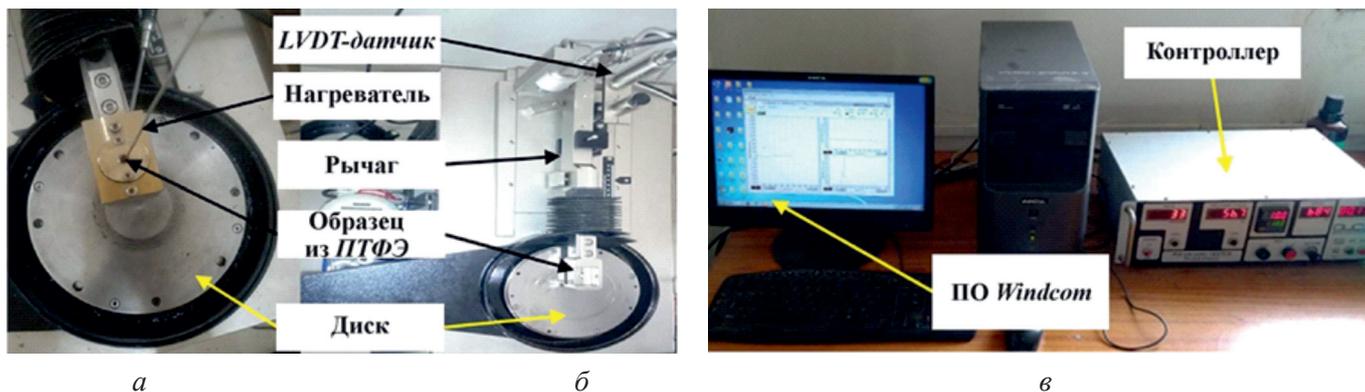


Рис. 2. Трибометр типа «палец – диск» с нагревателем образца (а), схема экспериментальной установки (б), контроллер и программное обеспечение Windcom (в)

Fig. 2. Pin-on-disc tribometer (a) pin heater, (б) experiment setup and (в) controller and Windcom software

равноудаленных от центра области проектирования. Уровни входных переменных в плане ССRD определяются с использованием значения α , рассчитываемого как $0,25(2^K)$, где K – количество входных переменных. В настоящем исследовании рассматривали три переменные (давление, скорость вращения и температура), что соответствует значению α , равному $\pm 1,682$. Исходные минимальные и максимальные значения для каждой из переменных устанавливали на основе фактических эксплуатационных ограничений и кодировали значениями $-1,682$

и $+1,682$ соответственно. Промежуточные уровни переменных определяли посредством линейной интерполяции с использованием следующего уравнения: $\alpha = a + b \times$ (значение переменной). Полученные таким образом промежуточные уровни обеспечивают равномерное распределение значений переменных в заданном диапазоне. Уровни варьируемых параметров, выбранных для проведения эксперимента, представлены в табл. 2. Значения α и соответствующие им промежуточные уровни переменных приведены в табл. 3.

Таблица 2
Table 2

**Значения параметров, используемые в экспериментах /
Levels of parameters for the experiments**

Параметры / Parameters	Нормальная нагрузка, Н / Normal load (N)	Скорость скольжения, об/мин / Sliding Speed (rpm)	Температура, °С / Temperature (°C)
Низкий уровень / Low level	15	400	60
Высокий уровень / High level	200	1000	200
Пройденное расстояние: 5 км / Track distance 5 km			

Таблица 3
Table 3

**Значения альфа и соответствующие им значения переменных
Alpha values and corresponding variable levels**

Значение альфа / Alpha value	-1,682	-1	0	+1	+1,682
Нормальная нагрузка, Н / Normal load (N)	15	55	115	155	200
Скорость трения скольжения, об/мин / Sliding speed (rpm)	400	521	700	878	1000
Температура, °С / Temperature (°C)	60	88	130	171	200

Матрица планирования эксперимента представлена в табл. 4. Для всех исследованных образцов испытания проводили при фиксированной дистанции скольжения 5 км. Для каждого материала было выполнено 20 испытаний. Анализ матрицы экспериментов показывает, что эксперименты 15–20 представляют собой повторения центральной точки. Многократное повторение экспериментов в центральной точке позволяет оценить присущую методике эксперимента изменчивость результатов измерений, а также учесть экспериментальную ошибку, обусловленную неконтролируемыми факторами (например, колебаниями температуры окружающей среды). Количественная оценка экспериментальной ошибки необходима для корректной оценки статистической значимости полученных результатов. Стабильность результатов, полученных в ходе повторных экспериментов в центральной

точке, повышает достоверность прогностических возможностей разработанной модели.

Численное моделирование

На рис. 3 представлена блок-схема алгоритма численного моделирования трибологического поведения композита на основе ПТФЭ с использованием схемы трения скольжения «палец – диск» на базе конечно-элементного метода (КЭМ). Геометрическую модель узла «палец – диск» разрабатывали в среде SOLIDWORKS, а последующее конечно-элементное моделирование выполняли в программном комплексе ANSYS 2021 R2 Workbench. Для обеспечения адекватности модели и высокой достоверности прогнозируемых результатов в расчетную схему импортировали физико-механические свойства материалов соответствующих компонентов. В программной среде ANSYS Workbench кон-

Таблица 4

Table 4

Матрица эксперимента
Experimental matrix

Испытание № / Run	Нормальная нагрузка, Н / Normal Load (N)	Скорость трения скольжения, об/мин / Sliding Speed (rpm)	Температура, °С / Temperature (°C)
1	55	521	88
2	155	521	88
3	55	878	88
4	155	878	88
5	55	521	172
6	155	521	172
7	55	878	172
8	155	878	172
9	15	700	130
10	200	700	130
11	115	400	130
12	115	1000	130
13	115	700	60
14	115	700	200
15	115	700	130
16	115	700	130
17	115	700	130
18	115	700	130
19	115	700	130
20	115	700	130



Рис. 3. Блок-схема численного моделирования

Fig. 3. Flow chart of numerical simulation

тактному взаимодействию диска и образца назначали поведение с учетом трения и асимметрии контактного взаимодействия. Подвижность компонентов ограничивали путем наложения шарнирных связей, определяющих степени свободы [21].

Диск моделировался как абсолютно твердое тело, в то время как образец (палец) рассматривали как деформируемое тело для учета его деформации в процессе нагружения. Для образца (пальца) определяли возможность перемещения только в вертикальном направлении (translation joint, поступательное движение), в то время как для диска устанавливали вращательное движение. Метод обнаружения контакта был основан на определении нормали к целевой поверхности в узловой точке, что соответствовало направлению приложенной к образцу (пальцу) силы. Отключение функции обрезки контакта (trim contact) позволило использовать агрессивные обновления матрицы жесткости, что, в свою очередь, способствовало ускорению сходимости и сокращению времени численного моделирования. Генерацию конечно-элементной сетки выполняли с помощью автоматических инструментов построения сетки ANSYS Mechanical APDL. Для дискретизации трехмерной геометрии применяли комбинацию тетраэдрических и гексаэдрических конечных элементов. Тетраэдрические элементы обеспечивали адекватное представление сложных геометрических форм, в то время как гексаэдрические элементы использовали в областях с регулярной геометрией для повышения точности численного решения [22]. В рамках моделирования применяли модель износа Арчарда, а коэффициент износа (K) составлял $0,988 \cdot 10^{-4}$.

В соответствии с законом износа Арчарда скорость изнашивания определяли как линейную функцию приложенной нагрузки, скорости скольжения, твердости наиболее мягкого контактирующего материала и коэффициента износа. Следует отметить, что данная модель износа учитывает характеристики контактирующих поверхностей, однако не принимает во внимание влияние шероховатости поверхности и продолжительности работы. Для моделирования трибологической системы «палец – диск» с использованием конечно-элементного метода (КЭА) применяли программный комплекс ANSYS Workbench. Расчеты выполняли методом нестационарного структурного анализа с учетом физико-механических свойств материалов диска и образца (пальца). На начальном этапе проводили верификацию численной модели путем сопоставления результатов моделирования с данными экспериментальных исследований.

Степенная зависимость

В трибологии поведение материалов в различных условиях эксплуатации часто описывается степенной зависимостью, которая позволяет установить взаимосвязь между зависимыми параметрами (износ, коэффициент трения) и независимыми переменными (скорость скольжения, нагрузка, температура) для задач прогнозного анализа. Математически она может быть представлена следующим уравнением:

$$y = ax^k, \quad (1)$$

где x и y – независимая и зависимая переменные; a – коэффициент пропорциональности; k – показатель степени.

Установлено, что для адгезионного износа трибологическое поведение материалов описывается степенной зависимостью, характеризующейся высокой чувствительностью к изменениям параметров. Даже незначительное изменение параметра может оказать существенное влияние на зависимую переменную. Степенная зависимость позволяет установить связь между скоростью износа и различными эксплуатационными переменными, это делает ее полезным инструментом при проектировании компонентов с улучшенными характеристиками. Степенная зависимость представляет собой надежный подход к описанию процессов износа и трения, что обуславливает ее широкое применение в трибологии [24]. Использование степенной зависимости позволяет предотвратить преждевременный выход из строя трибологических элементов, разрабатывать материалы с повышенным ресурсом и оптимизировать условия эксплуатации. При этом следует учитывать ограничения данной модели и проводить проверку результатов моделирования с использованием эмпирических данных.

Результаты и их обсуждение

Для проведения экспериментальных исследований износа применяли машину трения, схему «палец – диск» и фиксированный путь скольжения, равный 5 км. На рис. 4 представлены изображения дорожки износа и отпечаток дорожки на контргеле из нержавеющей стали SS 304.

Перед каждым экспериментом регистрировалась начальная масса образцов. Эксперименты проводились в соответствии с планом эксперимента (Design of Experiments, DoE). Потеря мас-



Рис. 4. Изображение дорожки износа, образованной образцами на диске из нержавеющей стали марки AISI 304

Fig. 4. Track image of pins on SS 304 steel disc

сы измерялась при различных нормальных нагрузках, скоростях скольжения и температурах. Потерю объема и удельную скорость изнашивания для каждого режима испытаний рассчитывали следующим образом:

$$\begin{aligned} \text{Потеря объема (мм}^3\text{)} &= \\ &= \frac{\text{Потеря массы (м)}}{\text{Плотность (м)}}; \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \text{Удельная скорость изнашивания (мм}^3\text{/Н} \cdot \text{м)} &= \\ &= \frac{\text{Потеря объема (мм}^3\text{)}}{\text{Нагрузка (Н)} \times \text{Путь трения (м)}}. \end{aligned} \quad (3)$$

Результаты всех экспериментов представлены в табл. 5.

Для моделирования изнашивания применяли степенной закон, связывающий удельную скорость изнашивания с нормальной нагрузкой (Н) и скоростью скольжения (об/мин). Обычно степенной закон используется для понимания влияния нескольких входных параметров на выходной отклик. Расчет выполняли согласно уравнению

$$W = aL^b S^c T^d, \quad (4)$$

где W – удельная скорость изнашивания; L – нормальная нагрузка; S – скорость скольжения; T – температура; a , b , c и d – константы.

Значения этих констант определяли для материалов М1, М2 и М3 с использованием экспериментальных данных. С помощью программного обеспечения DataFit получали корреляцию между износом, нормальной нагрузкой, скоростью скольжения и температурой; эмпирическое уравнение для соответствующего материала приведено в табл. 6.

Большинство проведенных экспериментов показывает, что материал М2 демонстрирует лучшую износостойкость, характеризующуюся наименьшей потерей объема и удельной скоростью изнашивания. При нагрузке 2 Н и скорости 400 об/мин материал М2 имеет потерю объема 1,6042 мм³ с удельной скоростью изнашивания 9,3125E-06 мм³/Н·м по сравнению с потерей объема материала М1 (13,0605 мм³) и материала М3 (10,0141 мм³). Материал М2 работает лучше, чем материал М1 и М3, когда нагрузка и скорость увеличиваются. При нагрузке 25 Н и скорости 1000 об/мин материал М1 показыва-

Экспериментальные результаты для материалов М1, М2 и М3

Experimental results for material M1, M2 and M3

Испы- тание № / Run	M1		M2		M3	
	Потеря объема, мм ³ / Volume loss (mm ³)	Удельная скорость износа, мм ³ /Н·м / Specific wear rate (mm ³ /N·m)	Потеря объема, мм ³ / Volume loss (mm ³)	Удельная скорость износа, мм ³ /Н·м / Specific wear rate (mm ³ /N·m)	Потеря объема, мм ³ / Volume loss (mm ³)	Удельная скорость износа, мм ³ /Н·м / Specific wear rate (mm ³ /N·m)
1	13,0605	4,749E-05	1,6042	9,3125E-06	10,0141	3,641E-05
2	85,0757	1,098E-04	9,7269	2,0036E-05	53,2009	6,865E-05
3	24,7405	8,997E-05	2,8127	1,6328E-05	20,3713	7,408E-05
4	155,9154	2,012E-04	18,0080	3,7094E-05	109,5102	1,413E-04
5	16,3985	5,963E-05	1,9445	1,1288E-05	12,2503	4,455E-05
6	101,9721	1,316E-04	10,7772	2,2200E-05	64,0694	8,267E-05
7	26,6520	9,692E-05	3,1404	1,8230E-05	24,6040	8,947E-05
8	185,1592	2,389E-04	18,0080	3,7094E-05	123,9012	1,599E-04
9	2,2919	3,056E-05	0,4156	8,8462E-06	2,2741	3,032E-05
10	216,3670	2,164E-04	19,4754	3,1091E-05	128,4902	1,285E-04
11	35,4290	6,162E-05	4,2400	1,1772E-05	25,7003	4,470E-05
12	107,6915	1,873E-04	12,8762	3,5749E-05	78,6877	1,368E-04
13	55,6731	9,682E-05	6,5551	1,8199E-05	43,8375	7,624E-05
14	82,5310	1,435E-04	8,2850	2,3002E-05	59,2238	1,030E-04
15	70,8319	1,232E-04	8,1029	2,2496E-05	50,6657	8,811E-05
16	72,9259	1,268E-04	7,5111	2,0853E-05	50,0740	8,709E-05
17	68,1916	1,186E-04	6,6007	1,8326E-05	48,0710	8,360E-05
18	71,8334	1,249E-04	7,2835	2,0222E-05	50,2105	8,732E-05
19	70,3767	1,224E-04	7,7842	2,1612E-05	52,1680	9,073E-05
20	78,7527	1,370E-04	7,6477	2,1233E-05	49,4367	8,598E-05

Таблица 6

Table 6

Эмпирическое уравнение для каждого материала

Empirical equation for each material

Материал / Material	Уравнение / Equation
M1	$W = (2,74E - 10)L^{0,874}S^{1,155}T^{0,277}$
M2	$W = (1,02E - 10)L^{0,672}S^{1,231}T^{0,216}$
M3	$W = (3,58E - 10)L^{0,598}S^{0,598}T^{0,232}$

ет наибольшую потерю объема – 185,1592 мм³, за ним следует материал М3, который показывает потерю объема 123,9012 мм³. В то время как М2 показывает наименьшую потерю объема 18,0080 мм³ с удельной скоростью изнашивания 3,7094E-05 мм³/Н·м.

Согласованность результатов, полученных при повторных испытаниях в центральной точке плана (эксперименты 15–20), подтверждает воспроизводимость экспериментальной методики. Средняя удельная скорость изнашивания материала М2 в центральной точке составляет 2,108E-05 мм³/Н·м, что ниже, чем у материалов М1 (1,238E-04 мм³/Н·м) и М3 (8,814E-05 мм³/Н·м).

Полученные коэффициенты детерминации (R^2) равны 0,91, 0,96 и 0,93, это свидетельствует о том, что разработанные эмпирические модели (представленные в табл. 6) адекватно описывают скорость изнашивания материалов М1, М2 и М3 по нержавеющей стали SS 304 в исследованном диапазоне параметров. Анализ показателей степени в эмпирических уравнениях показывает,

что для материала М1 характерна практически линейная зависимость скорости изнашивания как от нагрузки, так и от температуры. В то же время скорость изнашивания материала М3 демонстрирует более сильную зависимость от скорости скольжения. Более высокая скорость изнашивания материала М1 при повышенных нагрузках и температурах ограничивает его применение в условиях высоких нагрузок. Материал М3 демонстрирует наименьшую стойкость к изнашиванию, что обусловлено высоким значением предэкспоненциального множителя, а также повышенными показателями степени для скорости скольжения и температуры. Материал М2 характеризуется меньшей чувствительностью к изменению нагрузки и температуры, а также умеренной чувствительностью к скорости скольжения, что обеспечивает его более высокую износостойкость в целом.

Для визуализации влияния исследуемых параметров на удельную скорость изнашивания на рис. 5–7 представлены трехмерные графики для материалов М1, М2 и М3 соответственно

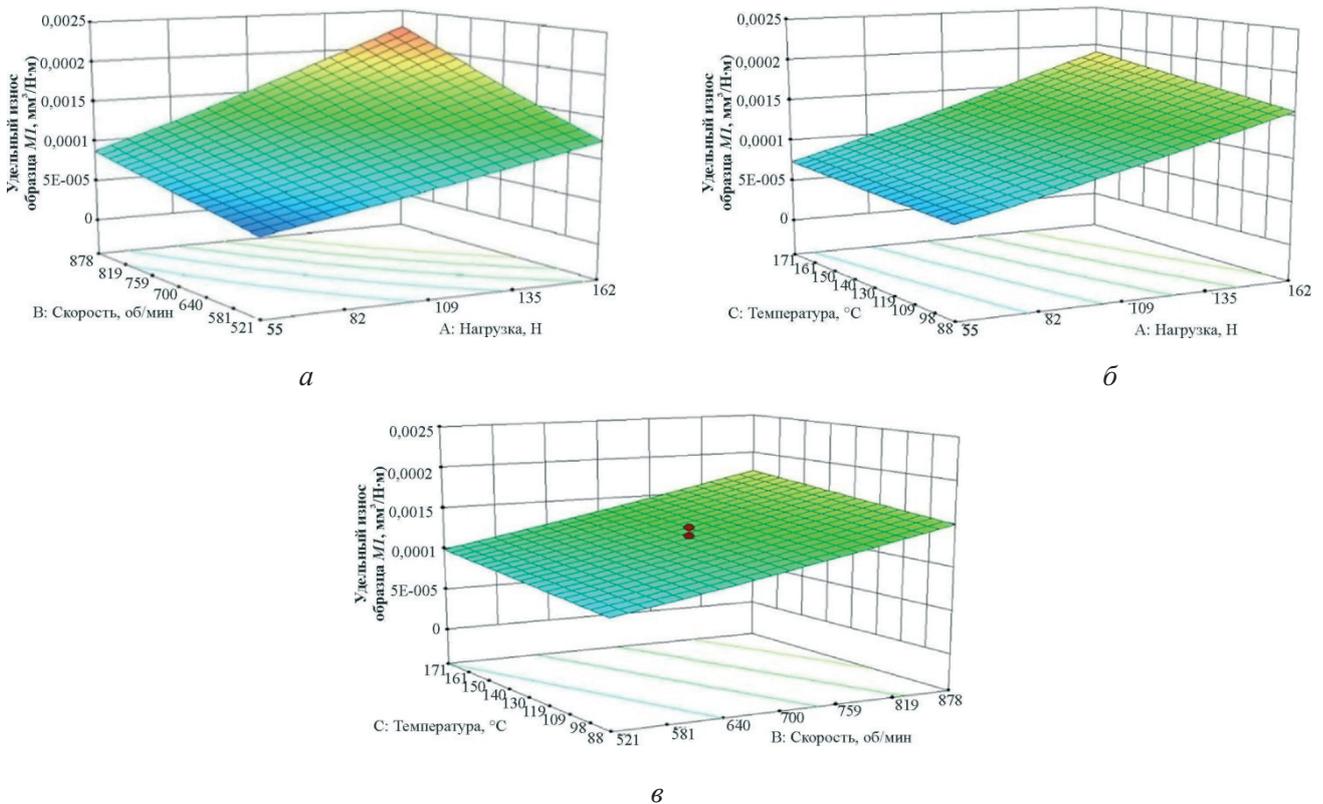


Рис. 5. Удельная скорость изнашивания для материала М1:

а – зависимость от нормальной нагрузки и скорости скольжения; б – зависимость от нормальной нагрузки и температуры; в – зависимость от скорости скольжения и температуры

Fig. 5. Specific wear rate for M1 (a) normal load vs sliding speed, (б) normal load vs temperature and (в) sliding speed vs temperature

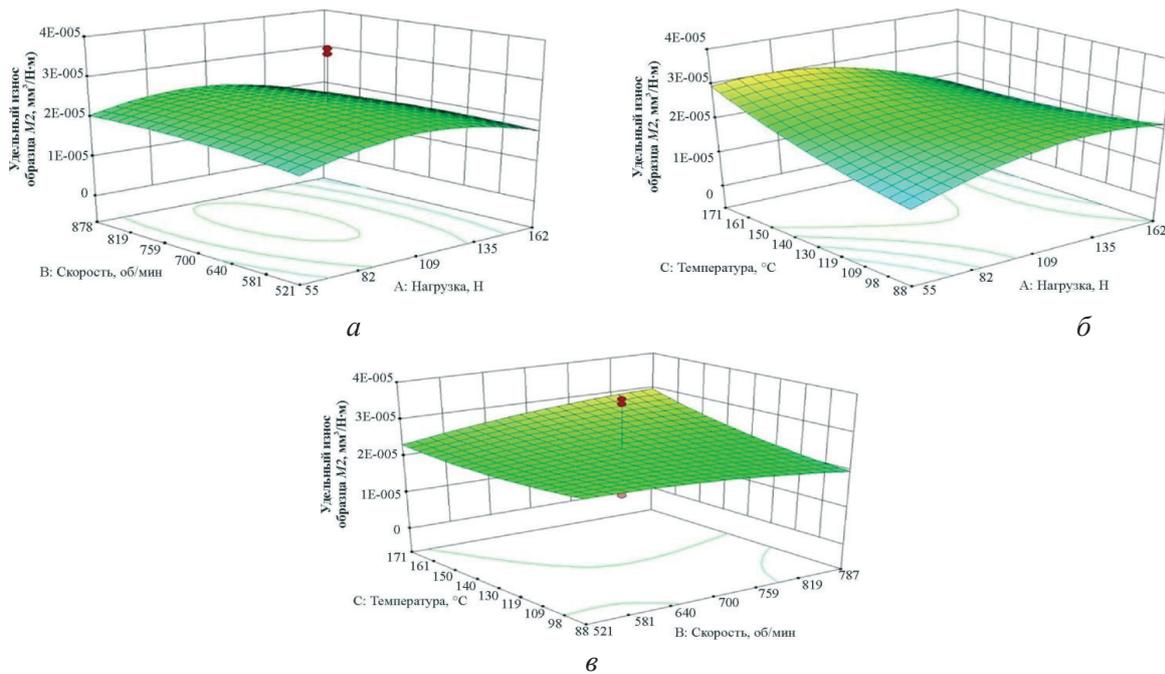


Рис. 6. Удельная скорость изнашивания для материала М2:

a – зависимость от нормальной нагрузки и скорости скольжения; *б* – зависимость от нормальной нагрузки и температуры; *в* – зависимость от скорости скольжения и температуры

Fig. 6. Specific wear rate for M2 (*a*) normal load vs sliding speed, (*б*) normal load vs temperature and (*в*) sliding speed vs temperature

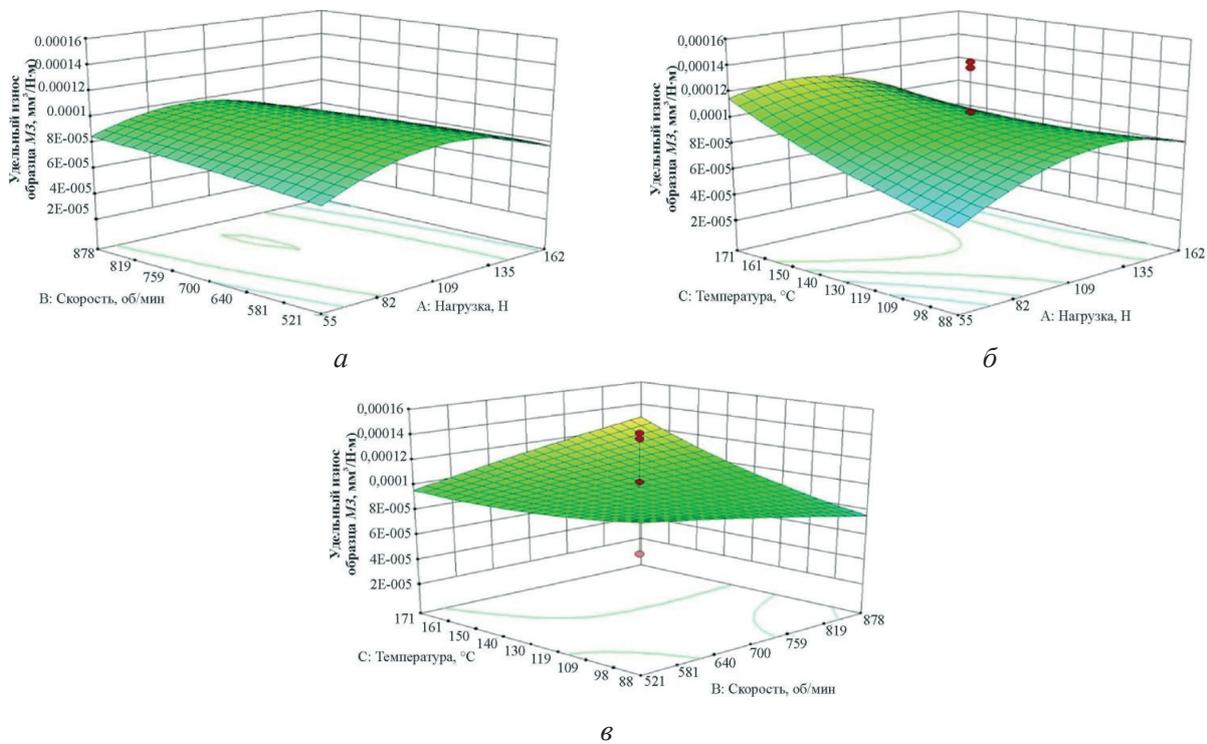


Рис. 7. Удельная скорость изнашивания для материала М3:

a – зависимость от нормальной нагрузки и скорости скольжения; *б* – зависимость от нормальной нагрузки и температуры; *в* – зависимость от скорости скольжения и температуры

Fig. 7. Specific wear rate for M3 (*a*) normal load vs sliding speed, (*б*) normal load vs temperature and (*в*) sliding speed vs temperature

(рис. 5, *а–в*, рис. 6, *а–в* и рис. 7, *а–в*). Анализ графика на рис. 5, *а* показывает, что удельная скорость изнашивания материала М1 проявляет выраженную зависимость от нагрузки и скорости скольжения. При этом крутизна изменения удельной скорости изнашивания в зависимости от нагрузки выше, чем в зависимости от скорости скольжения, что свидетельствует о доминирующем влиянии нагрузки на интенсивность изнашивания материала М1. Контуры на рис. 5, *б* указывают на более сильное влияние нагрузки, чем температуры, на удельную скорость изнашивания, что также подтверждает преобладающую роль нагрузки в определении износостойкости материала М1 в исследованных условиях. График на рис. 5, *в* демонстрирует более высокий градиент изменения скорости изнашивания вдоль оси скорости скольжения по сравнению с осью температуры, что свидетельствует о несколько большем влиянии скорости скольжения на характер изнашивания материала М1 по сравнению с температурой.

На рис. 6, *а–в* представлена зависимость износа материала М2 от нагрузки, температуры и скорости скольжения. При увеличении значений параметров возрастают сила трения и температура в зоне контакта, что приводит к деградации поверхности и, как следствие, к заметному увеличению износа. Повышенные температура и нагрузка ускоряют изнашивание материала за счет снижения сопротивления деформации, обусловленного размягчением материала матрицы, что также способствует увеличению скорости изнашивания. Кроме того, наблюдается тенденция к увеличению износа с ростом скорости скольжения, это связано с увеличением тепловыделения на взаимодействующих поверхностях. Данный эффект усиливается по мере дальнейшего повышения температуры.

Графики поверхности на рис. 7, *а–в* иллюстрируют поведение материала М3 в различных условиях эксплуатации. Отчетливо прослеживается нелинейный характер зависимости скорости изнашивания от исследуемых параметров. Повышенные нагрузки увеличивают напряжение в контактной области, приводя к более интенсивному изнашиванию даже при относительно низких скоростях скольжения и температурах. Увеличение скорости скольжения вызывает термическую деградацию материала, что

дополнительно ускоряет процесс изнашивания. Аналогично повышение температуры приводит к термическому размягчению материала, способствуя увеличению износа. Однако в умеренном диапазоне рабочих параметров скорость изнашивания остается относительно стабильной.

На рис. 8, *а* представлена зависимость удельной скорости изнашивания от нагрузки при постоянной температуре 130 °С и скорости 700 об/мин. Отмечается, что материал М1 демонстрирует недостаточную износостойкость и высокую чувствительность к контактному давлению, что проявляется в резком увеличении износа при повышенных нагрузках. В то же время более высокая устойчивость под нагрузкой материала М2 обеспечивает его эффективную работу в различных условиях нагружения. Аналогично материал М2 проявляет термическую стабильность, демонстрируя устойчивость к температурным колебаниям. В отличие от этого, материал М1 подвержен термическому размягчению и деградирует, показывая неудовлетворительные результаты при изменении температуры. Материал М2 также эффективно сохраняет свои свойства при изменении скорости скольжения. Следует отметить, что материал М3 демонстрирует умеренные показатели износа в различных рабочих условиях.

Для численного моделирования изнашивания использована модель Арчарда, интегрированная с конечно-элементным методом (КЭМ). При этом для определения инкрементального износа применен объемный датчик. Модель износа Арчарда определяет объем износа на основе контактной площади, общего пути скольжения и распределения напряжений, в то время как КЭМ оценивает потерю объема, учитывая поверхностные взаимодействия. Применение объемного датчика представляет собой более совершенный подход, позволяющий оценить объем износа с учетом локальных изменений параметров контакта, таких как коэффициент трения и твердость. Это повышает прогностическую способность моделирования.

На рис. 9, *а* представлена типичная схема трения «палец – диск», широко используемая для исследования поведения материалов при изнашивании в контролируемых условиях эксплуатации. Диск моделируется как абсолютно твердое тело, соединенное посредством вращательного

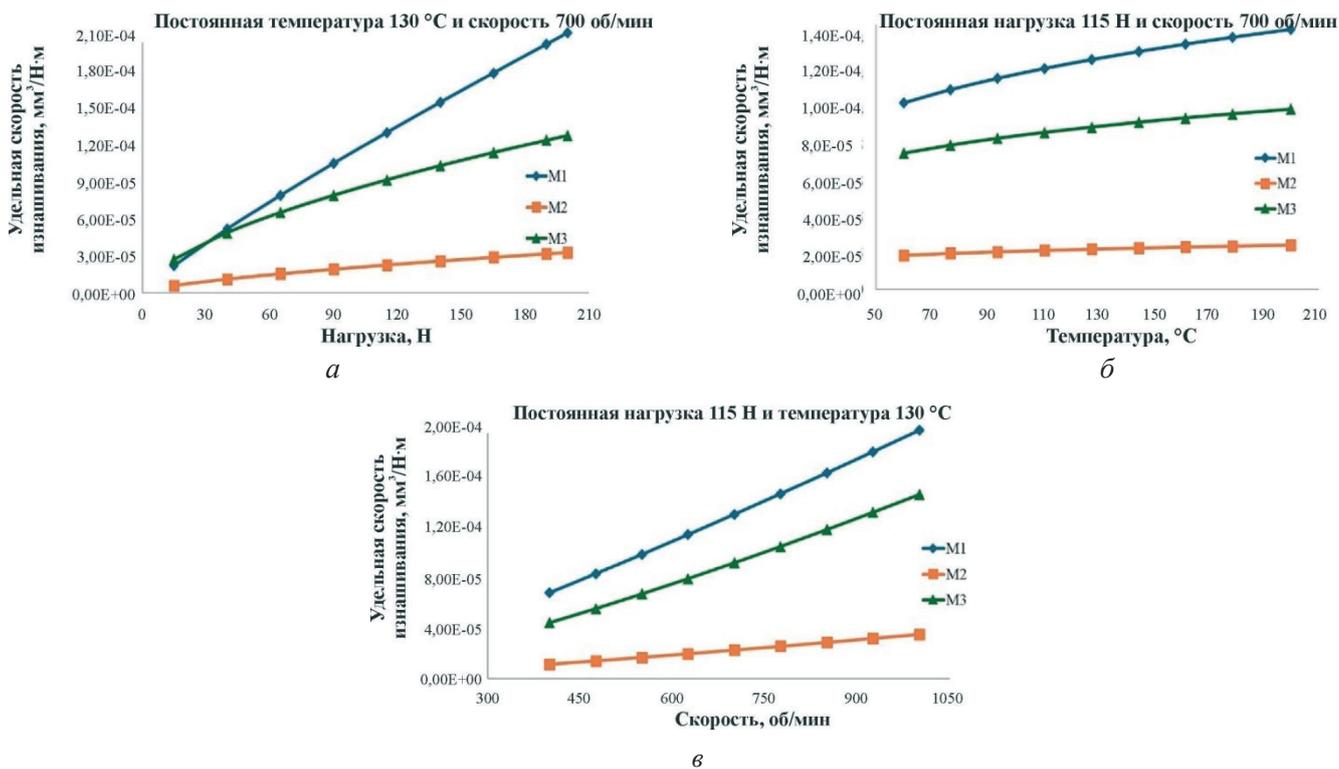


Рис. 8. Удельная скорость изнашивания:

а – при постоянной температуре 130 °C и скорости вращения 700 об/мин; б – при постоянной нагрузке 115 Н и скорости вращения 700 об/мин; в – при постоянной нагрузке 115 Н и температуре 130 °C

Fig. 8. Specific wear rate (a) constant temperature 130 °C and speed 700 rpm (б) constant load 115 N and speed 700 rpm and (в) constant load 115 N and temperature 130 °C

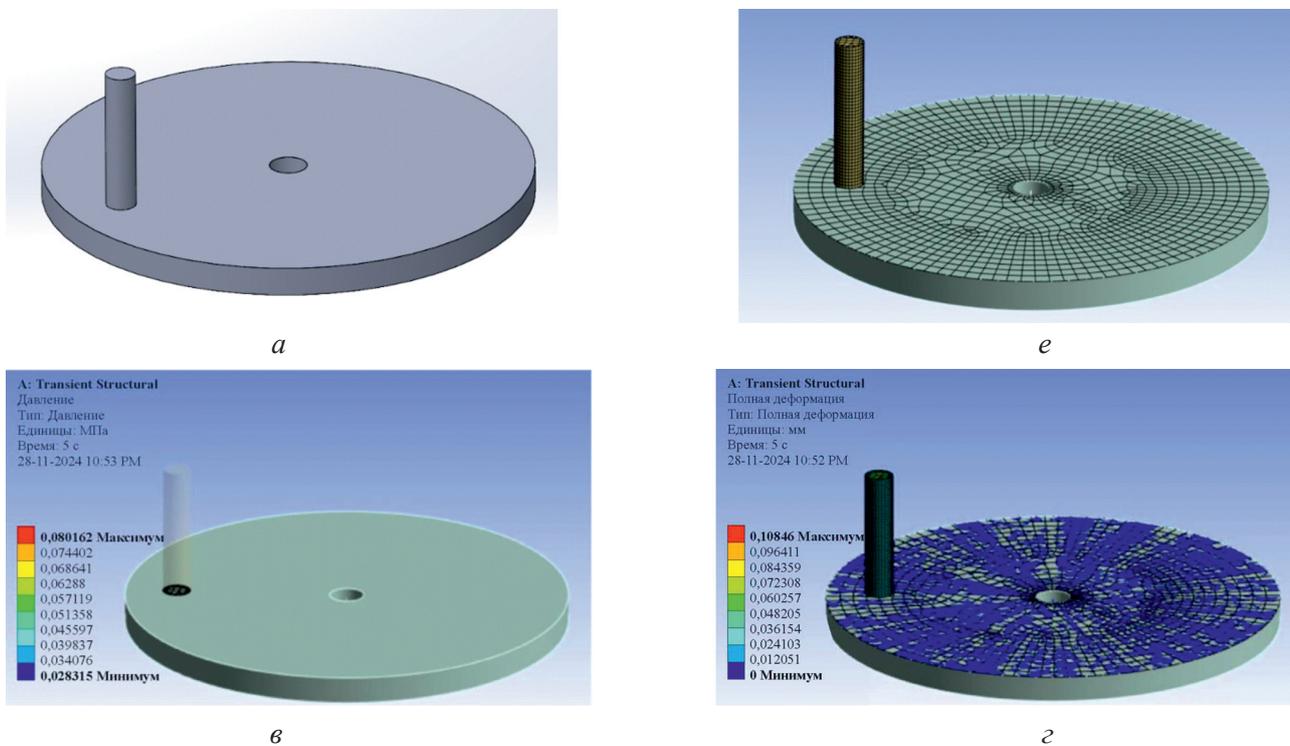


Рис. 9. Анализ методом конечных элементов (МКЭ):

а – моделирование; б – построение сетки; в – распределение давления; г – симуляция

Fig. 9. FEA analysis:

а – modelling; б – meshing; в – pressure distribution; г – simulation

шарнира, в то время как гибкий образец (палец) совершает поступательное движение в вертикальном направлении вдоль диска. На рис. 9, б показана детализированная сетка конечных элементов вблизи контактной зоны образца и диска, необходимая для точного определения деформаций и напряжений и обеспечения вычислительной точности модели. На рис. 9, в представлено распределение давления на диске, полученное в результате переходного структурного анализа. Отмечается, что нагрузка эффективно распределяется между образцом и диском в области контакта. На рис. 9, г показано, что поверхность образца подвергается значительной деформации в условиях концентрированной нагрузки.

Материал М1 демонстрирует умеренное соответствие между экспериментальными и численными результатами, как показано на рис. 10, а. Однако следует отметить, что при повышенных нагрузках наблюдается значительное расхождение результатов. На рис. 10, б показано, что для материала М2 наблюдается более тесное соответствие между экспериментальными данными

и результатами моделирования. При этом модель несколько переоценивает потерю объема по сравнению с экспериментальными данными, однако общая тенденция сохраняется. На рис. 10, в показано, что для материала М3 модель последовательно переоценивает потерю объема. На основании полученных результатов можно заключить, что материал М2 демонстрирует наилучшие результаты, поскольку предсказания модели наиболее точно соответствуют экспериментальным данным. Расхождение между результатами может быть обусловлено такими факторами, как неоднородность материала, состояние поверхности, а также внешние факторы окружающей среды, которые не были учтены в модели.

Выводы

В настоящей работе проведена оценка трибологических характеристик трех материалов – М1, М2 и М3 – в различных условиях эксплуатации с применением экспериментальных,

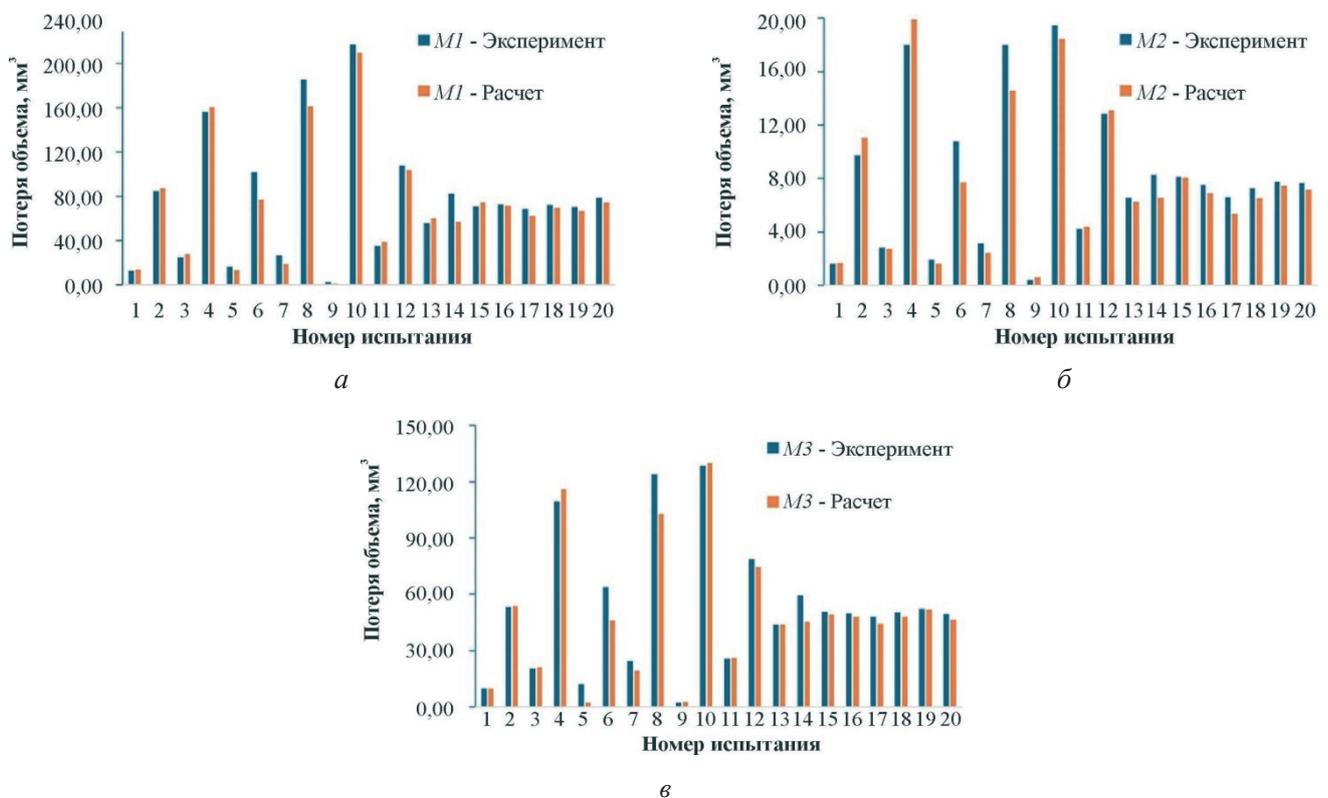


Рис. 10. Сравнение экспериментальных результатов и результатов моделирования:

а – материал М1; б – материал М2; в – материал М3

Fig. 10. Comparison between experimental and simulation results:

а – material М1; б – material М2; в – material М3

статистических и численных методов. Установлено, что материал М1 демонстрирует наибольшую скорость изнашивания при высоких нагрузках и температурах, в то время как М3 обладает умеренной износостойкостью. Материал М2 проявляет превосходную износостойкость, термическую стабильность и низкую чувствительность к изменению рабочих условий. Комбинирование экспериментального и численного подходов создает надежную основу для оценки и прогнозирования трибологического поведения композиционных материалов, позволяя преодолеть ограничения, связанные с временными и ресурсными затратами на проведение экспериментов, и обеспечивает возможность прогнозирования характеристик материалов с высокой точностью и надежностью. На основании полученных результатов можно сформулировать следующие выводы.

1. Экспериментальные исследования и численное моделирование показали, что материал М2, представляющий собой ПТФЭ с 25%-м содержанием углерода, превосходит по износостойкости чистый ПТФЭ (М1) и ПТФЭ с 20%-м содержанием стекла (М3) в различных условиях эксплуатации. При высокой нагрузке (200 Н), скорости вращения (700 об/мин) и температуре (130 °С) удельная скорость изнашивания материала М2 составила всего $3,1091 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м, что соответствует снижению износа на 93,6 % по сравнению с М1 и на 71 % по сравнению с М3.

2. Результаты численного моделирования с использованием модели износа Арчарда демонстрируют хорошее соответствие экспериментальным данным, особенно для материала М2, для которого расхождения не превышают 10 % в умеренных условиях. Для материала М3 наблюдается переоценка износа в диапазоне 10–15 %, в то время как материал М1 демонстрирует значительные расхождения с экспериментальными данными, что обусловлено его термическим размягчением при повышенных нагрузках и температурах. Это подчеркивает важность армирования материала для повышения его устойчивости к износу.

3. Материал М1, обладая наименьшей износостойкостью, проявляет высокую чувствительность к нагрузке и температуре, что связано с его низкой механической прочностью. Материал

М3 демонстрирует умеренные характеристики износа, однако его удельная скорость изнашивания значительно превышает аналогичный показатель для М2 в экстремальных условиях. Материал М2, характеризующийся превосходной устойчивостью под нагрузкой, термической стабильностью и стабильными характеристиками, является наиболее перспективным материалом для трибологических применений, связанных с высокими нагрузками. Оптимизация рабочих параметров, заключающаяся в поддержании нагрузки на уровне 160 Н, скорости скольжения 451 об/мин и температуры 130 °С, позволяет минимизировать износ и подтверждает эффективность эмпирических моделей для прогнозирования трибологического поведения материалов.

Список литературы

1. *Rojacz H., Maierhofer D., Piringer G.* Environmental impact evaluation of wear protection materials // *Wear.* – 2025. – Vol. 560–561. – P. 205612. – DOI: 10.1016/j.wear.2024.205612.
2. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry / *K. Holmberg, P. Kivikytö-Reponen, P. Härkisaari, K. Valtonen, A. Erdemir* // *Tribology International.* – 2017. – Vol. 115. – P. 116–139. – DOI: 10.1016/j.triboint.2017.05.010.
3. *Bhushan B., Wilcock D.F.* Wear behavior of polymer compositions in dry reciprocating sliding // *Wear.* – 1982. – Vol. 75 (1). – P. 41–70. – DOI: 10.1016/0043-1648(82)90139-9.
4. Effect of fibrous filler on friction on wear of PTFE composite under dry and wet condition / *H. Wang, X. Feng, Y. Shi, X. Lu* // *China Particuology.* – 2007. – Vol. 5 (6). – P. 414–419. – DOI: 10.1016/j.cpart.2007.08.003.
5. *Shangguan Q., Cheng X.* Effect of rare earth on tribological properties of carbon fiber reinforced PTFE composites // *Journal of Rare Earths.* – 2007. – Vol. 25. – P. 469–473. – DOI: 10.1016/S1002-0721(07)60458-X.
6. *Khedkar J., Negulescu I., Meletis E.I.* Sliding wear behavior of PTFE composites // *Wear.* – 2002. – Vol. 252 (5–6). – P. 361–369. – DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00859-6.
7. A review on wear prediction models of polymers / *R. Mule, A. Deshpande, U. Verma, S. Gumaste, P. Kulkarni, J. Shah, A. Kulkarni* // *Transactions on Innovations in Science & Technology.* – 2021. – Vol. 5 (2). – P. 278–282.
8. *Satkar A.R., Mache A., Kulkarni A.* Numerical investigation on perforation resistance of glass-carbon/epoxy hybrid composite laminate under ballistic impact //

- Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 59 (1). – P. 734–741. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.12.464.
9. *Virpe K., Deshpande A., Kulkarni A.* A review on tribological behavior of polymer composite impregnated with carbon fillers // AIP Conference Proceedings. – 2020. – Vol. 2311. – P. 070030. – DOI: 10.1063/5.0035408.
10. *Tevruz T.* Tribological behaviours of bronze-filled polytetrafluoroethylene dry journal bearings // Wear. – 1999. – Vol. 230 (1). – P. 61–69. – DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00091-5.
11. Dry sliding wear behaviour of PTFE filled with glass and bronze particles / B.A. Mudasar Pasha, D. Abdul Budan, S. Basavarajappa, S. Manjunath Yadav, B.A. Nizamuddi // Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces. – 2011. – Vol. 5 (2). – P. 59–64. – DOI: 10.1179/1751584X11Y.0000000006.
12. *Venkateswarlu G., Sharada R., Bhagvanth Rao M.* Effect of fillers on mechanical properties of PTFE based composites // Archives of Applied Science Research. – 2015. – Vol. 7 (7). – P. 48–58.
13. *Song F., Wang Q., Wang T.* Effects of glass fiber and molybdenum disulfide on tribological behaviors and PV limit of chopped carbon fiber reinforced Polytetrafluoroethylene composites // Tribology International. – 2016. – Vol. 104. – P. 392–401. – DOI: 10.1016/j.triboint.2016.01.015.
14. *Kolhe S., Deshpande A., Wangikar K.* Wear behavior of Polytetrafluoroethylene composites: a review // Smart technologies for energy, environment and sustainable development. – Singapore: Springer, 2019. – P. 571–584. – DOI: 10.1007/978-981-13-6148-7_55.
15. *Kanitkar Y.M., Kulkarni A.P., Wangikar K.S.* Characterization of glass hybrid composite: a review // Materials Today: Proceedings. – 2017. – Vol. 4 (9). – P. 9627–9630. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.06.237.
16. Prediction of wear rate of glass-filled PTFE composites based on machine learning approaches / A.R. Deshpande, A.P. Kulkarni, N. Wasatkar, V. Gajalkar, M. Abdullah // Polymers. – 2024. – Vol. 16 (18). – P. 2666. – DOI: 10.3390/polym16182666.
17. Combined effects of fiber/matrix interface and water absorption on the tribological behaviors of water lubricated-polytetrafluoroethylene-based composites reinforced with carbon and basalt fibers / J. Wang, B. Chen, N. Liu, G. Han, F. Yan // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2014. – Vol. 59. – P. 85–92. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.01.004.
18. Comparative study of tribological properties of different fibers reinforced PTFE/PEEK composites at elevated temperatures / L. Mu, X. Feng, J. Zhu, H. Wang, Q. Sun, Y. Shi, X. Lu // Tribology Transactions. – 2010. – Vol. 53 (2). – P. 189–194. – DOI: 10.1080/10402000903097460.
19. The friction and wear characteristics of nanometer ZnO filled polytetrafluoroethylene / F. Li, K. Hu, J. Li, B. Zhao // Wear. – 2001. – Vol. 249 (10–11). – P. 877–882. – DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00816-X.
20. *Şahin Y.* Analysis of abrasive wear behavior of PTFE composite using Taguchi's technique // Cogent Engineering. – 2015. – Vol. 2 (1). – P. 1–15. – DOI: 10.1080/23311916.2014.1000510.
21. Correction of Archard equation for wear behavior of modified pure titanium / A.T. Tabrizi, H. Aghajani, H. Saghafian, F.F. Laleh // Tribology International. – 2021. – Vol. 155. – P. 106772. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106772.
22. *Hegadekatte V., Huber N., Kraft O.* Finite element based simulation of dry sliding wear // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. 13. – P. 57–75. – DOI: 10.1088/0965-0393/13/1/005.
23. Mathematical modeling of various forces acting on piston rod packing rings / R. Nile, U. Verma, A. Deshpande, S. Joshi, J. Shah, A. Kulkarni // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 49 (5). – P. 1521–1526. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.07.304.
24. *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.

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



Integrated numerical and experimental investigation of tribological performance of PTFE based composite material

Abhijeet Deshpande^{1, a, *}, Atul Kulkarni^{2, b}, Prashant Anerao^{2, c},
 Leena Deshpande^{1, d}, Avinash Somatkar^{1, e}

¹ Vishwakarma Institute of Information Technology, Survey No. 3/4, Kondhwa (Budruk), Maharashtra, Pune - 411048, India

² Vishwakarma Institute of Technology, Pune, Maharashtra, 411037, India

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8956-3093>,  abhijeet.deshpande@viit.ac.in; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-6452-6349>, atul.kulkarni@vit.edu;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-0353-7420>,  prashant.anerao@vit.edu; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-7426-2028>,  leena.deshpande@viit.ac.in;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-2885-2104>,  avinash.somatkar@viit.ac.in

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 22 January 2025

Revised: 17 February 2025

Accepted: 27 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Green manufacturing

Composite and sustainability

FEA

Glass

Carbon

PTFE

Wear behavior

ABSTRACT

Introduction. One of the most significant phenomena in every industrial sector is friction and wear, which inevitably occurs when there is relative motion between similar or dissimilar materials. A substantial portion of global energy production is estimated to be expended in overcoming friction and wear, making them critical factors in energy efficiency and sustainability. Recently, advances in materials science, lubrication technologies, and innovative design approaches have facilitated a significant reduction in friction and wear, leading to considerable energy savings and extended component lifespan. Polytetrafluoroethylene (PTFE), among other materials, has revolutionized the tribological field, emerging as a highly effective synthetic polymer. This is attributed to its exceptional properties, including a low coefficient of friction, chemical inertness, thermal stability, non-stick characteristics, and biocompatibility. These unique properties make PTFE an ideal material for various industrial applications, spanning from aerospace to biomedical sectors. **The purpose of work.** This study aims to conduct a comprehensive numerical and experimental investigation into the tribological properties of PTFE-based composites. The materials selected for investigation include pure PTFE, PTFE with 25% carbon (C) filler, and PTFE with 20% glass filler. Testing was performed using stainless steel (SS 304) as the counterbody. Tribological testing and subsequent evaluation were conducted under dry sliding friction conditions, considering key parameters such as load, sliding speed, and temperature. Response surface methodology (RSM) was employed to develop an empirical model, utilizing experimental data to predict the wear resistance of these materials. Empirical models were developed to understand the influence of process parameters on wear behavior and to optimize operating conditions for minimizing material loss. **Method of investigation.** Archard's wear model was used as the theoretical framework for predicting volume loss and specific wear rate based on numerical simulations. The wear coefficient (K) was determined through experimental testing and used as an input parameter in the numerical models. Numerical simulations were developed using the finite element analysis (FEA) software ANSYS, enabling the simulation of complex tribological interactions between the composite materials and the counterbody. A central composite rotatable design (CCRD) within the framework of RSM was used to structure the experiments. The experiments were conducted under dry sliding friction conditions using pin on disc tribometer. The input parameters for the experiments were load (ranging from 15 N to 200 N), sliding speed (ranging from 400 rpm to 1000 rpm), and temperature (ranging from 60 °C to 200 °C). Each experiment was conducted for a sliding distance of 5 km to ensure sufficient wear for analysis. A total of 20 experiments were performed for each material, providing a comprehensive dataset for statistical analysis and model validation. **Result and discussion.** The results of the study highlight the effectiveness of numerical simulation in predicting the wear resistance of PTFE-based composites under dry sliding friction conditions. Experimental investigations reveal that pure PTFE exhibits low mechanical strength, leading to a high wear rate, whereas PTFE with carbon and glass fillers demonstrates improved wear resistance characteristics. The addition of carbon to PTFE enhances the composite's performance by forming a stable transfer film on the counterbody, while the addition of glass promotes increased hardness and, consequently, reduced material loss. Empirical models developed using response surface methodology (RSM) confirm that the applied load on the pin is the most significant parameter affecting wear, followed by sliding speed and temperature. Numerical simulations based on Archard's wear model exhibit good agreement with experimental data, validating the accuracy of the numerical simulations. This research contributes to a deeper understanding of the application of PTFE-based composites in extending the service life and enhancing the reliability of industrial products.

For citation: Deshpande A., Kulkarni A.P., Anerao P., Deshpande L., Somatkar A. Integrated numerical and experimental investigation of tribological performance of PTFE based composite material. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 219–237. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-219-237. (In Russian).

Kulkarni Atul P., Professor
 Vishwakarma Institute of Technology,
 Pune, Maharashtra, 411037, India

Tel.: (+91) 9922914460, e-mail: atul.kulkarni@vit.edu

References

1. Rojacz H., Maierhofer D., Piringer G. Environmental impact evaluation of wear protection materials. *Wear*, 2025, vol. 560–561, p. 205612. DOI: 10.1016/j.wear.2024.205612.
2. Holmberg K., Kivikytö-Reponen P., Härkisaari P., Valtonen K., Erdemir A. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry. *Tribology International*, 2017, vol. 115, pp. 116–139. DOI: 10.1016/j.triboint.2017.05.010.
3. Bhushan B., Wilcock D.F. Wear behavior of polymer compositions in dry reciprocating sliding. *Wear*, 1982, vol. 75 (1), pp. 41–70. DOI: 10.1016/0043-1648(82)90139-9.
4. Wang H., Feng X., Shi Y., Lu X. Effect of fibrous filler on friction on wear of PTFE composite under dry and wet condition. *China Particuology*, 2007, vol. 5 (6), pp. 414–419. DOI: 10.1016/j.cpart.2007.08.003.
5. Shanguan Q., Cheng X. Effect of rare earth on tribological properties of carbon fiber reinforced PTFE composites. *Journal of Rare Earths*, 2007, vol. 25, pp. 469–473. DOI: 10.1016/S1002-0721(07)60458-X.
6. Khedkar J., Negulescu I., Meletis E.I. Sliding wear behavior of PTFE composites. *Wear*, 2002, vol. 252 (5–6), pp. 361–369. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00859-6.
7. Mule R., Deshpande A., Verma U., Gumaste S., Kulkarni P., Shah J., Kulkarni A. A review on wear prediction models of polymers. *Transactions on Innovations in Science & Technology*, 2021, vol. 5 (2), pp. 278–282.
8. Satkar A.R., Mache A., Kulkarni A. Numerical investigation on perforation resistance of glass-carbon/epoxy hybrid composite laminate under ballistic impact. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 59 (1), pp. 734–741. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.12.464.
9. Virpe K., Deshpande A., Kulkarni A. A review on tribological behavior of polymer composite impregnated with carbon fillers. *AIP Conference Proceedings*, 2020, vol. 2311, p. 070030. DOI: 10.1063/5.0035408.
10. Tevruz T. Tribological behaviours of bronze-filled polytetrafluoroethylene dry journal bearings. *Wear*, 1999, vol. 230 (1), pp. 61–69. DOI: 10.1016/S0043-1648(99)00091-5.
11. Mudasar Pasha B.A., Abdul Budan D., Basavarajappa S., Manjunath Yadav S., Nizamuddi B.A. Dry sliding wear behaviour of PTFE filled with glass and bronze particles. *Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces*, 2011 vol. 5 (2), pp. 59–64. DOI: 10.1179/1751584X11Y.0000000006.
12. Venkateswarlu G., Sharada R., Bhagvanth Rao M. Effect of fillers on mechanical properties of PTFE based composites. *Archives of Applied Science Research*, 2015, vol. 7 (7), pp. 48–58.
13. Song F., Wang Q., Wang T. Effects of glass fiber and molybdenum disulfide on tribological behaviors and PV limit of chopped carbon fiber reinforced Polytetrafluoroethylene composites. *Tribology International*, 2016, vol. 104, pp. 392–401. DOI: 10.1016/j.triboint.2016.01.015.
14. Kolhe S., Deshpande A., Wangikar K. Wear behavior of Polytetrafluoroethylene composites: a review. *Smart technologies for energy, environment and sustainable development*. Singapore, Springer, 2019, pp. 571–584. DOI: 10.1007/978-981-13-6148-7_55.
15. Kanitkar Y.M., Kulkarni A.P., Wangikar K.S. Characterization of glass hybrid composite: a review. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4 (9), pp. 9627–9630. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.06.237.
16. Deshpande A.R., Kulkarni A.P., Wasatkar N., Gajalkar V., Abdullah M. Prediction of wear rate of glass-filled PTFE composites based on machine learning approaches. *Polymers*, 2024, vol. 16 (18), pp. 2666. DOI: 10.3390/polym16182666.
17. Wang J., Chen B., Liu N., Han G., Yan F. Combined effects of fiber/matrix interface and water absorption on the tribological behaviors of water lubricated-polytetrafluoroethylene-based composites reinforced with carbon and basalt fibers. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, vol. 59, pp. 85–92. DOI: 10.1016/j.compositesa.2014.01.004.
18. Mu L., Feng X., Zhu J., Wang H., Sun Q., Shi Y., Lu X. Comparative study of tribological properties of different fibers reinforced PTFE/PEEK composites at elevated temperatures. *Tribology Transactions*, 2010, vol. 53 (2), pp. 189–194. DOI: 10.1080/10402000903097460.
19. Li F., Hu K., Li J., Zhao B. The friction and wear characteristics of nanometer ZnO filled polytetrafluoroethylene. *Wear*, 2001, vol. 249 (10–11), pp. 877–882. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00816-X.
20. Şahin Y. Analysis of abrasive wear behavior of PTFE composite using Taguchi's technique. *Cogent Engineering*, 2015, vol. 2 (1), pp. 1–15. DOI: 10.1080/23311916.2014.1000510.
21. Tabrizi A.T., Aghajani H., Saghafian H., Laleh F.F. Correction of Archard equation for wear behavior of modified pure titanium. *Tribology International*, 2021, vol. 155, p. 106772. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106772.



22. Hegadekatte V., Huber N., Kraft O. Finite element based simulation of dry sliding wear. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2005, vol. 13, pp. 57–75. DOI: 10.1088/0965-0393/13/1/005.

23. Nile R., Verma U., Deshpande A., Joshi S., Shah J., Kulkarni A. Mathematical modeling of various forces acting on piston rod packing rings. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 49 (5), pp. 1521–1526. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.07.304.

24. Kulkarni A.P., Chinchankar 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 (4), pp. 47–64. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.4-47-64.

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 ударной обработки на структуру и свойства никелевого сплава ЖС6У, полученного литьем и электронно-лучевым аддитивным производством

Андрей Воронцов ^{a,*}, Александр Панфилов ^b, Александра Николаева ^c, Андрей Черемнов ^d, Евгений Княжев ^e

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.tsc.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>, nikolaeva@ispms.tsc.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, clothoid@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787.6:621.9.048.6:669.245

История статьи:

Поступила: 06 марта 2025
 Рецензирование: 27 марта 2025
 Принята к печати: 10 апреля 2025
 Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Ударная обработка
 Никелевый сплав
 ЖС6У
 Упрочнение поверхности
 Механическая обработка
 Аддитивное производство
 ЭЛАП

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01301. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН».

АННОТАЦИЯ

Введение. Никелевые сплавы широко применяются в аэрокосмической промышленности, однако их эксплуатационные характеристики требуют улучшения за счет модификации поверхности. Актуальной задачей является сравнительный анализ методов механо-импульсной обработки литого и аддитивно полученного сплава ЖС6У для оптимизации их свойств. **Цель работы** заключается в исследовании влияния низкочастотной (НЧ) и высокочастотной (ВЧ) ударной обработки на структурно-фазовое состояние и свойства поверхности никелевого сплава ЖС6У, полученного электронно-лучевым аддитивным производством и литьем. **Методы исследования:** микроструктурный анализ методом оптической микроскопии, рентгено-структурный анализ фазового состава, измерение микротвердости и трибологические испытания методом скретч-тестирования образцов сплава ЖС6У после различных режимов обработки. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что НЧ-обработка литого сплава увеличивает объемную долю упрочняющей фазы γ' , а ВЧ-обработка формирует дополнительную фазу Ti_2O . Обработка аддитивного сплава демонстрирует более значительные изменения: микродеформации кристаллической решетки выше в 1,71–2,18 раза, микронапряжения в поверхностном слое – в 2,09–2,73 раза, микротвердость обработанной поверхности аддитивно-полученного сплава ЖС6У – на 8–16 % по сравнению с литым материалом. Выявлены оптимальные режимы обработки: при НЧ – 40 секунд, при ВЧ – 20 минут, обеспечивающие минимальный коэффициент трения 0,075. **Выводы.** Механо-импульсная обработка позволяет эффективно упрочнять поверхность никелевых сплавов ЖС6У, полученных различными методами. Рекомендуется применение разработанных подходов для повышения эксплуатационных характеристик деталей в авиакосмической и машиностроительной отраслях. Требуется дальнейшие исследования циклической стабильности модифицированных структур после механо-импульсной обработки в различных частотных диапазонах.

Для цитирования: Влияние ударной обработки на структуру и свойства никелевого сплава ЖС6У, полученного литьем и электронно-лучевым аддитивным производством / А.В. Воронцов, А.О. Панфилов, А.В. Николаева, А.В. Черемнов, Е.О. Княжев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 238–254. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-238-254.

Введение

Никелевые сплавы благодаря сочетанию высокой термической стойкости, ударной вязкости и устойчивости к агрессивным средам

широко применяются в аэрокосмической промышленности и машиностроении при высоких температурах [1, 2]. Получение данных сплавов традиционными методами, такими как литье и ковка, требует значительных временных затрат, имеет ограничения при изготовлении изделий сложной формы, а также может приводить к возникновению высоких внутренних напряжений и дефектов [3]. По сравнению с традиционными методами производства аддитивные технологии

*Адрес для переписки

Воронцов Андрей Владимирович, к.т.н., н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 Академический проспект, 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: +7 983 239 3417, e-mail: vav@ispms.ru

позволяют устранить эти недостатки, обеспечивая высокую точность и скорость производства никелевых сплавов, а также минимизируют образование дефектов [4, 5] и позволяют проводить ремонт деталей [6].

Основной проблемой никелевых сплавов, полученных различными методами, является образование трещин, которые со временем распространяются вглубь материала, способствуя усталостному разрушению и снижению срока службы изделия [7–10]. Для минимизации усталостного разрушения никелевых сплавов применяют различные методы модификации поверхности: лазерную ударную обработку [11, 12], пескоструйную обработку [13], дробеструйную обработку [14] и электроимпульсную обработку [15, 16].

В работе [17] авторы исследовали влияние лазерной ударной обработки на механические свойства и микроструктуру никелевого сплава K403. По результатам проведенных испытаний на усталость установлено, что образованный нанокристаллический слой значительно увеличивает долговечность сплава в условиях высокочастотного циклического нагружения, повышая срок службы образцов в 2,44 раза по сравнению с исходным состоянием.

В работе [18] авторы исследовали влияние ультразвуковой нанокристаллической модификации поверхности на снижение водородной хрупкости никелевого сплава Inconel-625, изготовленного методом аддитивного производства. Испытания на растяжение показали, что после насыщения водородом и модификации поверхности образцы продемонстрировали увеличение относительного удлинения примерно на 6,3 %. Улучшение механических свойств связано с измельчением зерен, формированием остаточных сжимающих напряжений и увеличением плотности дислокаций, что также препятствует проникновению водорода в материал.

Вопрос модификации поверхности никелевого сплава методом механо-импульсной ударной обработки остается малоизученным. В то же

время данный метод широко применяется в промышленности как эффективный способ улучшения свойств металлических материалов за счет формирования упрочненного поверхностного слоя, снижения хрупкости и уменьшения уровня остаточных напряжений [19, 20].

Целью работы является сравнение влияния механо-импульсной ударной обработки на изменение структурно-фазового состояния и свойств поверхности никелевого сплава ЖС6У, полученного электронно-лучевым аддитивным производством и литьем.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи**:

1) установить влияние механо-импульсной ударной обработки на структурно-фазовое состояние поверхности никелевого сплава марки ЖС6У, полученного литьем и методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП);

2) установить влияние механо-импульсной ударной обработки на микротвердость и трибологические свойства поверхности никелевого сплава марки ЖС6У, полученного литьем и методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Материалы и методы

В работе исследовали никелевый сплав марки ЖС6У (аналог K465) (состав приведен в таблице), получение которого осуществлялось методами литья и электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Механо-импульсную ударную обработку поверхности сплава ЖС6У производили инструментом из титанового сплава VT20, площадь соприкосновения с поверхностью образца составляла 5×5 мм.

Для обработки поверхности ЖС6У в работе использовали два метода ударной обработки. Первый метод заключался в обработке поверхности образцов сплава ЖС6У с низкой частотой (НЧ) основной гармонике 46,6 Гц и амплитудой колебаний 498 мкм. Время воздействия на образцы составляло 10, 20 и 40 с. Вторым методом

Состав сплава ЖС6У

Composition of ZhS6U alloy

Fe	C	Ni	Cr	Mo	W	Co	Nb	Ti	Al	Прочие
≤ 1	0,13...0,2	Основа	8,0...9,5	1,2...2,4	9,5...11,0	9,0...10,5	0,8...1,2	2,0...2,9	5,1...6,0	≤ 0,93

заклучался в обработке поверхности образцов сплава при высокой частоте (ВЧ) ударного воздействия – 21,8 кГц, амплитуде колебаний 6 нм, при этом время воздействия на образцы составляло 5, 10 и 20 мин.

Перед проведением ударной обработки поверхность образцов подготавливалась при помощи наждачной бумаги различной зернистости, а также алмазной пасты 1/0. Шероховатость полученных исходных образцов составляла $0,5 \pm 0,1$ мкм.

В процессе ударного воздействия предварительное усилие для всех методов обработки составляло 65 Н, что обусловлено динамическим процессом нагружения. В случае ударной обработки с низкой частотой это позволяет стабильно удерживать инструмент обработки на поверхности обрабатываемого материала. При малых амплитудах колебаний это позволяет создать условия диссипации энергии в зоне контакта инструмента ударной обработки с поверхностью обрабатываемого образца, а также поглощения энергии удара поверхностью образца для обеспечения деформаций поверхности.

Структуру и шероховатость поверхности образцов после ударной обработки исследовали методом оптической микроскопии с применением конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus LEXT OLS4100. Методом оптической микроскопии также производились исследования структуры обработанных сплавов в поперечном сечении. Для этого каждый образец после механо-импульсной обработки подготавливался в сечении, нормальном поверхности обработки, по стандартной методике для металлографических исследований, включающей в себя шлифование на наждачной бумаге (SiC) с зернистостью до P2000, затем следовало финишное полирование на алмазной пасте 1/0. Значения микротвердости обработанной поверхности без предварительной подготовки измеряли на микротвердомере Duramin-5. Фазовый состав обработанных поверхностей образцов без предварительной подготовки определяли с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-8 с $\text{CuK}\alpha$ -излучением. Анализ микронапряжений (II рода) произведен оценкой полной ширины на полувысоте (FWHM) рентгеновского рефлекса (220). Ввиду отсутствия эталонного (в ненапряженном состоянии) образца за исходную точку было взя-

то значение FWHM исходного образца при симметричной геометрии съемки. Истинная FWHM (β) высчитывалась по формуле

$$\beta = \sqrt{B^2 - b^2}, \quad (1)$$

где B – FWHM рефлекса (220) после деформационной обработки; b – FWHM рефлекса (220) исходного образца.

Микродеформацию кристаллической решетки (ε) для каждой величины деформации после деформационной обработки определили по формуле

$$\varepsilon = \frac{\beta}{4 \tan \Theta}, \quad (2)$$

где Θ – угловое положение анализируемого рефлекса (220).

Трибологические испытания обработанных поверхностей без предварительной подготовки проводили методом скретч-тестирования на макро-скретч-тестере Revetest-RST с алмазным индентором при постоянной нагрузке 10 Н на протяжении 3 мм (радиус кривизны 200 мкм).

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены оптические изображения поверхностей НЧ-обработанных образцов сплавов ЖС6У. Значения шероховатости литого сплава после НЧ-ударной обработки находятся в диапазоне 2...5 мкм (рис. 1, а–в), в том же диапазоне находится шероховатость поверхности аддитивного сплава (рис. 1, г–е).

На рис. 2 представлены оптические изображения поверхности образцов литого и аддитивного сплавов, подвергнутых ВЧ-ударной обработке. На поверхности всех ВЧ-обработанных образцов никелевого сплава наблюдали образование дополнительного слоя, морфология которого в зависимости от времени ударного воздействия различалась. Шероховатость поверхности литых образцов после ВЧ-обработки составила примерно 2 мкм (рис. 2, а–в).

На рис. 3 представлены микроструктуры литого (рис. 3, а, в, д) и аддитивно-полученного (рис. 3, б, г, е) сплава ЖС6У в поперечном сечении после НЧ-механо-импульсных обработок. Анализ металлографических изображений показал, что степень пластической деформации

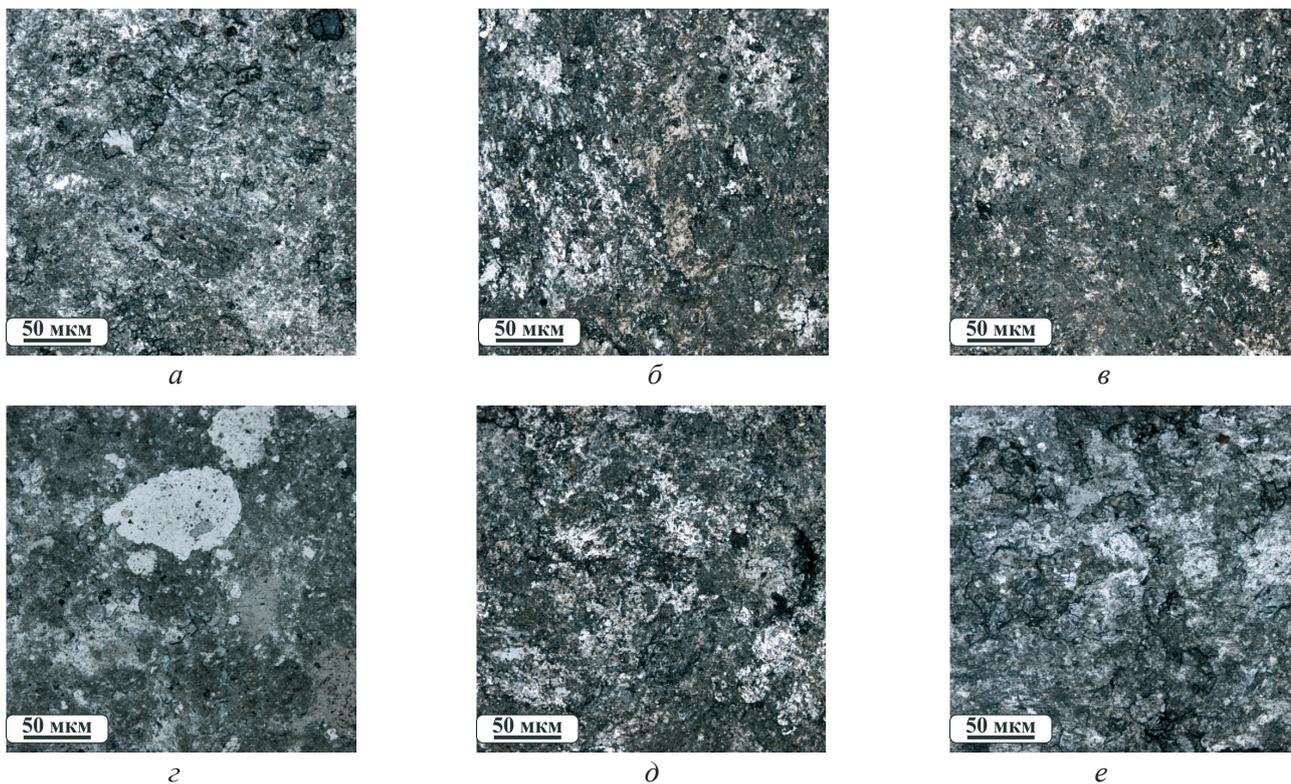


Рис. 1. Микроструктура поверхности литого (*a, в, д*) и аддитивно-полученного (*б, з, е*) сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки в течение 10 (*a, б*), 20 (*в, з*) и 40 (*д, е*) секунд

Fig. 1. Surface microstructure of cast (*a, в, д*) and additively manufactured (*б, з, е*) *ZhS6U* alloy after low frequency impact processing for 10 (*a, б*), 20 (*в, з*) and 40 (*д, е*) seconds

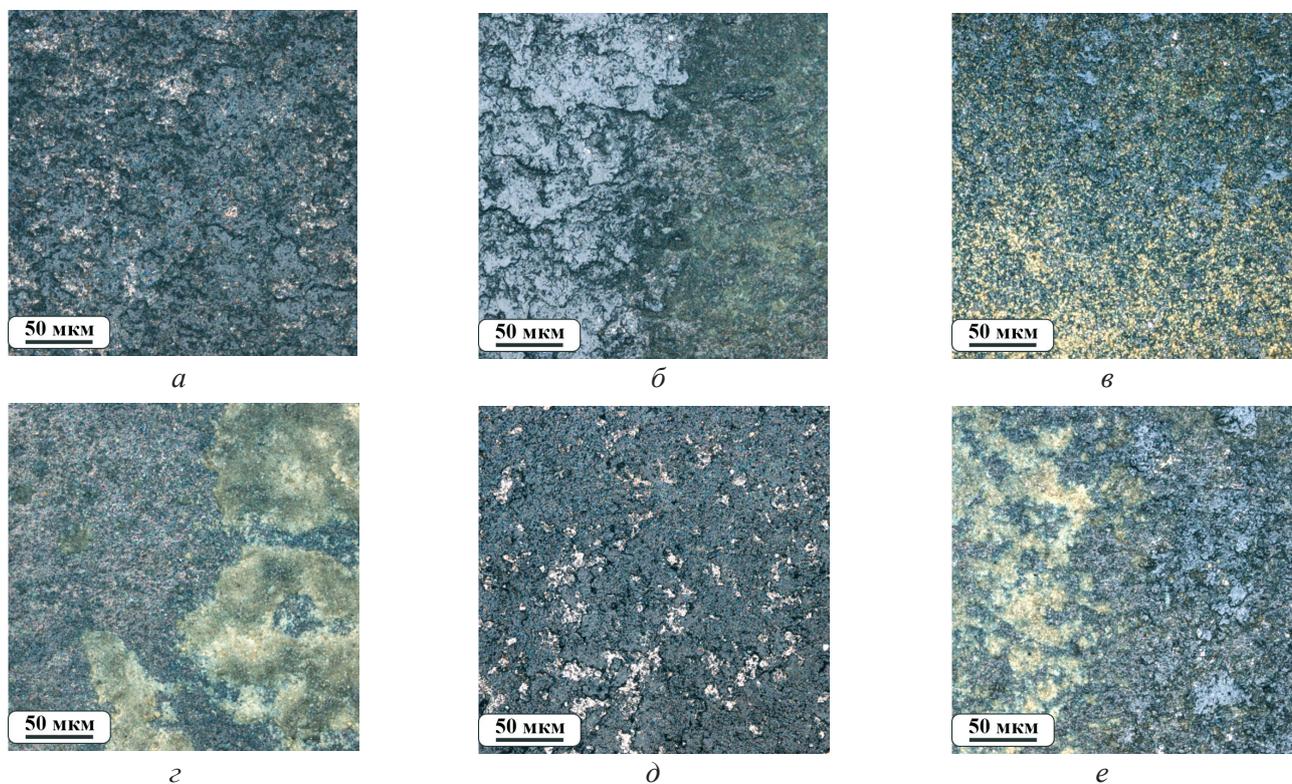


Рис. 2. Микроструктура поверхности литого (*a, в, д*) и аддитивно-полученного (*б, з, е*) сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки в течение 5 (*a, б*), 10 (*в, з*) и 20 (*д, е*) минут

Fig. 2. Surface microstructure of cast (*a, в, д*) and additively manufactured (*б, з, е*) *ZhS6U* alloy after high frequency impact processing for 5 (*a, б*), 10 (*в, з*) and 20 (*д, е*) minutes

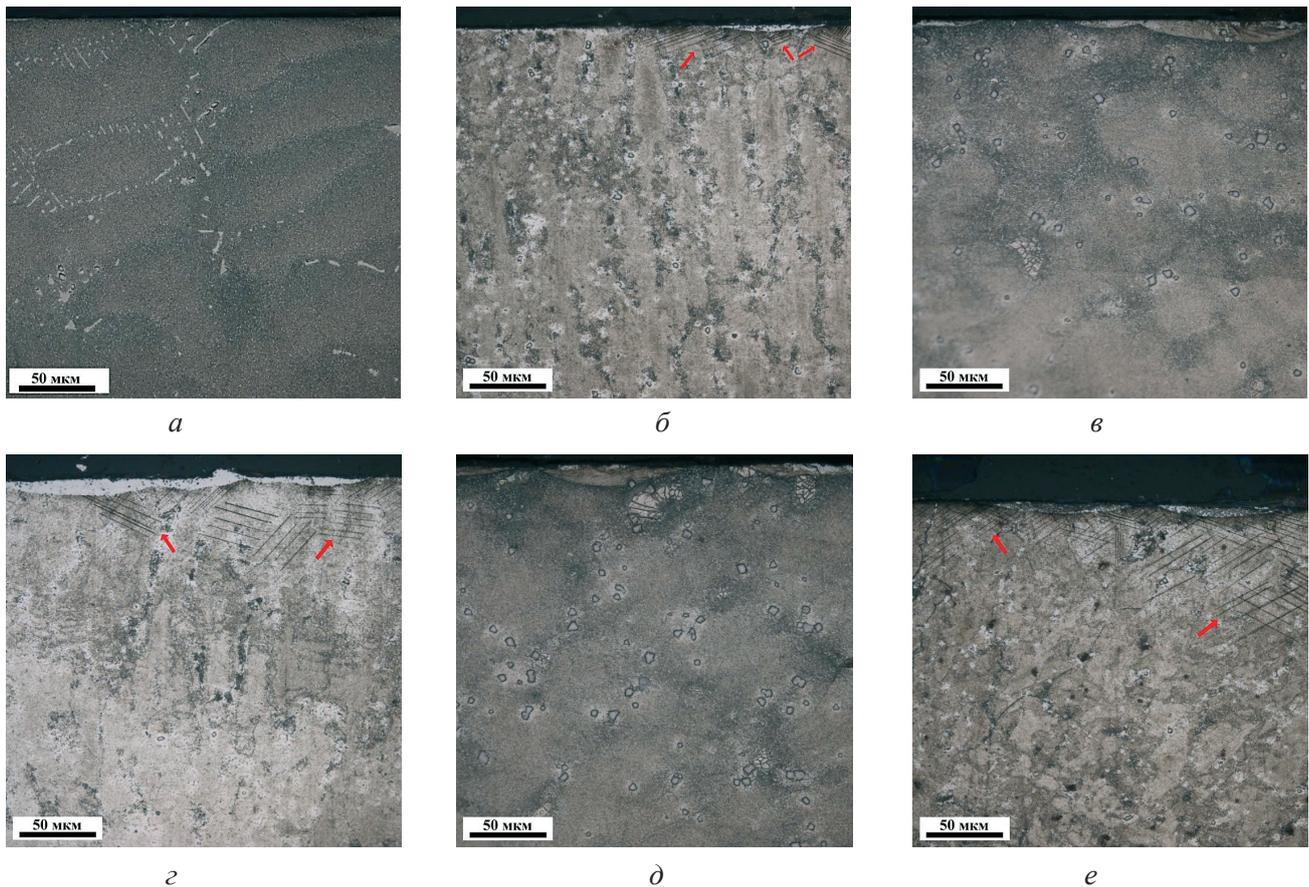


Рис. 3. Изображения оптической микроскопии сплава ЖС6У в поперечном сечении в литом состоянии (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, з, е) после НЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 10 (а, б), 20 (в, з) и 40 (д, е) секунд

Fig. 3. Optical microscopy images of ZhS6U alloy in cross section: cast (a, v, d) and additively manufactured (б, з, е) after low frequency impact processing for 10 (a, б), 20 (в, з) and 40 (д, е) seconds

увеличивается как с ростом времени обработки, так и в зависимости от исходного состояния материала. На рис. 3, б, з, е видно, что после НЧ-механо-импульсной обработки аддитивно полученного сплава ЖС6У формируется пластически деформированный поверхностный слой, который характеризуется полосами скольжения разной ориентации, отмеченными черными линиями и красными стрелками. С увеличением времени обработки до 40 секунд происходит изменение структуры сплава на глубину ~ 90 мкм (рис. 3, е).

Структура литого (рис. 4, а, в, д) и аддитивно-полученного (рис. 4, б, з, е) сплава ЖС6У в поперечном сечении после ВЧ-механо-импульсных обработок имеет отличия, в основном зависящие от исходного состояния материала. Тем не менее по результатам оптической микроскопии в поперечном сечении с увеличением времени обработки аддитивно-полученные образцы бо-

лее подвержены деформированию в сравнении с аналогичными обработками ЖС6У в литом состоянии. В литом состоянии (рис. 4, а, в, д) структурные изменения развиваются более равномерно. При максимальном времени обработки отмечается значительное измельчение структуры и увеличение глубины измененного слоя.

Рентгеноструктурный анализ образцов литого и аддитивного никелевого сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки представлены на рис. 5. Основными фазами, как и в исходном материале, являются Ni (γ) и Ni₃Al(Ti) (γ'). С увеличением времени воздействия НЧ-ударной обработки в литых образцах наблюдали рост объемной доли γ' -фазы (рис. 5, а).

Рентгеноструктурный анализ образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки представлены на рис. 6. Основными фазами, как и в исходном материале, являются Ni (γ) и Ni₃Al(Ti) (γ'). При этом

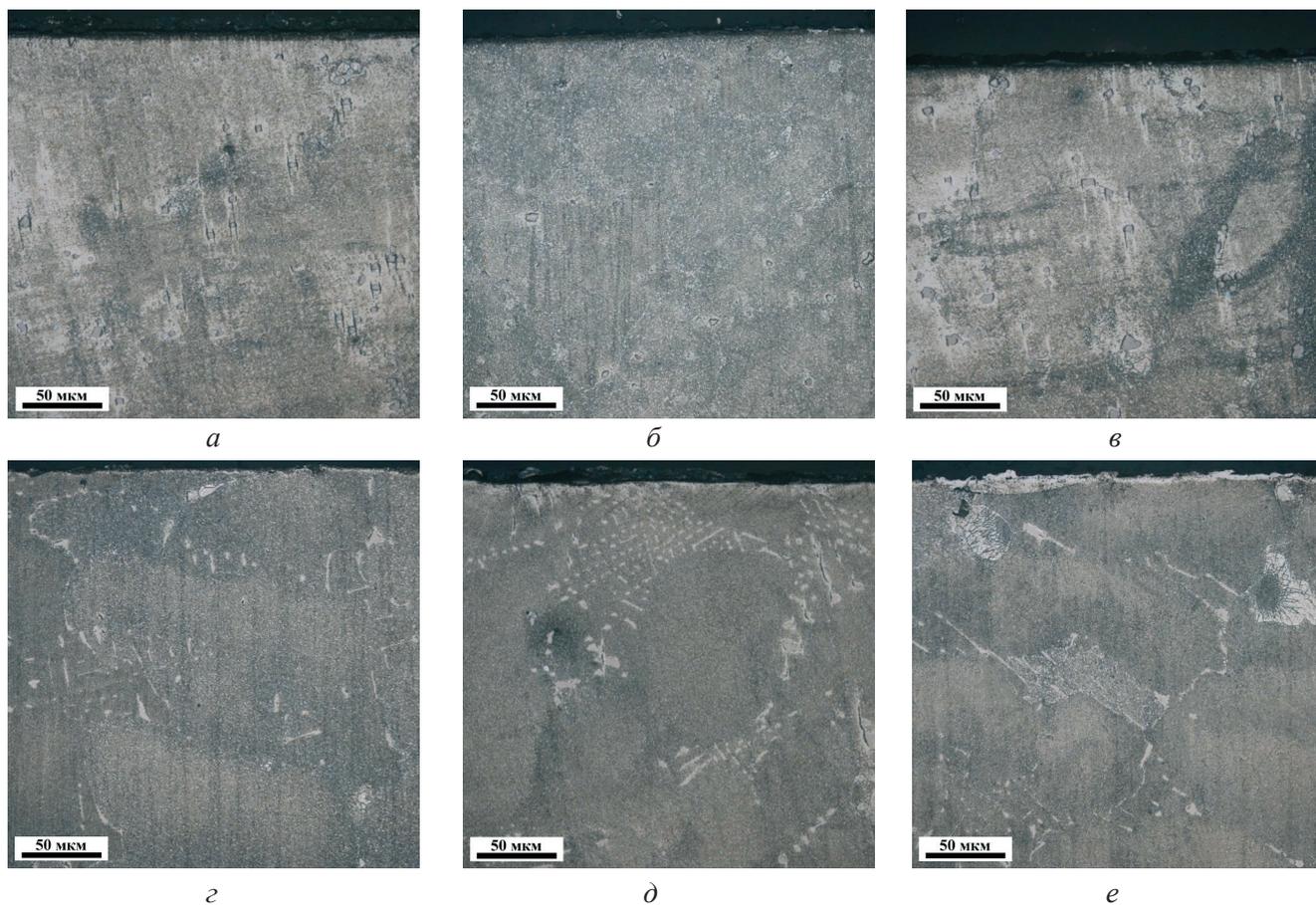


Рис. 4. Изображения оптической микроскопии сплава ЖС6У в поперечном сечении в литом состоянии (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, г, е) после ВЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 5 (а, б), 10 (в, г) и 20 (д, е) минут

Fig. 4. Optical microscopy images of ZhS6U alloy in cross section: cast (a, в, д) and additively manufactured (б, г, е) after high frequency impact processing for 5 (а, б), 10 (в, г) and 20 (д, е) minutes

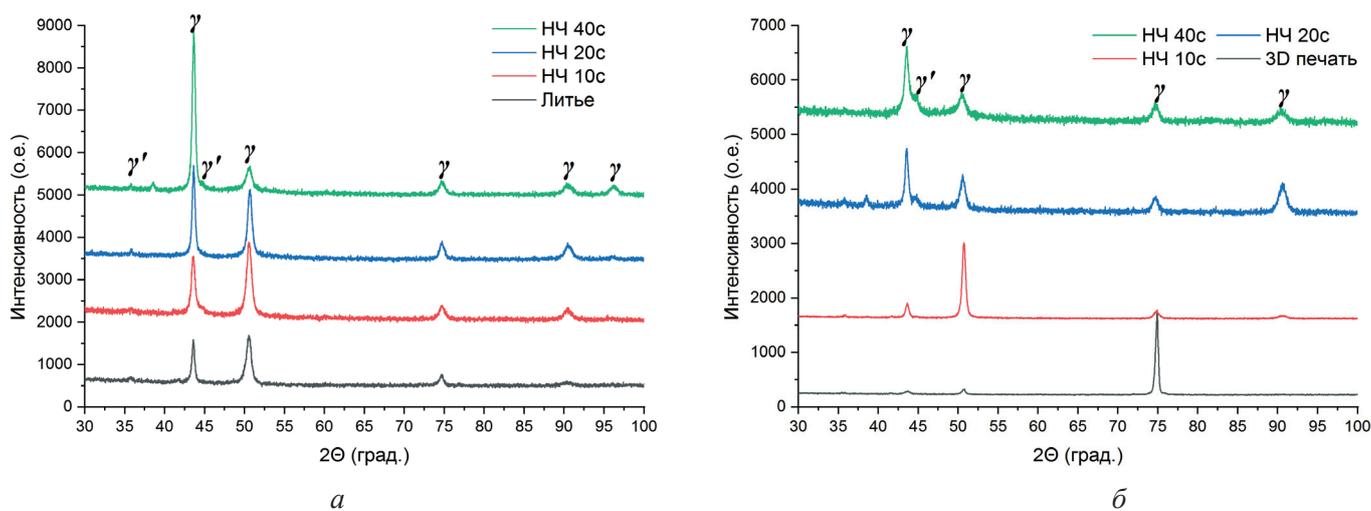


Рис. 5. Профили рентгенограмм литого (а) и аддитивно-полученного (б) сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 10, 20 и 40 секунд

Fig. 5. X-ray diffraction profiles of cast (a) and additively manufactured (б) ZhS6U alloy after low frequency impact processing for 10, 20, and 40 seconds

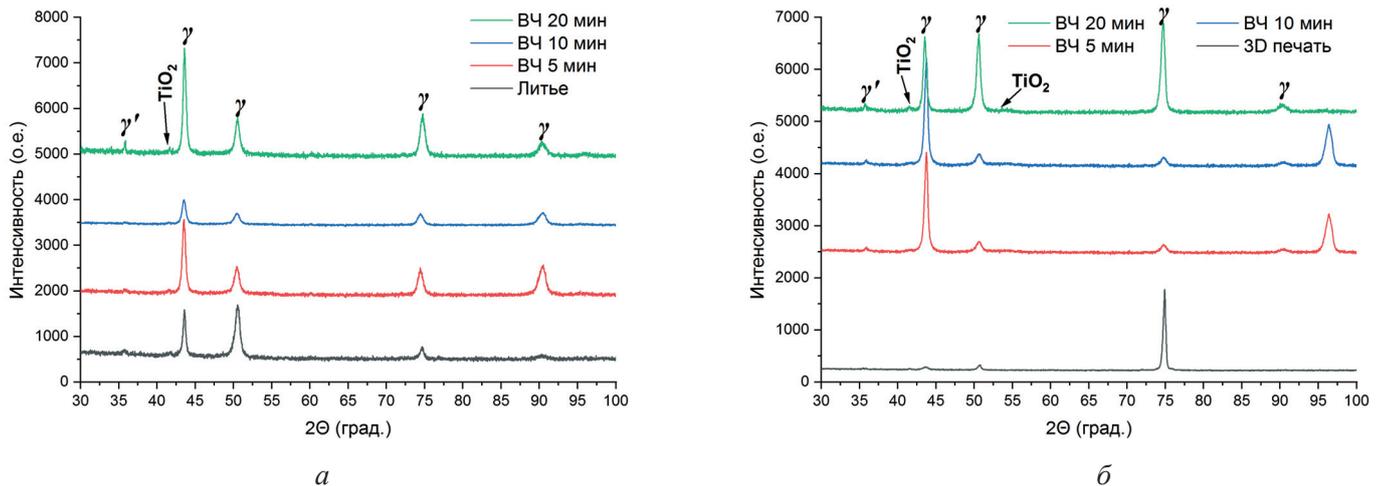


Рис. 6. Профили рентгенограмм литого (а) и аддитивно-полученного (б) сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки со временем ударной обработки 5, 10 и 20 минут

Fig. 6. X-ray diffraction profiles of cast (a) and additively manufactured (b) ZhS6U alloy after high frequency impact processing for 5, 10 and 20 minutes

в случае ВЧ-ударной обработки наблюдается рефлекс, принадлежащий фазе TiO_2 (рис. 6, а).

На рис. 7 представлена зависимость величины микродеформации образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки. Зависимость для литого сплава демонстрирует незначительную разницу между исходным материалом и образцом после 40 секунд НЧ-ударной обработки. Так, у образцов после НЧ-ударной

обработки средняя деформация кристаллической решетки находится на уровне 0,1 %. В то же время данный показатель у аддитивно-полученных образцов ЖС6У после НЧ-ударной обработки находится на уровне 0,175 %, а с увеличением времени НЧ-воздействия микроискажения решетки возрастают до 0,3 %.

На рис. 8 представлена зависимость микродеформации от времени ВЧ-ударной обработки образцов литого и аддитивно-полученного

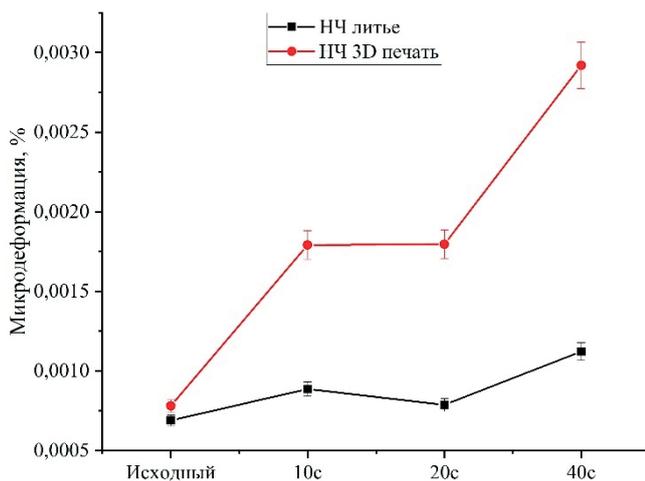


Рис. 7. Зависимость величины микродеформации образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 7. Micro-strain as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after low frequency impact processing

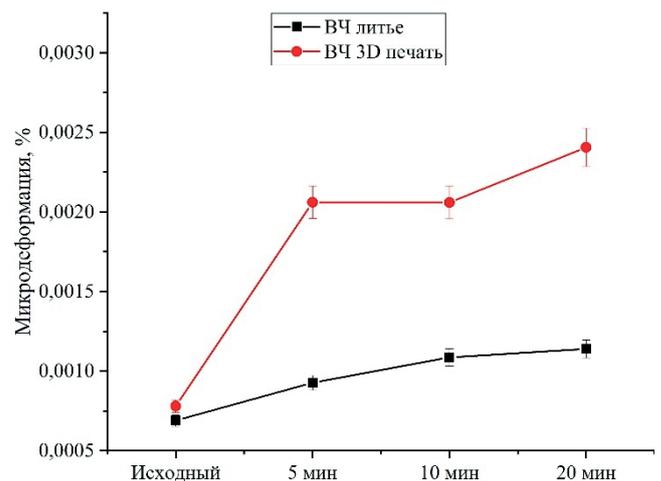


Рис. 8. Зависимость величины микродеформации образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 8. Micro-strain as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after high frequency impact processing

сплава ЖС6У. У образцов литого сплава средняя микродеформация кристаллической решетки находится на уровне 0,09 и 0,1 % после 5 и 10 минут ВЧ-ударной обработки соответственно. При увеличении времени ВЧ-обработки до 20 минут деформация литого ЖС6У возрастает до 0,11 %. Для образцов аддитивно-полученного никелевого сплава после ВЧ-ударной обработки в течение 5 и 10 минут средняя деформация кристаллической решетки находится на уровне 0,2 %, а увеличение времени обработки до 20 минут приводит к росту деформации кристаллической решетки образца до 0,24 %.

На рис. 9 представлена зависимость величины микронапряжений от времени ударной обработки при низких частотах образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У. Зависимость демонстрирует близкие значения микронапряжений для обоих материалов в исходном состоянии. В образцах литого ЖС6У после НЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки находятся на уровне 160 МПа, с увеличением времени обработки микронапряжения возрастают до 220 МПа. Следовательно, НЧ-ударная обработка провоцирует появление напряжений II рода в сравнении с исходным (~140 МПа) состоянием литого никелевого сплава. В образцах ЖС6У, полученных

методом ЭЛАП, после НЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки находятся на уровне 300 МПа, при увеличении времени обработки до 40 секунд микронапряжения возрастают до 600 МПа. Таким образом, НЧ-ударная обработка сплава, полученного ЭЛАП, также приводит к возникновению напряжений II рода в большей степени в сравнении с исходным состоянием (~160 МПа) сплава.

На рис. 10 представлена зависимость величины микронапряжений от времени ударной обработки при высоких частотах образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У. Зависимость величины микронапряжений при ВЧ-обработке, как и в случае НЧ-обработки (рис. 9), демонстрирует значительную разницу между литым и аддитивно-полученным никелевым сплавом. Так, в образцах литого никелевого сплава после ВЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки находятся на уровне 185 МПа, при увеличении времени обработки они плавно возрастают до 230 МПа. Для образцов аддитивно-полученного никелевого сплава после ВЧ-ударной обработки микронапряжения кристаллической решетки возрастают до 410 МПа, а при увеличении времени обработки до 20 минут микронапряжения возрастают на 70 МПа, до значения 480 МПа. Таким образом,

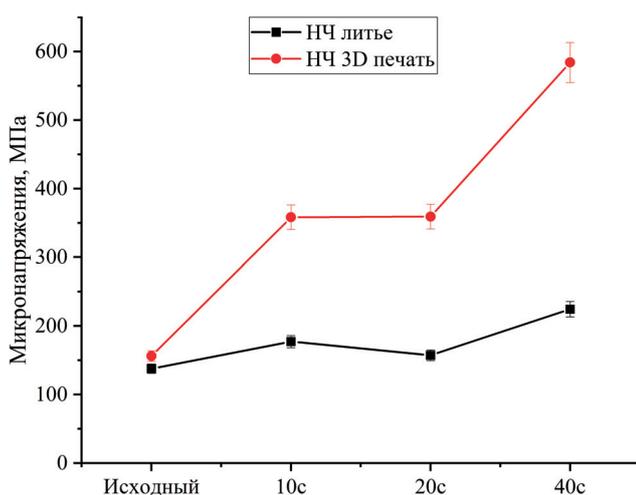


Рис. 9. Зависимость величины микронапряжений образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 9. Micro-stress as a function of processing time for cast and additively manufactured *ZhS6U* alloy samples after low frequency impact processing

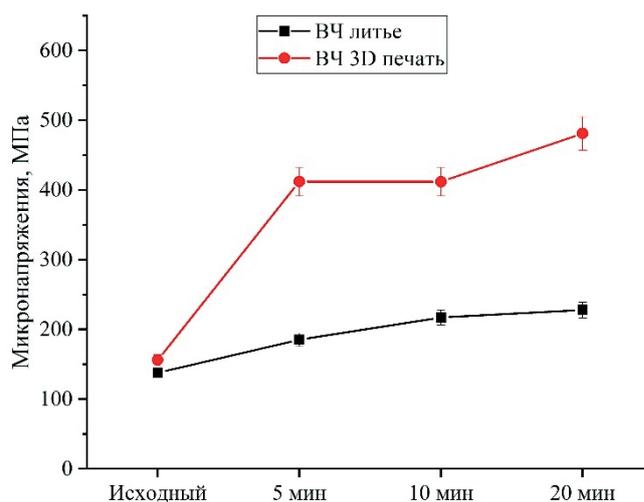


Рис. 10. Зависимость величины микронапряжений образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 10. Micro-stress as a function of processing time for cast and additively manufactured *ZhS6U* alloy samples after high frequency impact processing

ВЧ-ударная обработка провоцирует появление в обоих сплавах напряжений II рода в сравнении с их исходными состояниями.

Результаты оценки микронапряжений показывают подобие зависимостей, наблюдаемых при НЧ- (рис. 9) и ВЧ-ударной обработке (рис. 10). При этом можно отметить, что зависимость величины микронапряжений при ВЧ-обработке отличается от низкочастотной более плавным изменением значений.

Среднее значение микротвердости исходных литого и аддитивно-полученного образцов сплава ЖС6У составляет 430 и 470 НВ соответственно (рис. 11). Ударная обработка поверхности сплава ЖС6У приводит к увеличению значений микротвердости. В общем случае при НЧ-ударной обработке поверхности никелевого сплава в течение 20 секунд значения микротвердости достигают 600 НВ. При НЧ-воздействии в течение 40 секунд микротвердость литого образца падает до 555 НВ. Микротвердость аддитивно-полученного ЖС6У при НЧ-ударной обработке поверхности достигает значений 650 НВ с временем ударного воздействия 40 секунд, что связано с интенсивным процессом пластической деформации, который происходит после НЧ-ударной обработки поверхности. Увеличение количества полос скольжения указывает на вы-

сокую плотность дислокаций, что способствуют повышению микротвердости (рис. 3, е).

Деформационная обработка поверхности литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У при высоких частотах приводит к увеличению микротвердости, что связано с развитием пластической деформации и изменением микроструктуры поверхностного слоя (рис. 4, а–е, рис. 12). При ВЧ-ударной обработке поверхности литого никелевого сплава значение микротвердости образцов возрастает до 580 НВ при времени ударного воздействия 5 минут. При ВЧ-воздействии на литой образец в течение 10 минут микротвердость падает до 520 НВ, при этом при 20-минутной ВЧ-обработке вновь увеличивается – до 575 НВ. В то же время ВЧ-ударная обработка поверхности аддитивно-полученного сплава ЖС6У приводит к росту значения микротвердости материала до 670 НВ при времени ударного воздействия 10 минут, а ВЧ-воздействие в течение 20 минут приводит к уменьшению микротвердости, что, вероятно, обусловлено рекристаллизацией.

Результаты проведения скретч-теста после НЧ-ударных обработок никелевого сплава, полученного литьем и напечатанного методом ЭЛАП, представлены на рис. 13. Коэффициент трения при испытании царапанием с повышающейся от

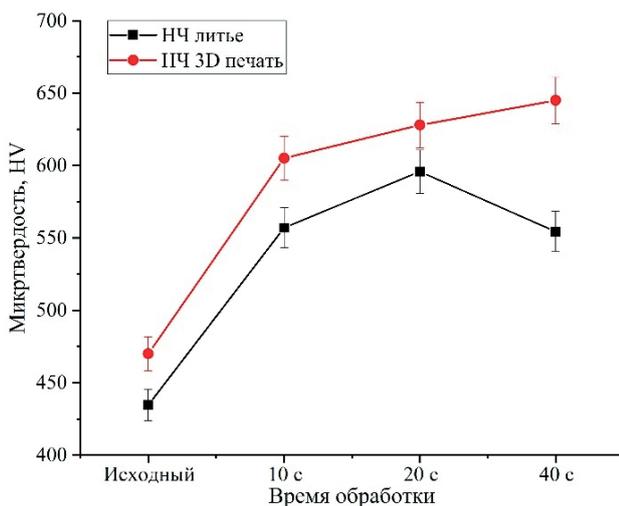


Рис. 11. Зависимость величины микротвердости образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после НЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 11. Microhardness as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after low frequency impact processing

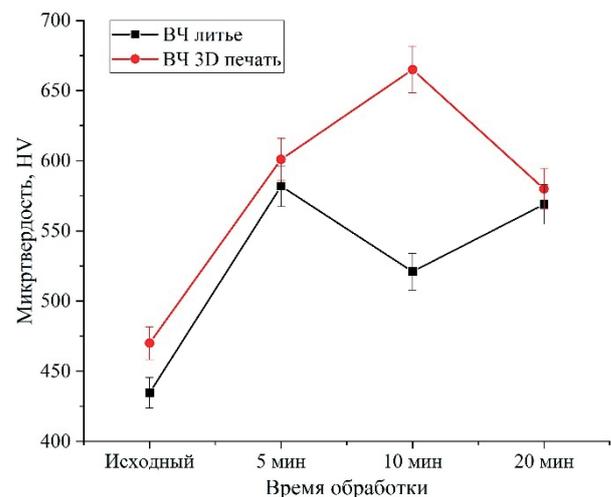


Рис. 12. Зависимость величины микротвердости образцов литого и аддитивно-полученного сплава ЖС6У после ВЧ-ударной обработки от времени обработки

Fig. 12. Microhardness as a function of processing time for cast and additively manufactured ZhS6U alloy samples after high frequency impact processing

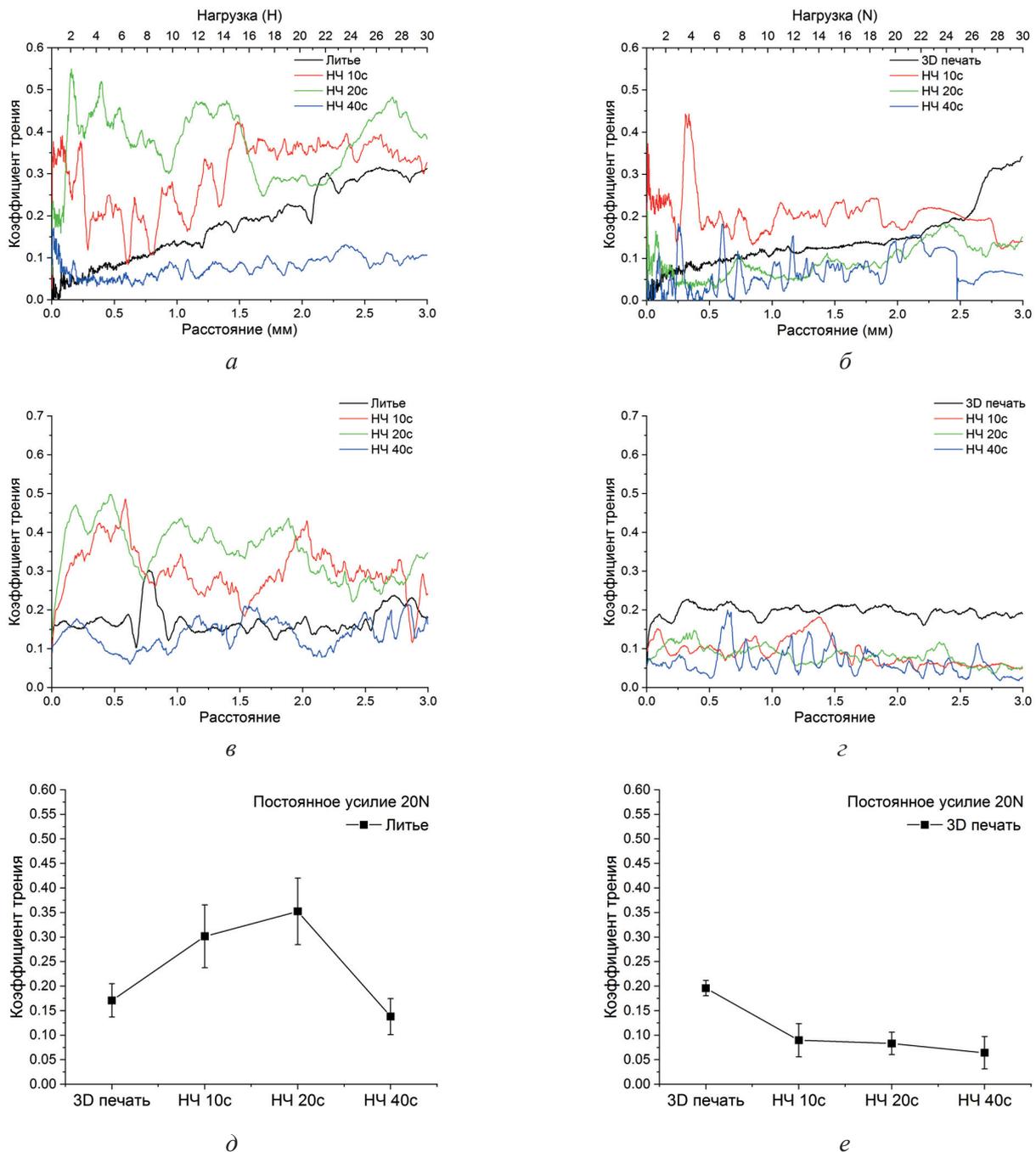


Рис. 13. Результаты скретч-тестирования при изменяющейся нагрузке от 0,5 до 30 Н (а, б) и при постоянной нагрузке 20 Н (в, г) образцов литого (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, г, е) сплава ЖС6У после НЧ-ударных обработок, а также средние значения коэффициента трения деформированной поверхности при постоянной нагрузке 20 Н (д, е)

Fig. 13. Scratch test results under varying load (0.5 to 30 N) (a, б) and constant load (20 N) (в, г) for cast (а, в, д) and additively manufactured (б, г, е) ZhS6U alloy samples after low frequency impact processing, and mean of coefficient of friction of deformed surface under constant load 20 N (д, е)

0,5 до 30 Н нагрузкой образцов никелевого сплава после НЧ-ударной обработки (10–20 секунд) либо сохраняется на уровне исходного материала (рис. 13, черная линия), либо увеличивается. При максимальном времени НЧ-воздействия (40 секунд) коэффициент трения минимален

(рис. 13, а, б). При этом у образцов после НЧ-ударной обработки в течение 40 секунд наблюдается большой разброс значений коэффициента трения в зависимости от протяженности царапания при скретч-тестировании, что обусловлено неровностями анализируемой поверхности.

При скретч-тестировании с постоянной нагрузкой 20 Н также наблюдается большой разброс значений коэффициента трения, обусловленный неровностями анализируемой поверхности (рис. 13, в, з). На рис. 13, д, е представлено итоговое сравнение анализируемых образцов литого и аддитивно-полученного никелевого сплава после НЧ-ударной обработки по результатам скретч-тестирования при постоянной нагрузке в виде зависимости усредненных значений коэффициента трения. Как видно из данных зависимостей, при НЧ-обработке никелевого сплава, полученного литьем, коэффициент трения имеет тенденцию к увеличению, и лишь при максимальном времени обработки (40 секунд) коэффициент трения становится меньше, чем в исходном состоянии (рис. 13, д). При НЧ-ударной обработке сплава, полученного методом ЭЛАП, наблюдается обратная ситуация: при увеличении времени НЧ-ударного воздействия коэффициент трения снижается в сравнении с исходным состоянием (0,19) до значений 0,075, что более чем в два раза ниже.

Результаты проведения скретч-теста после ВЧ-ударной обработки образцов никелевого сплава, полученных литьем и напечатанных методом ЭЛАП, представлены на рис. 14. Коэффициент трения при испытании царапанием с повышающейся от 0,5 до 30 Н нагрузкой образцов литого никелевого сплава после НЧ-ударной обработки в основном либо сохраняется на уровне исходного материала (рис. 14, черная линия), либо увеличивается, как и в случае с аддитивно-полученным образцом с временем ВЧ-воздействия 10 минут.

При скретч-тестировании образцов после ВЧ-ударного воздействия с постоянной нагрузкой 20 Н наблюдается большой разброс значений коэффициента трения (рис. 14, в, з). На рис. 14, д, е представлено итоговое сравнение анализируемых образцов после ВЧ-ударной обработки по результатам скретч-тестирования при постоянной нагрузке в виде зависимости усредненных значений коэффициента трения. Как видно из зависимостей, при ВЧ-ударной обработке никелевого сплава, полученного литьем, коэффициент трения имеет тенденцию к увеличению, и только при максимальном времени обработки (40 секунд) коэффициент трения становится меньше (0,125), чем в исходном состоянии (0,17)

(рис. 14, д). При ВЧ-ударной обработке сплава, полученного методом ЭЛАП, увеличение времени ВЧ-ударного воздействия приводит сначала к постепенному росту коэффициента трения. Коэффициент трения после 20 минут ВЧ-обработки незначительно меньше, чем у аналогичного образца после 10 минут ВЧ-воздействия.

Проведенные исследования выявили комплексное влияние низкочастотной (НЧ) и высокочастотной (ВЧ) ударной обработки на структурно-механические свойства литого и аддитивного никелевого сплава ЖС6У. Анализ показал, что оба метода обработки существенно модифицируют поверхность и объем материала, однако характер изменений зависит как от частоты воздействия, так и от исходного состояния сплава.

При НЧ-обработке в литом сплаве наблюдается рост объемной доли упрочняющей фазы γ' ($\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$), что коррелирует с увеличением микронапряжений до 220 МПа и микродеформаций до 0,1 %. Для аддитивного сплава аналогичное воздействие провоцирует более выраженные изменения: микронапряжения достигают 600 МПа, а деформации – 0,3 %, что, вероятно, связано с исходной неоднородностью структуры, характерной для аддитивных технологий. ВЧ-обработка, напротив, приводит к формированию дополнительного поверхностного слоя с включением фазы TiO_2 , что отсутствует при НЧ-воздействии. Это свидетельствует о термоактивационных процессах, таких как окисление, которые активизируются при высокочастотном воздействии.

Механические свойства сплавов демонстрируют зависимость от метода обработки и исходной структуры. Микротвердость обоих материалов возрастает после ударной обработки, однако аддитивный сплав сохраняет преимущество: при НЧ-обработке его твердость достигает 650 НВ против 555 НВ у литого аналога, а при ВЧ-воздействии – 670 НВ против 580 НВ. Интересно, что при длительном воздействии (40 секунд НЧ-обработки или 20 минут ВЧ-обработки) наблюдается снижение твердости, что может объясняться релаксацией напряжений или частичной рекристаллизацией. Аддитивный сплав также проявляет повышенную чувствительность к накоплению напряжений: при НЧ-обработке его микронапряжения в 2–3 раза превышают

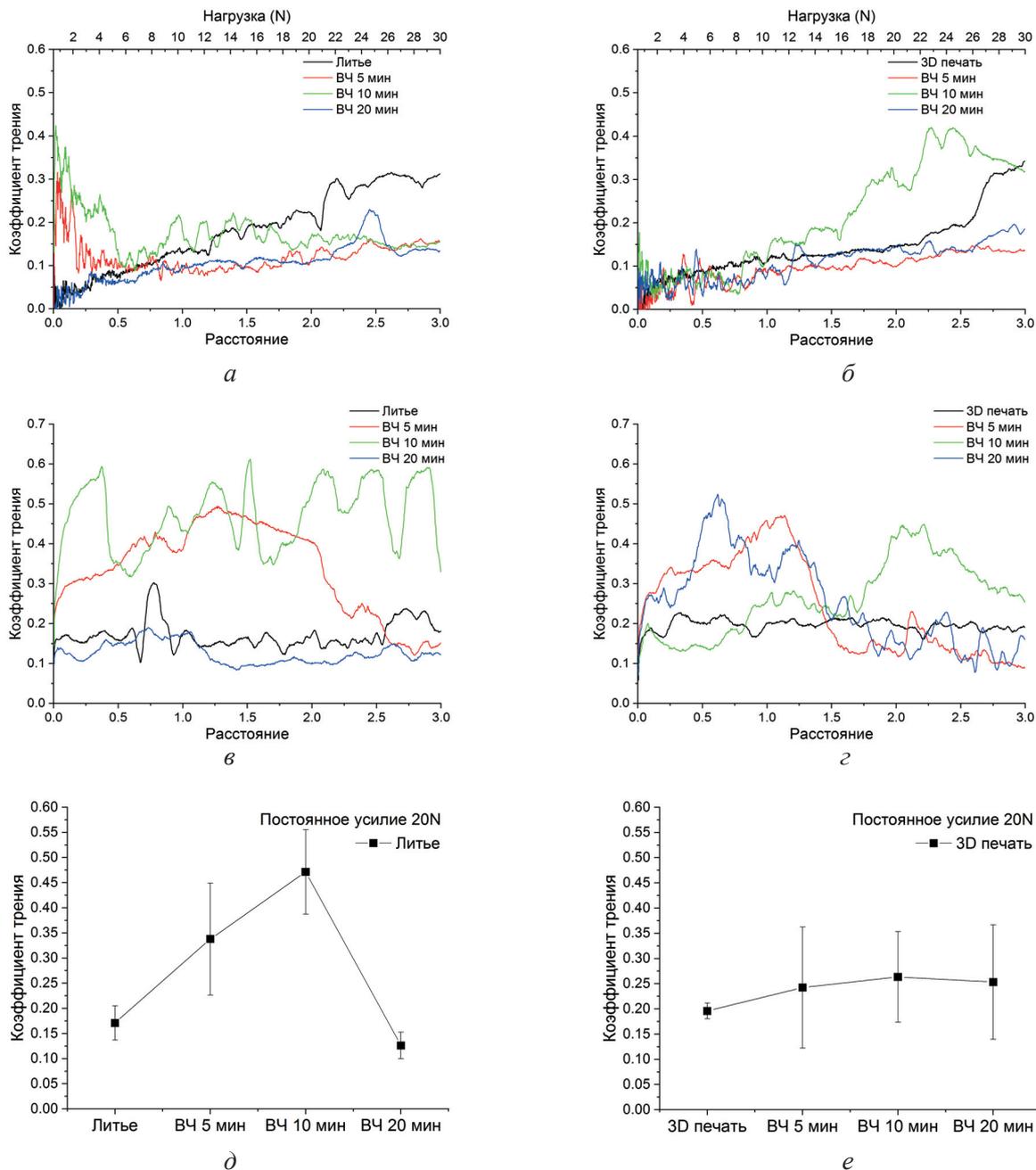


Рис. 14. Результаты скретч-тестирования при изменяющейся нагрузке от 0,5 до 30 Н (а, б) и при постоянной нагрузке 20 Н (в, г) образцов литого (а, в, д) и аддитивно-полученного (б, г, е) сплава ЖС6У после ВЧ-ударных обработок, а также средние значения коэффициента трения деформированной поверхности при постоянной нагрузке 20 Н (д, е)

Fig. 14. Scratch test results under varying load (0.5 to 30 N) (a, б) and constant load (20 N) (в, г) for cast (a, в, д) and additively manufactured (б, г, е) ZhS6U alloy samples after high frequency impact processing, and mean of coefficient of friction of deformed surface under constant load 20 N (д, е)

значения для литого материала, что связано с наличием дефектов, типичных для аддитивного производства. ВЧ-обработка, в свою очередь, вызывает более плавный рост напряжений, что, вероятно, обусловлено меньшей интенсивностью пластической деформации на высоких частотах.

Трибологические свойства сплавов, оцененные методом скретч-тестирования, демонстрируют неоднозначные тенденции. Для литого сплава ВЧ-обработка снижает коэффициент трения лишь при максимальном времени воздействия (40 секунд), тогда как аддитивный сплав показывает прогрессивное уменьшение трения

с 0,19 до 0,075, что может быть связано с упрочнением поверхности и снижением адгезии. ВЧ-обработка приводит к противоположным эффектам: у литого сплава трение снижается при длительном воздействии, а у аддитивного – временно возрастает, что коррелирует с образованием и нестабильностью оксидного слоя TiO_2 . Разброс значений коэффициента трения, особенно заметный при постоянной нагрузке 20 Н, объясняется неровностью поверхности после ударной обработки.

Сравнение НЧ- и ВЧ-обработки позволяет выделить их ключевые особенности. НЧ-воздействие обеспечивает интенсивное упрочнение, но сопровождается значительным ростом напряжений, особенно критичным для аддитивного сплава. ВЧ-обработка, напротив, способствует формированию многофазных поверхностных слоев с участием оксидных фаз, что потенциально улучшает износостойкость, однако требует тщательного подбора времени воздействия для минимизации разупрочнения. Эти различия обуславливают необходимость индивидуального подхода к выбору параметров обработки в зависимости от метода получения сплава.

Таким образом, исследование подтверждает, что аддитивный сплав ЖС6У, несмотря на исходно высокую твердость, требует осторожности при длительной НЧ-обработке из-за склонности к накоплению напряжений. ВЧ-обработка, в свою очередь, открывает возможности для управления структурой поверхностного слоя, но ее эффективность зависит от стабильности формирующихся фаз. Для практического применения результатов важны дальнейшие исследования, направленные на оценку циклической стабильности модифицированных структур и их коррозионной стойкости в рабочих условиях.

Заключение

Структурно-фазовое состояние поверхностей после низко- и высокочастотной обработки у обоих сплавов схоже. Основными фазами в обоих материалах, аналогично исходным, являются Ni (γ) и $Ni_3Al(Ti)$ (γ'). Однако НЧ-обработка литого сплава ЖС6У приводит к увеличению объемной доли фазы γ' , а ВЧ-обработка – к формированию в нем Ti_2O . Вместе с этим высокочастотная об-

работка обоих сплавов приводит к образованию дополнительного слоя на обработанной поверхности, морфология которого зависит от времени обработки.

На образцах сплава, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства, зафиксированы большие, по сравнению с образцами литого сплава, значения микродеформаций решетки, микронапряжений в них и микротвердости обработанной поверхности при любой частоте и продолжительности обработки. Так, НЧ-обработка аддитивно-полученного образца приводит к большим, по сравнению с литым образцом, значениям микродеформаций в 1,71 раза, микронапряжений – в 2,73 раза, микротвердости – в 1,08 раза. При ВЧ-обработке значения микродеформаций решетки у аддитивно-полученного образца в 2,18 раза больше, чем у литого, микронапряжений – в 2,09 раза, микротвердости – в 1,16 раза.

Значения коэффициента трения зависят от времени проведения обработки. Как при низкой, так и при высокой частоте обработки коэффициент трения литого ЖС6У увеличивался вплоть до третьей контрольной точки (20 секунд при НЧ-обработке, 20 мин при ВЧ-обработке), после чего резко уменьшался, достигая меньших, чем у исходного материала, значений. НЧ-обработка ЖС6У, полученного методом ЭЛАП, приводила к постепенному уменьшению коэффициента трения, ВЧ-обработка – к постепенному увеличению коэффициента трения и небольшому уменьшению на четвертой контрольной точке (20 минут).

Таким образом, обработки оказывают значительное влияние на фазовый состав, механические свойства и трибологические характеристики сплавов. Аддитивный материал, в отличие от литого, проявляет повышенную чувствительность к внешним воздействиям, что выражается в более высоких микродеформациях, напряжениях и специфической динамике трения. Эти особенности могут быть связаны с исходной микроструктурой, сформированной методом аддитивного производства.

Работа демонстрирует возможность эффективного упрочнения никелевых сплавов ЖС6У, полученных литьем и аддитивным методом, посредством механо-импульсной обработки в разных частотных диапазонах, что позволяет фор-



мировать поверхностный слой с улучшенными характеристиками: микротвердость увеличивается до 670 HV, коэффициент трения снижается до 0,075, формируется благоприятная фазовая структура с усилением γ' -фазы или образованием дополнительной TiO_2 -фазы. При этом аддитивные образцы показывают большую чувствительность к обработке, что требует оптимизации режимов для каждого типа материала, а разработанные подходы могут быть применены в авиакосмической и машиностроительной отраслях для повышения эксплуатационных характеристик деталей из жаропрочных никелевых сплавов.

Список литературы

1. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties // *Journal of Propulsion and Power*. – 2006. – Vol. 22 (2). – P. 361–374. – DOI: 10.2514/1.18239.
2. Microstructure evolution during supersolvus heat treatment of a powder metallurgy nickel-base superalloy / S.L. Semiatin, K.E. McClary, A.D. Rollett, C.G. Roberts, E.J. Payton, F. Zhang, T.P. Gabb // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2012. – Vol. 43. – P. 1649–1661. – DOI: 10.1007/s11661-011-1035-y.
3. Advances in solidification characteristics and typical casting defects in nickel-based single crystal superalloys / J. Zhang, T. Huang, L. Liu, H. Fu // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2015. – Vol. 51 (10). – P. 1163–1178. – DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00448.
4. Directional solidification of a nickel-based superalloy product structure fabricated on stainless steel substrate by electron beam additive manufacturing / S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, K.N. Kalashnikov, A.V. Chumaevskii, Yu.P. Mironov, E.A. Kolubaev // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2021. – Vol. 52. – P. 857–870. – DOI: 10.1007/s11661-020-06090-8.
5. Evolution of structure and properties of the nickel-based alloy EP718 after the SLM growth and after different types of heat and mechanical treatment / D. Ivanov, A. Travyanov, P. Petrovskiy, V. Cheverikin, E. Alekseeva, A. Khvan, I. Logachev // *Additive Manufacturing*. – 2017. – Vol. 18. – P. 269–275. – DOI: 10.1016/j.addma.2017.10.015.
6. Additive manufacturing of nickel superalloys: opportunities for innovation and challenges related to qualification / S.S. Babu, N. Raghavan, J. Raplee, S.J. Foster, C. Frederick, M. Haines, R. Dinwiddie, M.K. Kirka, A. Plotkowski, Y. Lee, R.R. Dehoff // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2018. – Vol. 49. – P. 3764–3780. – DOI: 10.1007/s11661-018-4702-4.
7. Effect of laser shock peening without coating on surface morphology and mechanical properties of Nickel-200 / A. Kulkarni, S. Chettri, S. Prabhakaran, S. Kalainathan // *Mechanics of Materials Science and Engineering*. – 2017. – Vol. 9. – DOI: 10.2412/mmse.55.5.304.
8. Carter T.J. Common failures in gas turbine blades // *Engineering Failure Analysis*. – 2005. – Vol. 12. – P. 237–247. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2004.07.004.
9. Kim H. Study of the fracture of the last stage blade in an aircraft gas turbine // *Engineering Failure Analysis*. – 2009. – Vol. 16 (7). – P. 2318–2324. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2009.03.017.
10. Silveira E., Atxaga G., Irisarri A.M. Failure analysis of two sets of aircraft blades // *Engineering Failure Analysis*. – 2010. – Vol. 17 (3). – P. 641–647. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2008.10.015.
11. Karthik D., Swaroop S. Laser shock peening enhanced corrosion properties in a nickel-based Inconel 600 superalloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 694. – P. 1309–1319. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.093.
12. Microstructural evolution and mechanical properties of selective laser melted nickel-based superalloy after post treatment / L. Chen, Y. Sun, L. Li, X. Ren // *Materials Science and Engineering A*. – 2020. – Vol. 792. – P. 139649. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.139649.
13. Effect of sand blasting and glass matrix composite coating on oxidation resistance of a nickel-based superalloy at 1000 °C / M. Chen, M. Shen, S. Zhu, F. Wang, X. Wang // *Corrosion Science*. – 2013. – Vol. 73. – P. 331–341. – DOI: 10.1016/j.corsci.2013.04.022.
14. Ghara T., Paul S., Bandyopadhyay P.P. Effect of grit blasting parameters on surface and near-surface properties of different metal alloys // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2021. – Vol. 30. – P. 251–269. – DOI: 10.1007/s11666-020-01127-1.
15. Surface nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of nickel-based superalloy by coupled electric pulse and ultrasonic treatment / R. Ji, Z. Yang, H. Jin, Y. Liu, H. Wang, Q. Zheng, W. Cheng, B. Cai, X. Li // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 375. – P. 292–302. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.07.037.
16. “Target effect” of pulsed current on the texture evolution behaviour of Ni-based superalloy during electrically-assisted tension / X. Zhang, H. Li, G. Shao, J. Gao, M. Zhan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 898. – P. 162762. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162762.

17. Effects of laser shock processing on microstructure and mechanical properties of K403 nickel-alloy / C. Wang, X.J. Shen, Z.B. An, L.C. Zhou, Y. Chai // *Materials Design*. – 2016. – Vol. 89. – P. 582–588. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.022.

18. Ultrasonic nanocrystal surface modification effect on reduction of hydrogen embrittlement in Inconel-625 parts fabricated via additive manufacturing process / S.-H. Baek, S. He, M.-S. Jang, D.-H. Back, D.-W. Jeong, S.-H. Park // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 108. – P. 685–695. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.11.024.

19. *Воронцов А.В., Утяганова В.Р., Зыкова А.П.* Влияние ударной обработки в разных частотных диапазонах на эволюцию структурно-фазового состояния поверхности перлитной стали // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2024. – Т. 67, № 6. – С. 32–38. – DOI: 10.17223/00213411/67/6/5.

20. Effect of electropulsing treatment on corrosion behavior of nickel base corrosion-resistant alloy / Y. Liu, L. Wang, H. Liu, B. Zhang, G. Zhao // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2011. – Vol. 21 (9). – P. 1970–1975. – DOI: 10.1016/s1003-6326(11)60958-8.

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



Effect of impact processing on the structure and properties of nickel alloy ZhS6U produced by casting and electron beam additive manufacturing

Andrey Vorontsov ^{a,*}, Alexander Panfilov ^b, Alexandra Nikolaeva ^c, Andrey Cheremnov ^d, Evgeny Knyazhev ^d

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>,  vav@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  alexpl@ispms.tsc.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>,  nikolaeva@ispms.tsc.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>,  amc@ispms.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>,  clothoid@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 March 2025

Revised: 27 March 2025

Accepted: 10 April 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Impact treatment

Nickel alloy

ZhS6U

Surface hardening

Mechanical processing

Additive manufacturing

EBAM

Funding

The work was carried out within the framework of a grant from the Russian Science Foundation, project No. 23-79-01301. The studies were carried out using equipment from the Center of Collective Use «Nanotech» of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Nickel alloys are widely used in the aerospace industry, but their operational characteristics require improvement through surface modification. A relevant challenge is to conduct a comparative analysis of mechanical impulse processing methods for cast and additively manufactured ZhS6U alloy to optimize their properties. **The purpose** of this work is to investigate the influence of low-frequency (LF) and high-frequency (HF) impact processing on the structural-phase state and surface properties of nickel alloy ZhS6U, produced by electron beam additive manufacturing (EBAM) and casting. The **research methods** include microstructural analysis using optical microscopy, X-ray diffraction analysis of the phase composition, microhardness measurements, and tribological testing via scratch testing of ZhS6U alloy samples after various processing modes. **Results and discussion.** It is established that LF processing of the cast alloy increases the volume fraction of the strengthening γ' phase, while HF processing forms an additional Ti_2O phase. The processing of the additive alloy demonstrates more significant changes: micro-strains in the crystal lattice are 1.71...2.18 times higher, micro-stresses in the surface layer are 2.09...2.73 times higher, and the microhardness of the processed surface of the additively manufactured ZhS6U alloy is 8...16% higher compared to the cast material. Optimal processing modes are identified to be: 40 seconds for LF and 20 minutes for HF, providing a minimum friction coefficient of 0.075. **Conclusions.** Mechanical impulse processing effectively hardens the surface of nickel alloy ZhS6U fabricated by different methods. The application of the developed approaches is recommended to improve the performance characteristics of parts in the aerospace and mechanical engineering industries. Further research is required on the cyclic stability of modified structures after mechanical impulse processing in various frequency ranges.

For citation: Vorontsov A.V., Panfilov A.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.V., Knyazhev E.O. Effect of impact processing on the structure and properties of nickel alloy ZhS6U produced by casting and electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 238–254. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-238-254. (In Russian).

References

1. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, vol. 22 (2), pp. 361–374. DOI: 10.2514/1.18239.
2. Semiatin S.L., McClary K.E., Rollett A.D., Roberts C.G., Payton E.J., Zhang F., Gabb T.P. Microstructure evolution during supersolvus heat treatment of a powder metallurgy nickel-base superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2012, vol. 43, pp. 1649–1661. DOI: 10.1007/s11661-011-1035-y.

* Corresponding author

Vorontsov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4, pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 983 239 3417, e-mail: vav@ispms.ru

3. Zhang J., Huang T., Liu L., Fu H. Advances in solidification characteristics and typical casting defects in nickel-based single crystal superalloys. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, vol. 51 (10), pp. 1163–1178. DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00448.
4. Fortuna S.V., Gurianov D.A., Kalashnikov K.N., Chumaevskii A.V., Mironov Yu.P., Kolubaev E.A. Directional solidification of a nickel-based superalloy product structure fabricated on stainless steel substrate by electron beam additive manufacturing. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2021, vol. 52, pp. 857–870. DOI: 10.1007/s11661-020-06090-8.
5. Ivanov D., Travyanov A., Petrovskiy P., Cheverikin V., Alekseeva A., Khvan A., Logachev I. Evolution of structure and properties of the nickel-based alloy EP718 after the SLM growth and after different types of heat and mechanical treatment. *Additive Manufacturing*, 2017, vol. 18, pp. 269–275. DOI: 10.1016/j.addma.2017.10.015.
6. Babu S.S., Raghavan N., Raplee J., Foster S.J., Frederick C., Haines M., Dinwiddie R., Kirka M.K., Plotkowski A., Lee Y., Dehoff R.R. Additive manufacturing of nickel superalloys: opportunities for innovation and challenges related to qualification. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2018, vol. 49, pp. 3764–3780. DOI: 10.1007/s11661-018-4702-4.
7. Kulkarni A., Chettri S., Prabhakaran S., Kalainathan S. Effect of laser shock peening without coating on surface morphology and mechanical properties of Nickel-200. *Mechanics of Materials Science and Engineering*, 2017, vol. 9. DOI: 10.2412/mmse.55.5.304.
8. Carter T.J. Common failures in gas turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, 2005, vol. 12, pp. 237–247. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2004.07.004.
9. Kim H. Study of the fracture of the last stage blade in an aircraft gas turbine. *Engineering Failure Analysis*, 2009, vol. 16 (7), pp. 2318–2324. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2009.03.017.
10. Silveira E., Atxaga G., Irisarri A.M. Failure analysis of two sets of aircraft blades. *Engineering Failure Analysis*, 2010, vol. 17 (3), pp. 641–647. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2008.10.015.
11. Karthik D., Swaroop S. Laser shock peening enhanced corrosion properties in a nickel-based Inconel 600 superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 694, pp. 1309–1319. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.10.093.
12. Chen L., Sun Y., Li L., Ren X. Microstructural evolution and mechanical properties of selective laser melted nickel-based superalloy after post treatment. *Materials Science and Engineering A*, 2020, vol. 792, p. 139649. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139649.
13. Chen M., Shen M., Zhu S., Wang F., Wang X. Effect of sand blasting and glass matrix composite coating on oxidation resistance of a nickel-based superalloy at 1000°C. *Corrosion Science*, 2013, vol. 73, pp. 331–341. DOI: 10.1016/j.corsci.2013.04.022.
14. Ghara T., Paul S., Bandyopadhyay P.P. Effect of grit blasting parameters on surface and near-surface properties of different metal alloys. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2021, vol. 30, pp. 251–269. DOI: 10.1007/s11666-020-01127-1.
15. Ji R., Yang Z., Jin H., Liu Y., Wang H., Zheng Q., Cheng W., Cai B., Li X. Surface nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of nickel-based superalloy by coupled electric pulse and ultrasonic treatment. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 375, pp. 292–302. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.07.037.
16. Zhang X., Li H., Shao G., Gao J., Zhan M. “Target effect” of pulsed current on the texture evolution behaviour of Ni-based superalloy during electrically-assisted tension. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 898, p. 162762. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162762.
17. Wang C., Shen X.J., An Z.B., Zhou L.C., Chai Y. Effects of laser shock processing on microstructure and mechanical properties of K403 nickel-alloy. *Materials Design*, 2016, vol. 89, pp. 582–588. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.022.
18. Baek S.H., He S., Jang M.S., Back D.H., Jeong D.W., Park S.H. Ultrasonic nanocrystal surface modification effect on reduction of hydrogen embrittlement in Inconel-625 parts fabricated via additive manufacturing process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 108, pp. 685–695. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.11.024.
19. Vorontsov A.V., Utyaganova V.R., Zykova A.P. Vliyanie udarnoi obrabotki v raznykh chastotnykh diapazonakh na evolyutsiyu strukturno-fazovogo sostoyaniya poverkhnosti perlitnoi stali [Influence of shock treatment in different frequency ranges on the evolution of structure-phase state of perlite steel surface]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Fizika = Russian Physics Journal*, 2024, vol. 67, iss. 6, pp. 32–38. DOI: 10.17223/00213411/67/6/5. (In Russian).
20. Liu Y., Wang L., Liu H., Zhang B., Zhao G. Effect of electropulsing treatment on corrosion behavior of nickel base corrosion-resistant alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, vol. 21 (9), pp. 1970–1975. DOI: 10.1016/s1003-6326(11)60958-8.

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



Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с импульсным током

Анна Мисоченко ^{a, *}

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Малый Харитоньевский пер, 4, г. Москва, 101990, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-2885-1996>,  ls3216@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.171.2:620.186.8

История статьи:

Поступила: 11 декабря 2024
 Рецензирование: 09 января 2025
 Принята к печати: 10 апреля 2025
 Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Сплавы на основе TiNi
 Импульсный ток
 Прокатка с током
 Мартенситные превращения
 Рентгеноструктурный анализ
 Стабилизация аустенита
 Циклическое мартенситное превращение

АННОТАЦИЯ

Введение. Сплавы с памятью формы на основе TiNi обладают набором свойств, включающим в себя биосовместимость, коррозионную стойкость, низкую плотность, высокую удельную прочность, термическую стабильность, память формы и сверхупругость. Большое количество исследований в настоящее время посвящают различным деформационным способам обработки таких материалов с целью повышения механических свойств и свойств памяти формы. Одним из них является пластическая деформация с одновременным действием импульсного электрического тока. Поскольку свойства памяти формы в сплавах на основе TiNi обусловлены наличием термоупругих мартенситных превращений, то представляет интерес совместное влияние на них деформации и тока. **Цель работы.** Исследование особенностей проявления термических и деформационных мартенситных превращений в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ в процессе прокатки с одновременным действием импульсного электрического тока. **Методы исследования.** В работе проанализированы образцы сплавов $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ после прокатки с импульсным электрическим током плотностью 100 A/mm^2 , длительностью импульса 100 мкс и скважностью 10 до различных степеней деформации ($e = 0; 0,4; 0,8; 1,2$). Исследование стабильности мартенситных превращений проводилось методом дифференциальной сканирующей калориметрии при скорости нагрева/охлаждения $10 \text{ }^\circ\text{C/мин}$ в диапазоне температур $-150 \dots +150 \text{ }^\circ\text{C}$. Фазовый состав изучен методом рентгеноструктурного анализа в $\text{CuK}\alpha$ -излучении при $U = 40 \text{ кВ}$ и $I = 40 \text{ мА}$ в диапазоне углов $2\theta = 15 \dots 100^\circ$ с шагом $\Delta\theta = 0,05^\circ$ и временем экспозиции 5 с. **Результаты и обсуждение.** Показано, что прокатка с током приводит к проявлению двухстадийного прямого мартенситного превращения при охлаждении в обоих сплавах, а повышение степени деформации расширяет температурную область существования R-фазы. Показана возможность стабилизации высокотемпературной аустенитной B2-фазы в сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$, а также возникновение циклично-протекающего деформационного превращения мартенсит \rightarrow аустенит \rightarrow мартенсит в сплаве $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$. Обсуждаются возможные механизмы проявления этих особенностей.

Для цитирования: Мисоченко А.А. Мартенситные превращения в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с импульсным током // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 255–269. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-255-269.

Введение

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе интерметаллида TiNi обладают уникальным набором свойств, включающим в себя низкую плотность, биосовместимость, коррозионную стойкость, высокую удельную прочность, пластичность, обратимость деформации при нагреве (память формы) и при снятии нагрузки без

нагрева (сверхупругость) [1]. Большое количество исследований в настоящее время посвящено различным деформационным способам обработки таких материалов с целью повышения механических свойств и свойств памяти формы [2, 4]. Однако традиционные методы обработки металлов давлением (ОМД) без воздействия нагрева приводят к разрушению этих сплавов, поэтому в настоящее время общепринятой технологией производства полуфабрикатов из этих сплавов является применение теплой и горячей деформации [5, 6].

В свою очередь, повышение температуры деформации ведет к снижению прочности [6, 7].

*Адрес для переписки

Мисоченко Анна Александровна, к.т.н., с.н.с.
 Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
 Малый Харитоньевский пер, 4,
 101990, г. Москва, Россия
 Тел.: +7 916 361-48-63, e-mail: ls3216@yandex.ru

Ряд работ [8, 9] свидетельствует о возможности избежать этой проблемы при использовании импульсного электрического тока в процессе пластической деформации – электропластического эффекта (ЭПЭ). Известны исследования по применению ЭПЭ при прокатке [10, 11], волочении [12], гибке [13], микроштамповке [12, 14], вытяжке [15], осадке [16], а также широко исследовано деформационное поведение различных материалов (чистых металлов и сплавов) при растяжении [14, 17]. Особенности деформационного поведения сплавов с ЭПФ и их отличия от традиционных металлических материалов при растяжении с током показаны в [8, 18]. Исследования на образцах из TiNi при прокатке с током показали повышение деформируемости [19, 20] и механических свойств [21]. Кроме того, при использовании импульсного тока в процессе прокатки показана возможность получения наноструктуры (НС) [19] и повышения характеристик ЭПФ и сверхупругости [22]. Образование НС-состояния также отмечено в этих сплавах при электроимпульсной обработке, заменяющей традиционный постдеформационный отжиг [23].

Особенности влияния тока на структуру при различных схемах деформирования в разных металлах и сплавах описаны в [24, 25]. Отмечено, что подвод электрической и тепловой энергии обычно приводит к структурным перестройкам, таким как уменьшение плотности дислокаций [26], появление двойников [27], динамическая рекристаллизация [28], измельчение зерен [29], эволюция кристаллографической текстуры [30] и формирование ориентированных микроструктур [31, 32], а также перераспределение включений и влияние на эффекты старения [33]. Однако применительно к сплавам с ЭПФ ток также может влиять на температуры и характер проявления мартенситных превращений (МП).

Возможность управления фазовыми превращениями при использовании тока в процессе деформации прокаткой показана в [34]. В работе проведено сравнение проявления МП в сплаве TiNi после холодной прокатки и прокатки с импульсным током. При использовании тока отмечается меньшая интенсивность деформационных процессов (релаксационный механизм). Так, например, показано, что холодная прокатка сплава может приводить к подавлению МП, а ис-

пользование тока при той же степени деформации способствует его проявлению. Хотя нагрев при прокатке с током (при плотности не более 100 А/мм^2 , скорости 5 см/сек и длине образца 10 см) сплавов TiNi не превышает $50...70 \text{ }^\circ\text{C}$ [35], является локальным и незначительным для прохождения процессов динамической рекристаллизации, эта температура может оказать существенное влияние на протекание МП, которые являются основной характеристикой сплавов с памятью формы.

Целью работы является исследование особенностей проявления мартенситных превращений, в том числе деформационных, в сплавах на основе TiNi в процессе прокатки с током. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- проведение и анализ калориметрических исследований термических мартенситных превращений в сплавах $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$ и $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ после прокатки с импульсным током до различных деформаций;

- анализ деформационных мартенситных превращений методом рентгеноструктурного фазового анализа в сплавах $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$ и $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ в процессе прокатки с импульсным током;

- анализ структурных состояний в сплавах $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$ и $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ в процессе прокатки с импульсным током.

Методика исследований

Исследование проводилось на горячекатаных прутках из сплавов $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$ и $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$ диаметром 6 мм и длиной 100 мм. Средний размер зерна в исходном закаленном состоянии составил 30 мкм для $\text{Ti}_{50,0}\text{Ni}_{50,0}$ и 60 мкм для $\text{Ti}_{49,2}\text{Ni}_{50,8}$. После закалки ($800 \text{ }^\circ\text{C}$ / вода) при комнатной температуре (T_k) сплавы имели преимущественную структуру В19' мартенсита и аустенита В2 соответственно. Характеристические температуры сплавов приведены в таблице.

Образцы подвергали прокатке с током при комнатной температуре до достижения истинной деформации $e = 0,4; 0,8$ и $1,4$ ($e = \ln S_0/S_f$, где S_0 и S_f – начальная и конечная площади поперечного сечения до и после деформации соответственно). Прокатку вели на прокатном стане с калиброванными валками при разовом обжатии за проход 50 мкм со скоростью движения образца в кали-

Характеристические температуры мартенситных превращений

Characteristic temperatures of martensitic transformations

Сплав / Alloy	Исходная обработка / Initial processing	Прямое мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$ / Direct martensitic transformation $B2 \rightarrow B19'$		Обратное мартенситное превращение $B19' \rightarrow B2$ / Reverse martensitic transformation $B19' \rightarrow B2$		Фазовый состав при T_k / Phase composition at room temperature
		$M_n, ^\circ\text{C} / M_s, ^\circ\text{C}$	$M_k, ^\circ\text{C} / M_f, ^\circ\text{C}$	$A_n, ^\circ\text{C} / A_s, ^\circ\text{C}$	$A_k, ^\circ\text{C} / A_f, ^\circ\text{C}$	
$\text{Ti}_{49.2}\text{Ni}_{50.8}$	Закалка (вода) 800°C (1 час)	-5°	-37	-5	17	аустенит B2
$\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$		45	25	58	77	мартенсит B19'

$M_n, ^\circ\text{C} / M_s, ^\circ\text{C}$ – температура начала прямого МП ($B2 \rightarrow B19'$) / Direct martensitic transformation ($B2 \rightarrow B19'$) start temperature;

$M_k, ^\circ\text{C} / M_f, ^\circ\text{C}$ – температура конца прямого МП / Direct martensitic transformation finish temperature;

$A_n, ^\circ\text{C} / A_s, ^\circ\text{C}$ – температура начала обратного МП ($B19' \rightarrow B2$) / Reverse martensitic transformation ($B2 \rightarrow B19'$) start temperature;

$A_k, ^\circ\text{C} / A_f, ^\circ\text{C}$ – температура конца обратного МП / Reverse martensitic transformation finish temperature.

брах 5 см/с. Размер калибров варьировался от 1 до 7 мм. Прокатный стан был оснащен генератором импульсного тока. Подача импульсов тока осуществлялась с помощью скользящего контакта (отрицательный полюс) до зоны деформации и одного из валков (положительный полюс) (рис. 1) с частотой 1000 Гц и скважностью 10.

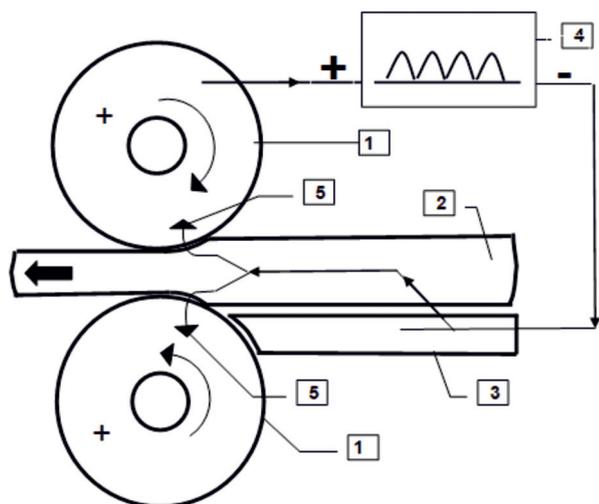


Рис. 1. Схема подачи тока на образец:

1 – валки прокатного стана; 2 – цилиндрический образец; 3 – подающий стол (скользящий контакт); 4 – источник импульсного тока; 5 – линии тока

Fig. 1. Schematic of current supply circuit:

1 – mill rolls; 2 – cylindrical sample; 3 – feed table (sliding contact); 4 – pulsed current source; 5 – current lines

Амплитудная плотность тока составляла $j = 100 \text{ A}/\text{мм}^2$, длительность импульса $100 \cdot 10^{-6} \text{ с}$. Температура нагрева образца током контролировалась с помощью термопары алюмель-хромель при пропускании тока, но без деформации, и составила не более $50 \dots 70^\circ\text{C}$. Образец находился под током не более 2 секунд. После каждого этапа образцы охлаждали в воде, чтобы избежать дополнительного нагрева током. При необходимости после прокатки проводился постдеформационный отжиг при температуре 450°C в течение 1 часа.

Температуры и характер проявления термических мартенситных превращений изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на аппарате Mettler Toledo 822e. Калориметрические кривые были получены в диапазоне температур от -150 до 150°C со скоростью нагрева/охлаждения $10^\circ\text{C}/\text{мин}$. Деформационные мартенситные превращения анализировали путем проведения фазового анализа в отобранных в процессе прокатки с током образцах. Рентгеноструктурный фазовый анализ был выполнен на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA (Швейцария) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении в диапазоне углов $2\theta = 15 \dots 100^\circ$ с шагом $\Delta\theta = 0,05^\circ$ и временем экспозиции 5 с при напряжении $U = 40 \text{ кВ}$ и силе тока $I = 40 \text{ мА}$.

Качественная оценка полученных картин проводилась с помощью пакета компьютерных программ WinXRD (программное обеспечение ARL X'TRA) путем сравнения с базой данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2 [36]. Оценка структурных состояний после прокатки выполнялась с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 2100 высокого разрешения фирмы JEOL (Япония) при максимальном ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты и их обсуждение

Калориметрические исследования фазовых переходов сплава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ после прокатки с импульсным электрическим током в отожженном состоянии ($450\text{ }^\circ\text{C}$) показали наличие двухстадийного МП через промежуточную R-фазу (рис. 2, а). Хотя эта фаза является характерной для сплавов, обогащенных никелем [37], ряд авторов наблюдает ее и в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$, объясняя ее наличие высокими внутренними напряжениями, например, после термоциклирования [38] или пластической деформации [39]. В сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ R-фаза наблюдается сразу после отжига в недеформированном состоянии и связана с наличием характерных для этого состава частиц Ti_3Ni_4 [37]. При этом после прокатки с током не наблюдается смещения температур начала МП ($B2 \rightarrow R$), однако заметно смещение

перехода $R \rightarrow B19'$ (рис. 2, б). Этот эффект расширения температурной области существования R-фазы под действием импульсного тока наблюдается также при сравнении фазовых переходов с исходным недеформированным состоянием.

Особенностью сплавов на основе TiNi является проявление мартенситного перехода (МП) не только при охлаждении и нагреве, но и в процессе деформационного воздействия [37]. Согласно рентгеноструктурному анализу все пики дифрактограммы в исходном закаленном состоянии в этом сплаве соответствуют мартенситной фазе $B19'$ с моноклинной решеткой (рис. 3, а). Холодная прокатка без тока приводит к обратному мартенситному переходу – основной фазой становится B2-аустенит, пики от мартенсита присутствуют в небольшом количестве (рис. 3, б). Такое проявление обратного деформационного МП является характерным для сплава в мартенситном состоянии при больших степенях деформации [40] и связано с повышением плотности дислокаций, приводящей к стабилизации аустенита [41]. Впервые обратное превращение мартенсит \rightarrow аустенит под действием деформации наблюдали в [42], позже оно было подтверждено в [43]. При этом данное превращение наблюдается при больших пластических деформациях и предшествует началу деформационной аморфизации. Причиной авторы видят переход от механизмов скольжения и двойникования к ротационным модам деформации. По мнению

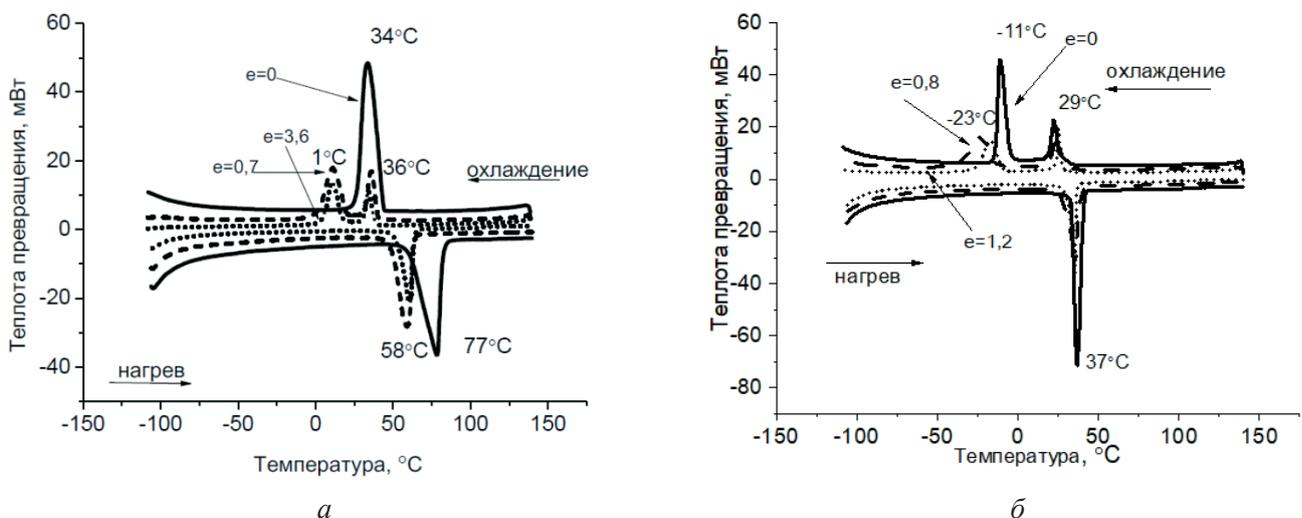


Рис. 2. Фазовые переходы в сплавах $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ (а) и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (б) после прокатки с импульсным током в отожженном состоянии ($450\text{ }^\circ\text{C}$)

Fig. 2. Phase transitions in $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ (a) and $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (b) alloys after current-assisted rolling in the annealed state ($450\text{ }^\circ\text{C}$)

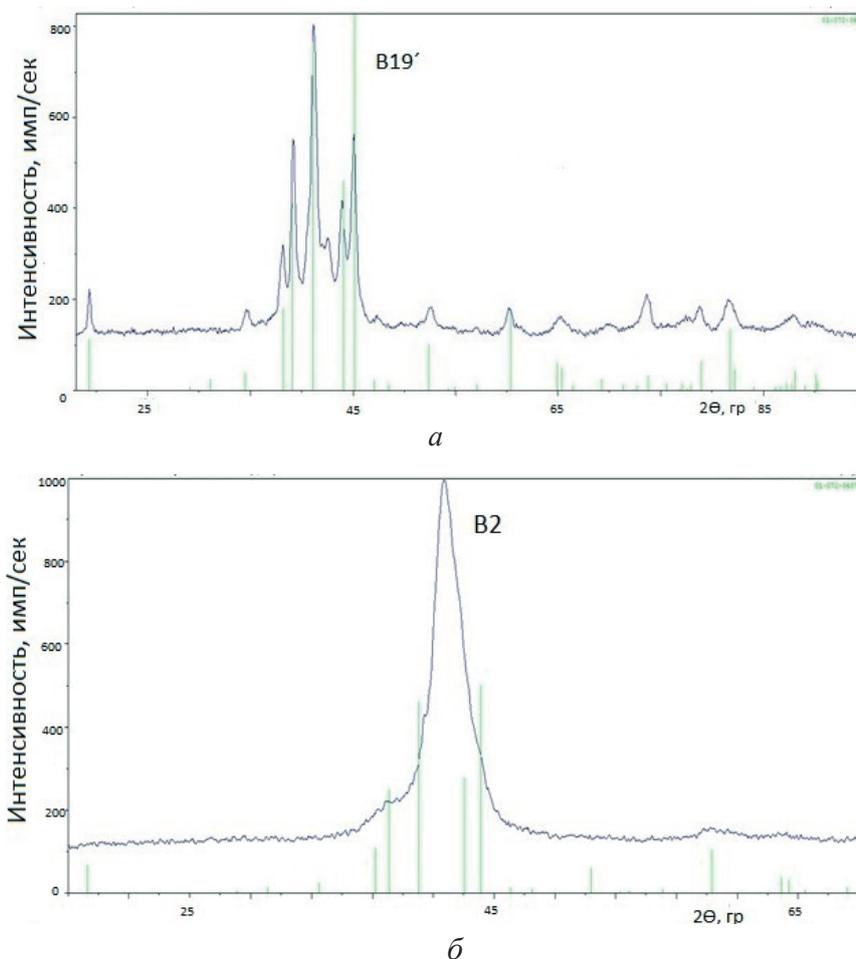


Рис. 3. Результаты рентгеноструктурного анализа сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ после закалки (а) и холодной прокатки без тока до $\epsilon = 0,7$ (б) с наложением табличных данных соответствия фазе B19' (зеленые линии)

Fig. 3. X-ray diffraction analysis results for $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ alloy after quenching (a) and cold rolling without current to $\epsilon = 0.7$ (б) with the overlay of tabular data corresponding to the B19' phase (green lines)

[40], B2-фаза является более устойчивой к большим деформациям, в то время как B19' способна к разупорядочению при накоплении дефектов кристаллического строения.

При прокатке с импульсным током до небольшой степени деформации ($\epsilon = 0,4$) в сплаве $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ также наблюдается обратное деформационное превращение мартенсит B19' → аустенит B2, основной фазой становится B2 (рис. 4). Помимо указанных выше причин следует отметить, что в настоящей работе не исключена также возможность локального кратковременного разогрева электрическим током. Поскольку характеристические температуры МП являются чувствительными даже к небольшому разогреву, а температура A_k в образцах после прокатки не превышает $58^\circ C$ (рис. 2, а), то локального кратко-

временного нагрева может оказаться достаточно для перехода мартенсит B19' → аустенит B2.

Дальнейшее повышение деформации сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ при прокатке с импульсным электрическим током до 0,8 приводит к повышению напряжения в образовавшейся аустенитной фазе, что является механизмом проявления прямого МП (аустенит B2 → мартенсит B19'). При этом заметно увеличение доли мартенситной фазы, проявляющееся в повышении относительной интенсивности соответствующих этой фазе пиков на дифрактограмме (рис. 4). Последующее повышение деформации до $\epsilon = 1,4$ приводит к тому, что основной пик от B2-фазы вновь становится наиболее выражен. То есть имеет место обратное деформационное МП из ранее образованного мартенсита, механизмы которого до-

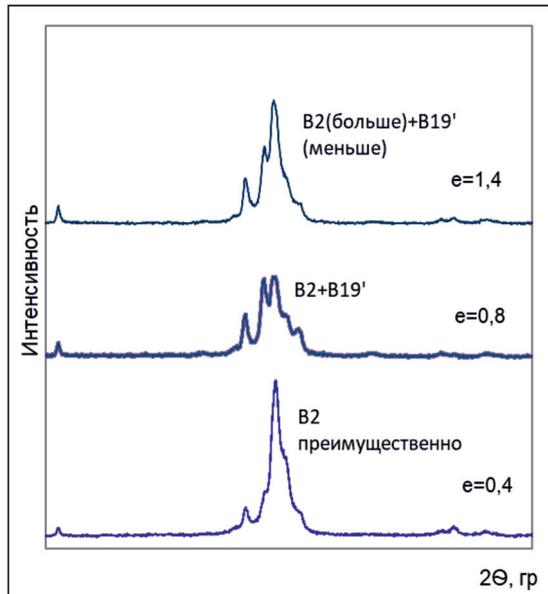


Рис. 4. Результаты рентгеноструктурного анализа сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ после прокатки с током до различных степеней деформации

Fig. 4. X-ray diffraction analysis results for $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ alloy after current-assisted rolling to various strain levels (ϵ)

минируют над тепловым действием тока. Таким образом, наблюдается проявление циклично протекающего мартенситного превращения, обусловленного поочередным доминированием

механизмов деформации (повышение напряжений в аустенитной фазе с переходом ее в мартенсит деформации) и нагревом от воздействия импульсного тока (с переходом мартенсита в аустенит).

В сплаве $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ при всех исследуемых промежуточных степенях деформации основной фазой оставался B2-аустенит, как и в исходном закаленном состоянии (рис. 5). При этом отсутствует деформационно образовавшийся мартенсит, который, как правило, наблюдают в сплавах данного состава в процессе деформации [37], обусловленный сдвигом температур обратного превращения в область более высоких (эффект стабилизации мартенсита под действием предварительной деформации) [44]. Возможной причиной отсутствия мартенсита в случае деформирования с током может быть кратковременный локальный разогрев. По-видимому, в этом случае тепловое действие тока доминирует над механизмами образования деформационно индуцированного мартенсита и приводит к стабилизации высокотемпературной B2-фазы.

Отличительной особенностью дифрактограмм образцов после прокатки с током является наличие хорошо выраженного уширения ос-

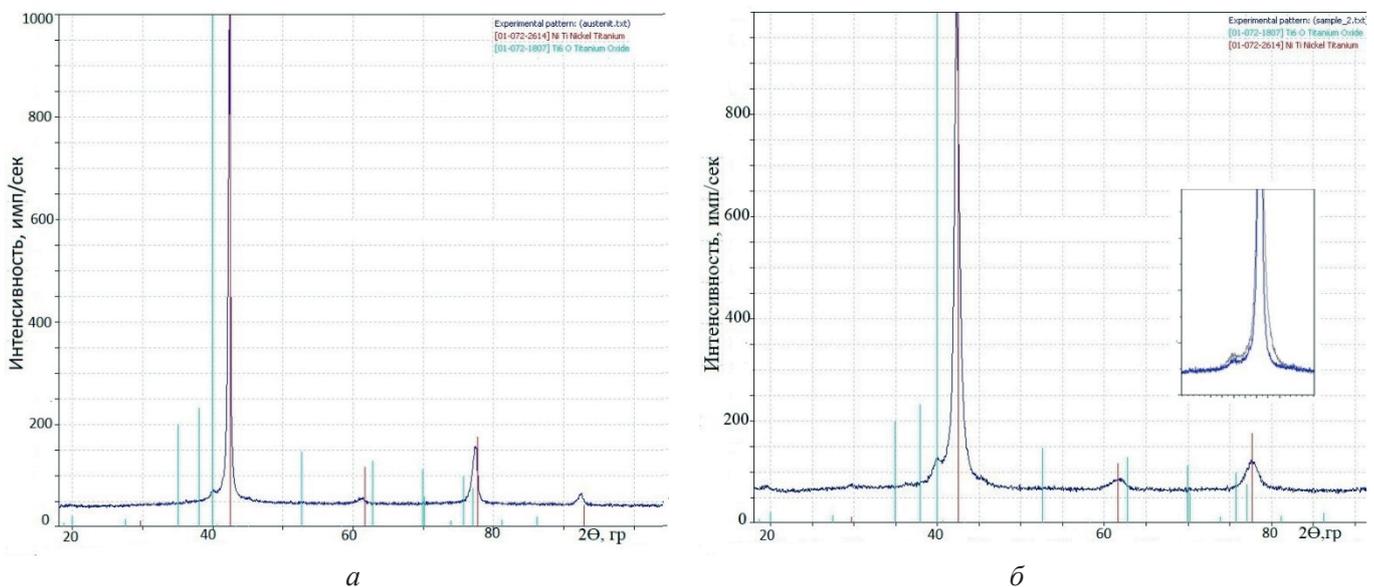


Рис. 5. Результаты рентгеноструктурного анализа сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ после закалки $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ / вода (а) и прокатки с током до $e = 0,4$ (б) с наложением табличных данных соответствия фазе B2 (красные линии) и частиц Ti_4Ni_2O (зеленые линии); во вставке – сравнение уширения основного пика B2 (110) после закалки (синий) и прокатки с током, $e = 0,4$ (серый)

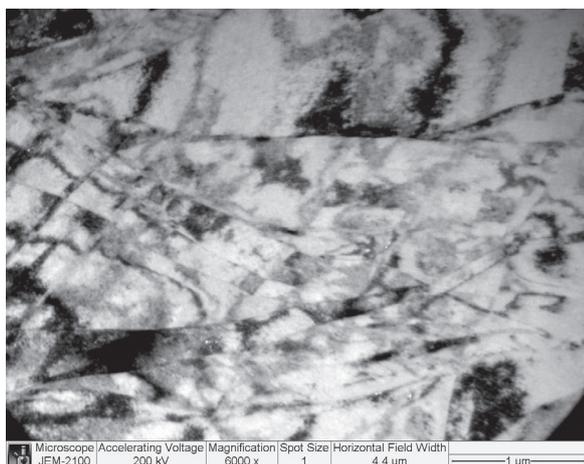
Fig. 5. X-ray diffraction analysis results for $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ alloy after quenching from $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ in water (a) and current-assisted rolling to $\epsilon = 0.4$ (b) with an overlay of tabular data corresponding to the B2 phase (red lines) and Ti_4Ni_2O particles (green lines); inset: comparison of the broadening of the main B2 (110) peak after quenching (blue) and current-assisted rolling, $\epsilon = 0.4$ (grey)

нового максимального пика В2 (110) (рис. 5, б, вставка) из-за повышения дефектности с ростом степени деформации, а также наиболее выраженный пик оксидов титана. При этом уширение основного пика логично связано с повышением микроискажений в кристаллической решетке ввиду деформации. Частицы оксидов, часто наблюдаемые и исследуемые другими авторами [37, 45], попадают в сплав на стадии выплавки и почти всегда присутствуют в составе. Уширение соответствующего рентгеновского пика может свидетельствовать об их измельчении под действием деформации прокаткой с током, при этом теплового действия тока оказывается недостаточно для их растворения.

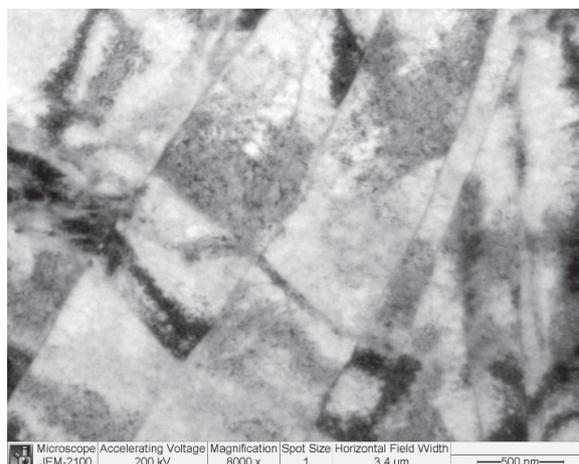
Результаты микроструктурных исследований методом ПЭМ свидетельствуют о сильной

фрагментации исходных зерен после прокатки с током до $e = 0,4$ в сплаве $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (рис. 6, а). В структуре наблюдаются полосы деформации преимущественно в направлении прокатки, толщина которых неоднородна и варьируется от 500 нм (большинство) (рис. 6, б) до 30 нм (рис. 6, в). После деформации до $e = 1,4$ микроструктура имеет схожую морфологию зерен, однако является более однородной. При этом характерным является наличие тонких полос сдвига (толщина примерно 20...30 нм) внутри широких (400...500 нм) деформационных полос (рис. 6, з).

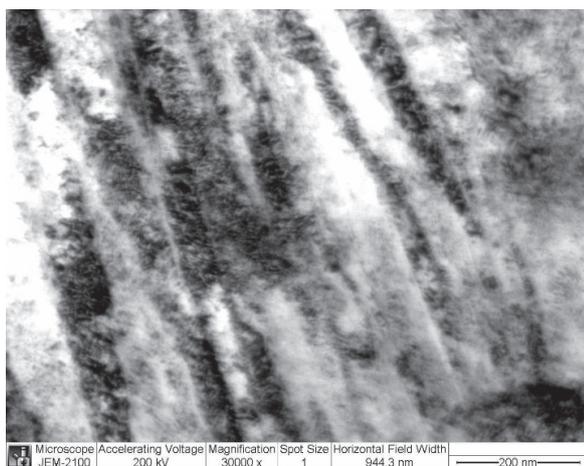
На рис. 7 представлены результаты тонкой микроструктуры сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ в процессе прокатки с импульсным током до $e = 0,8$ и 1,4. Анализ результатов показал, что деформация



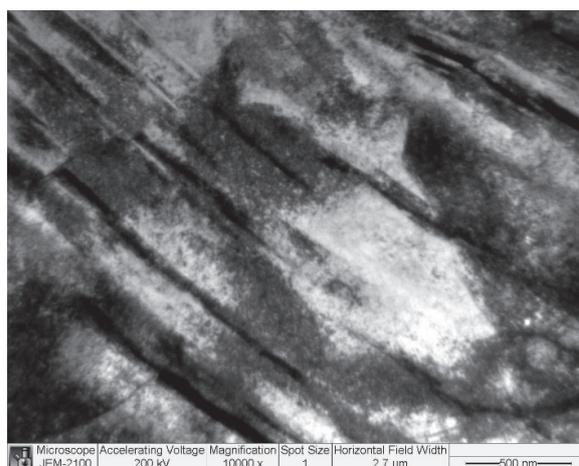
а



б



в



з

Рис. 6. Результаты просвечивающей электронной микроскопии сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ после прокатки с током до $e = 0,4$ при различных увеличениях: $\times 6000$ (а), $\times 8000$ (б), $\times 30\,000$ (в); и до $e = 1,4$ (з)

Fig. 6. Transmission electron microscopy images of $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ alloy after current-assisted rolling to $\epsilon = 0.4$ at various magnifications: $\times 6000$ (a), $\times 8000$ (б), $\times 30\,000$ (в); and to $\epsilon = 1.4$ (з)

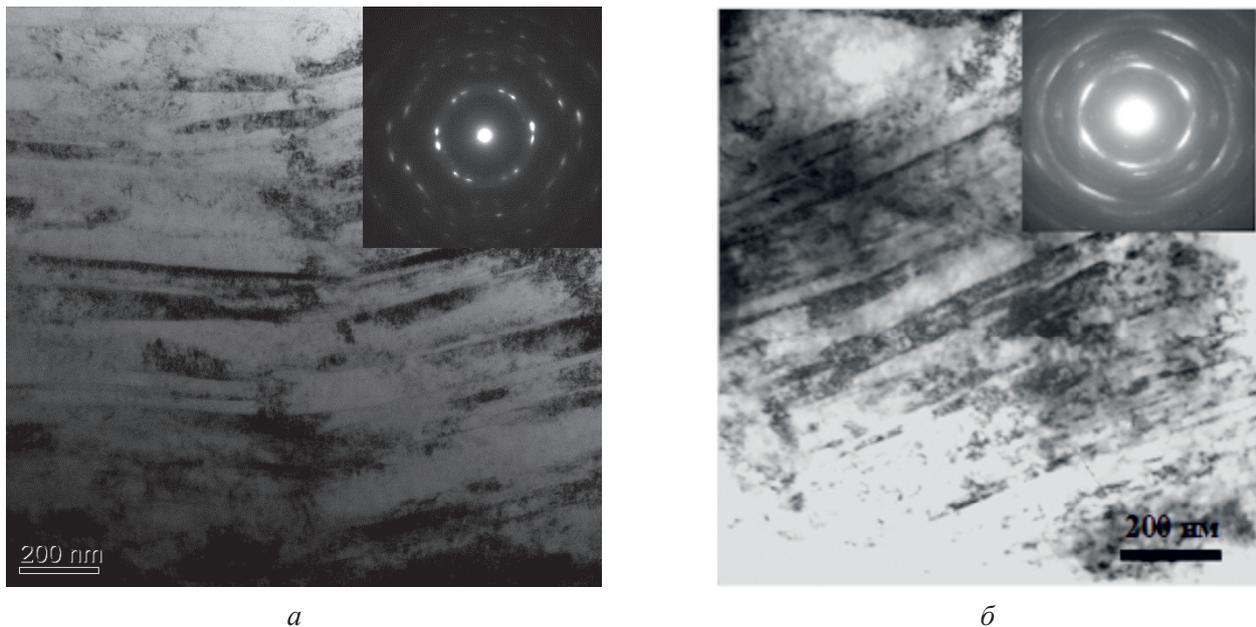


Рис. 7. Результаты просвечивающей электронной микроскопии сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ в процессе прокатки с током:
 $e = 0,8$ (а); $e = 1,4$ (б)

Fig. 7. Transmission electron microscopy images of $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ alloy during current-assisted rolling:
 to $\varepsilon = 0.8$ (a); to $\varepsilon = 1.4$ (b)

в этом сплаве осуществляется путем двойникования исходных мартенситных пластин. Светлопольное изображение структуры после деформации до $e = 0,8$ характеризуется наличием тонких (20...30 нм) полос деформации, а электроннограмма – наличием двойных рефлексов (рис. 7, а). С увеличением деформации до $e = 1,4$ происходит дальнейшее утонение деформационных полос до толщин менее 10 нм. Для электроннограммы, соответствующей этому состоянию, характерны рефлекссы, вытянутые вдоль окружности, которые свидетельствуют о сильных искажениях в решетке материала после прокатки. Расположение колец характерно для В2-фазы, однако встречаются области, где наряду с этой основной фазой заметны рефлекссы, характерные для мартенсита (рефлекссы с близкими межплоскостными расстояниями в районе кольца (110)) (рис. 7, б). Сравнение процесса деформирования при прокатке с током сплавов с исходной аустенитной и мартенситной структурой позволяет заключить, что сплав $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ деформируется более интенсивно, и подтверждает результаты рентгеноструктурного анализа.

Таким образом, особенностью структурообразования сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ является цикличность протекания прямого и обратного пре-

вращения мартенсит→аустенит→мартенсит в процессе прокатки с импульсным током. Возможной причиной этого явления являются попеременно доминирующие механизмы деформационного мартенситного превращения и локального влияния теплового действия тока на характеристические температуры. Особенностью влияния импульсного тока при прокатке на мартенситные превращения в сплаве $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ является, напротив, отсутствие деформационно-индуцированного мартенсита В19' и стабилизация высокотемпературной аустенитной В2-фазы. Обнаруженные особенности проявления МП могут найти применение в процессах управления структурно-фазовым состоянием сплавов с памятью формы с целью достижения максимальных функциональных свойств (обратимая деформация, реактивные напряжения, сверхупругость).

Выводы

1. Прокатка с током с последующим отжигом при 450 °С изменяет стадийность проявления прямого термического мартенситного превращения при охлаждении с В2→В19' на В2→R→В19' в сплавах $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ и $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$, являющихся



в исходном закаленном состоянии однофазными мартенситным и аустенитным соответственно. При этом повышение степени деформации при прокатке с импульсным током расширяет температурную область существования R-фазы.

2. В сплаве $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ в процессе прокатки с импульсным током обнаружено циклично протекающее прямое и обратное деформационное превращение мартенсит \rightarrow аустенит \rightarrow мартенсит, являющееся результатом поочередно доминирующих механизмов деформации и локального влияния теплового действия тока на характеристические температуры.

3. Влияние тока при прокатке на мартенситные превращения в сплаве $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ выражается в отсутствии деформационно-индуцированного мартенсита B1' и стабилизации высокотемпературной аустенитной B2-фазы.

Список литературы

1. Shape memory alloys: fundamentals, modelling and applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. – Montreal: University of Quebec, 2003. – 844 p.
2. *Tsuchiya K., Ahadi A.* Anomalous properties of TiNi processed by severe plastic deformation // *Advances in Shape Memory Materials* / Q. Sun, R. Matsui, K. Takeda, E. Pieczyska, eds. – Cham: Springer, 2017. – P. 191–201. – (Advanced Structured Materials; vol. 73). – DOI: 10.1007/978-3-319-53306-3_14.
3. Influence of rotary forging and post-deformation annealing on mechanical and functional properties of titanium nickelide / V.A. Andreev, R.D. Karelin, V.S. Komarov, V.V. Cherkasov, N.A. Dormidontov, N.V. Laisheva, V.S. Yusupov // *Metallurgist*. – 2024. – Vol. 67. – P. 1912–1919. – DOI: 10.1007/s11015-024-01688-4.
4. Grain growth in $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ high-temperature shape memory alloy processed by high-pressure torsion / A.V. Shuitcev, Y. Ren, D.V. Gunderov, R.N. Vasin, L. Li, R.Z. Valiev, Y.F. Zheng, Y.X. Tong // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Vol. 918. – P. 147478. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.147478.
5. Горячая ротационная ковка прутков диаметром 2–20 мм из сплавов с памятью формы на основе никелида титана / В.А. Андреев, В.С. Юсупов, М.М. Перкас, Н.В. Якушевич // *Перспективные материалы и технологии. В 2 т. Т. 1.* – Витебск: Витеб. гос. технол. ун-т, 2017. – С. 61–69.
6. Влияние режимов ротационной ковки и последеформационной термической обработки на механические и функциональные свойства никелида титана / В.А. Андреев, Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, В.В. Черкасов, Н.А. Дормидонтов, Н.В. Лайшева, В.С. Юсупов // *Металлург*. – 2023. – № 12. – С. 87–92. – DOI: 10.52351/00260827_2023_12_87.
7. Влияние тепловой деформации методом абпрессования на механические свойства никелида титана / А.И. Лотков, В.Н. Гришков, А.А. Батурич, Е.Ф. Дударев, Д.Ю. Жапова, В.Н. Тимкин // *Письма о материалах*. – 2015. – Т. 5, № 2. – С. 170–174. – DOI: 10.22226/2410-3535-2015-2-170-174.
8. *Федоткин А.А., Столяров В.В.* Особенности деформационного поведения наноструктурных титановых сплавов при растяжении под действием импульсного тока // *Машиностроение и инженерное образование*. – 2012. – № 1 (30). – С. 28–35.
9. *Misochenko A.A., Fedotkin A.A., Stolyarov V.V.* Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ // *Materials Today: Proceedings*. – 2017. – Vol. 4 (3). – P. 4753–4757. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.065.
10. *Столяров В.В.* Электропластический эффект в крупнозернистом и ультрамелкозернистом титане // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2023. – Т. 89, № 8. – С. 62–66. – DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-8-62-66.
11. In situ electro-plastic treatment for thermo-mechanical processing of CP titanium / M.A. Khalik, S.H. Zahiri, S.H. Masood, S. Palanisamy, S. Guliz // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2021. – Vol. 115. – P. 2639–2657. – DOI: 10.1007/s00170-021-07342-6.
12. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы / Ю.В. Баранов, О.А. Троицкий, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. – М.: МГИУ, 2001. – 844 с.
13. Numerical simulation and experiment of electrically-assisted incremental forming of thin TC4 titanium alloy sheet / B. Jiang, W. Yang, Z. Zhang, X. Li, X. Ren, Y. Wang // *Materials*. – 2020. – Vol. 13 (6). – P. 1335. – DOI: 10.3390/ma13061335.
14. Electroplasticity in electrically-assisted forming: process phenomena, performances and modeling / Z. Xu, T. Jiang, J. Huang, L. Peng, X. Lai, M.W. Fu // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2022. – Vol. 175. – P. 103871. – DOI: 10.1016/j.ijmactools.2022.103871.
15. *Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M.* Electrically-assisted deep drawing of 5754 aluminum alloy sheet // *Materials Research Proceedings*. – 2023. – Vol. 28. – P. 987–1006. – DOI: 10.21741/9781644902479-109.
16. Electroplasticity mechanisms in hcp materials / S. Herbst, E. Karsten, G. Gerstein, S. Reschka, F. Nürnberger, S. Zaefferer, H.J. Maier // *Advanced Engineering Materials*. – 2023. – Vol. 25. – P. 2201912. – DOI: 10.1002/adem.202201912.

17. Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium / C. Rudolf, R. Goswami, W. Kang, J. Thomas // *Acta Materialia*. – 2021. – Vol. 209. – P. 116776. – DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116776.
18. *Stolyarov V., Calliari I., Gennari C.* Features of the interaction of plastic deformation and pulse current in various materials // *Materials Letters*. – 2021. – Vol. 299. – P. 130049. – DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130049.
19. *Potapova A.A., Stolyarov V.V.* Deformability and structural features of shape memory TiNi alloys processed by rolling with current // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 579. – P. 114–117. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.05.003.
20. 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.
21. *Zhu R., Tang G.* The improved plasticity of NiTi alloy via electropulsing in rolling // *Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 33 (5). – P. 1743–2847. – DOI: 10.1080/02670836.2016.1231745.
22. *Potapova A.A., Resnina N.N., Stolyarov V.V.* Shape memory effects in TiNi-based alloys subjected to electroplastic rolling // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23 (7). – P. 2391–2395. – DOI: 10.1007/s11665-014-1046-0.
23. Difference in recrystallization between electropulsing-treated and furnace-treated NiTi alloy / R.F. Zhu, Y.B. Jiang, L. Guan, H.L. Li, G.Y. Tang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 658. – P. 548–554. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.10.239.
24. *Stolyarov V., Misochenko A.* A pulsed current application to the deformation processing of materials // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (18). – P. 6270. – DOI: 10.3390/ma16186270.
25. Application of high-density electropulsing to improve the performance of metallic materials: mechanisms, microstructure and properties / Y. Sheng, Y. Hua, X. Wang, X. Zhao, L. Chen, H. Zhou, J. Wang, C.C. Berndt, W. Li // *Materials*. – 2018. – Vol. 11 (2). – P. 185. – DOI: 10.3390/ma11020185.
26. Electroplastic effect on AA1050 aluminium alloy formability / A. Ghiotti, S. Bruschi, E. Simonetto, C. Gennari, I. Calliari, P. Bariani // *CIRP Annals*. – 2018. – Vol. 67 (1). – P. 289–292. – DOI: 10.1016/j.cirp.2018.04.054.
27. Effect of current frequency on the mechanical properties, microstructure and texture evolution in AZ31 magnesium alloy strips during electroplastic rolling / X. Li, G. Tang, J. Kuang, X. Li, J. Zhu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 612. – P. 404–413. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.075.
28. Thermoelectric coupling deep drawing process of ZK60 magnesium alloys / L. Zhan, R. Li, J. Wang, X. Xue, Y. Wang, Z. Lv // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 126. – P. 3005–3014. – DOI: 10.21203/rs.3.rs-1791252/v1.
29. Recrystallization and microstructure evolution of the rolled Mg-3Al-1Zn alloy strips under electropulsing treatment / Y. Liu, J. Fan, H. Zhang, W. Jin, H. Dong, B. Xu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 622. – P. 229–235. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.10.062.
30. Extraordinary bending formability of Mg-2.5Nd-0.5Zn-0.5Zr alloy sheet through pulsed current / W. Zhang, S. Wang, J. Pan, J. Yang // *Metals and Materials International*. – 2023. – Vol. 29. – P. 3371–3384. – DOI: 10.1007/s12540-023-01450-6.
31. Texture modification of magnesium alloys during electropulse treatment / R.K. Zhang, X.H. Li, J. Kuang, X.P. Li, G.Y. Tang // *Materials Science and Technology*. – 2017. – Vol. 33. – P. 1421–1427. – DOI: 10.1080/02670836.2017.1291164.
32. Abnormal texture development in magnesium alloy Mg-3Al-1Zn during large strain electroplastic rolling: effect of pulsed electric current / J. Kuang, T.S.E. Low, S.R. Niezgoda, X. Li, Y. Geng, A.A. Luo, G. Tang // *International Journal of Plasticity*. – 2016. – Vol. 87. – P. 86–99. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2016.09.004.
33. *Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M.* The effect of pulsed electric current on the structural and mechanical behavior of 6016 aluminium alloy in different states of hardening // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2023. – Vol. 23. – Art. 166. – DOI: 10.1007/s43452-023-00700-z.
34. *Potapova A.A., Stolyarov V.V.* Relaxation effect of pulse current on $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ structure during rolling // *Materials Science and Technology*. – 2015. – Vol. 31 (13). – P. 1541–1544. – DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000021.
35. *Мисоченко А.А., Столяров В.В.* Тепловое действие импульсного тока в сплавах с различными теплофизическими свойствами // *Станкоинструмент*. – 2023. – № 4 (33). – С. 34–41. – DOI: 10.22184/2499-9407.2023.33.4.34.41.
36. База данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2. – URL: <https://www.icdd.com/pdf-2/> (дата обращения: 07.12.2024).
37. *Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н.* Предпереходные явления и мартенситные превращения. – Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 368 с.
38. Effects of thermal cycling on microstructure and properties in Nitinol / A.R. Pelton, G.H. Huang,



P. Moinec, R. Sinclair // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 532. – P. 130–138.

39. Deformation behavior, structure and properties of an equiatomic Ti–Ni shape memory alloy compressed in a wide temperature range / V. Komarov, I. Khmelevskaya, R. Karelin, R. Kawalla, G. Korpala, U. Prah, V. Yusupov, S. Prokoshkin // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. – 2021. – Vol. 74. – P. 2419–2426. – DOI: 10.1007/s12666-021-02355-x.

40. Сурикова Н.С., Литовченко И.Ю., Корзникова Е.А. Структурные превращения в монокристаллах никелида титана при интенсивной пластической деформации // *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. – 2013. – Т. 18, № 4-2. – С. 1966–1967.

41. Формирование структуры и свойств СПФ Ti–Ni после ИПД методом РКУП в оболочке / Р.Д. Карелин, В.С. Комаров, И.Ю. Хмелевская, В.А. Андреев, В.С. Юсупов, С.Д. Прокошкин // *Прочность неоднородных структур – ПРОСТ 2023: XI-я Евразийская научно-практическая конференция: сборник трудов конференции, Москва, 18–20 апреля 2023 года*. – М.: Студио-Принт, 2023. – С. 78.

42. Формирование аморфной структуры в никелиде титана при пластической деформации / В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, В.П. Пилюгин, В.М. Гундырев, А.М. Пацелов // *Физика металлов и металловедение*. – 2005. – Т. 99, № 4. – С. 90–100.

43. Amorphization of titanium nickelide by means of shear under pressure and crystallization at the subsequent heating / N. Frolova, V. Zel'dovich, V. Pilyugin, V. Gundyrev, A. Patselov // *Materials Science Forum*. – 2013. – Vol. 738–739. – P. 525–529. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.525.

44. Martensite stabilisation effect in Ni-rich NiTi shape memory alloy with different structure and martensitic transformations / S. Belyaev, N. Resnina, T. Rakhimov, V. Andreev // *Sensors and Actuators A: Physical*. – 2020. – Vol. 305. – P. 111911. – DOI: 10.1016/j.sna.2020.111911.

45. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys / J. Frenzel, E.P. George, A. Dlouhy, C. Somsen, M.F.-X. Wagner, G. Eggeler // *Acta Materialia*. – 2010. – Vol. 58 (9). – P. 3444–3458. – DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.019.

Конфликт интересов

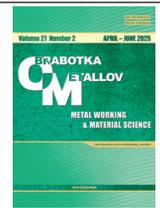
Автор заявляет об отсутствии конфликта интересов.

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



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Martensitic transformations in TiNi-based alloys during rolling with pulsed current

Anna Misochenko^{a, *}

A.A. Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, 4 Maly Kharitonievsky per., Moscow, 101990, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-2885-1996>, ls3216@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 December 2024

Revised: 09 January 2025

Accepted: 10 April 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

TiNi-based alloys

Pulsed current

Current-assisted rolling

Martensitic transformations

X-ray diffraction analysis

Austenite stabilization

Cyclic martensitic transformation

ABSTRACT

Introduction. Shape memory alloys based on TiNi possess a set of properties, including biocompatibility, corrosion resistance, low density, high specific strength, thermal stability, shape memory effect, and superelasticity. A significant number of studies are currently dedicated to various deformation methods of processing such materials, aiming to enhance their mechanical properties and shape memory characteristics. One such method is plastic deformation with the simultaneous application of pulsed current. Since the shape memory properties in TiNi-based alloys are due to the presence of thermoelastic martensitic transformations, the combined effect of deformation and current on these transformations is of particular interest. **The purpose** of this work is to investigate the characteristics of thermal and deformation-induced martensitic transformations in $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ and $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloys during rolling with simultaneous application of pulsed current. **Research methods.** The paper analyzes samples of $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ and $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloys after rolling with pulsed current at a density of 100 A/mm², a pulse duration of 100 μs, a pulse ratio of 10 to various strain levels ($\epsilon = 0; 0.4; 0.8; 1.2$). The study of the staging of martensitic transformations was carried out using differential scanning calorimetry at a heating/cooling rate of 10 °C/min in the temperature range of -150 to +150 °C. The phase composition was studied by X-ray diffraction analysis using Cu-K α radiation at $U = 40$ kV and $I = 40$ mA in the angular range of $2\theta = 15$ to 100 ° with a step size of $\Delta\theta = 0.05^\circ$ and an exposure time of 5 s. **Results and discussion.** The results show that current-assisted rolling leads to the manifestation of a two-stage direct martensitic transformation during cooling in both alloys. Furthermore, increasing the strain level broadens the temperature range of the R-phase existence. The possibility of stabilizing the high-temperature austenitic B2 phase in the $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ alloy, as well as the emergence of a cyclically occurring deformation-induced “martensite-austenite-martensite” transformation in the $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ alloy, are demonstrated. Possible mechanisms for these features are discussed.

For citation: Misochenko A.A. Martensitic transformations in TiNi-based alloys during rolling with pulsed current. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 255–269. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-255-269. (In Russian).

References

1. Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F. *Shape memory alloys: fundamentals, modelling and applications*. Montreal, University of Quebec, 2003. 844 p.
2. Tsuchiya K., Ahadi A. Anomalous properties of TiNi processed by severe plastic deformation. Sun Q., Matsui R., Takeda K., Pieczyska E. (eds.). *Advances in Shape Memory Materials. Advanced Structured Materials*, vol. 73. Cham, Springer, 2017, pp. 191–201. DOI: 10.1007/978-3-319-53306-3_14.
3. Andreev V.A., Karelin R.D., Komarov V.S., Cherkasov V.V., Dormidontov N.A., Laisheva N.V., Yusupov V.S. Influence of rotary forging and post-deformation annealing on mechanical and functional properties of titanium nickelide. *Metallurgist*, 2024, vol. 67, pp. 1912–1919. DOI: 10.1007/s11015-024-01688-4.

* Corresponding author

Misochenko Anna., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 A. A. Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute
 of the Russian Academy of Sciences,
 4 Maly Kharitonievsky per.,
 101990, Moscow, Russian Federation
 Tel.: +7 916 361-48-63, e-mail: ls3216@yandex.ru



4. Shuitcev A.V., Ren Y., Gunderov D.V., Vasin R.N., Li L., Valiev R.Z., Zheng Y.F., Tong Y.X. Grain growth in $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$ high-temperature shape memory alloy processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 918, p. 147478. DOI: 10.1016/j.msea.2024.147478.

5. Andreev V.A., Yusupov V.S., Perkas M.M., Yakushevich N.V. Goryachaya rotatsionnaya kovka prutkov diametrom 2–20 mm iz splavov s pamyat'yu formy na osnove nikelida titana [Hot rotary forging of bars with a diameter of 2–20 mm from shape memory alloys based on titanium nickelide]. *Perspektivnye materialy i tekhnologii*. V 2 t. T. 1 [Promising materials and technologies. In 2 vol. Vol. 1]. Vitebsk, Vitebsk State Technological University Publ., 2017, pp. 61–69.

6. Andreev V.A., Karelin R.D., Komarov V.S., Cherkasov V.V., Dormidontov N.A., Laisheva N.V., Yusupov V.S. Vliyanie rezhimov rotatsionnoi kovki i posledeformatsionnoi termicheskoi obrabotki na mekhanicheskie i funktsional'nye svoystva nikelida titana [Influence of rotary forging and post-deformation heat treatment on mechanical and functional properties of titanium nickelide]. *Metallurg = Metallurgist*, 2023, no. 12, pp. 87–92. DOI: 10.52351/00260827_2023_12_87. (In Russian).

7. Lotkov A.I., Grishkov V.N., Baturin A.A., Dudarev E.F., Zhapova D.Yu., Timkin V.N. Vliyanie teploi deformatsii metodom abc-pressovaniya na mekhanicheskie svoystva nikelida titana [The effect of warm deformation by abc-pressing method on mechanical properties of titanium nickelide]. *Pis'ma o materialakh = Letters on Materials*, 2015, vol. 5 (2), pp. 170–174. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-2-170-174. (In Russian).

8. Fedotkin A.A., Stolyarov V.V. Osobennosti deformatsionnogo povedeniya nanostrukturnykh titanovykh splavov pri rastyazhenii pod deistviem impul'snogo toka [Features of the deformation behavior of nanostructured titanium alloys under tension under the action of pulsed current]. *Mashinostroenie i inzhenernoe obrazovanie = Mechanical Engineering and Engineering Education*, 2012, no. 1 (30), pp. 28–35.

9. Misochenko A.A., Fedotkin A.A., Stolyarov V.V. Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$. *Materials Today: Proceedings*, 2017, vol. 4 (3), pp. 4753–4757. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.04.065.

10. Stolyarov V.V. Elektroplasticheskiy effekt v krupnozernistom i ul'tramelkozernistom titane [The electroplastic effect in coarse-grained and ultrafine-grained titanium]. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Diagnostics of materials*, 2023, vol. 89 (8), pp. 62–66. DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-8-62-66. (In Russian).

11. Khalik M.A., Zahiri S.H., Masood S.H., Palanisamy S., Guliz S. In situ electro-plastic treatment for thermomechanical processing of CP titanium. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 115, pp. 2639–2657. DOI: 10.1007/s00170-021-07342-6.

12. Baranov Yu.V., Troitskii O.A., Avraamov Yu.S., Shlyapin A.D. *Fizicheskie osnovy elektroimpul'snoi i elektroplasticheskoi obrabotki i novye materialy* [Physical foundations of electric pulse and electroplastic treatments and new materials]. Moscow, MSIU Publ., 2001. 844 p.

13. Jiang B., Yang W., Zhang Z., Li X., Ren X., Wang Y. Numerical simulation and experiment of electrically-assisted incremental forming of thin TC4 titanium alloy sheet. *Materials*, 2020, vol. 13 (6), p. 1335. DOI: 10.3390/ma13061335.

14. Xu Z., Jiang T., Huang J., Peng L., Lai X., Fu M.W. Electroplasticity in electrically-assisted forming: process phenomena, performances and modelling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2022, vol. 175, p. 103871. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2022.103871.

15. Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M. Electrically-assisted deep drawing of 5754 aluminum alloy sheet. *Materials Research Proceedings*, 2023, vol. 28, pp. 987–1006. DOI: 10.21741/9781644902479-109.

16. Herbst S., Karsten E., Gerstein G., Reschka S., Nürnberger F., Zaefferer S., Maier H.J. Electroplasticity mechanisms in hcp materials. *Advanced Engineering Materials*, 2023, vol. 25, p. 2201912. DOI: 10.1002/adem.202201912.

17. Rudolf C., Goswami R., Kang W., Thomas J. Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium. *Acta Materialia*, 2021, vol. 209, p. 116776. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116776.

18. Stolyarov V., Calliari I., Gennari C. Features of the interaction of plastic deformation and pulse current in various materials. *Materials Letters*, 2021, vol. 299, p. 130049. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130049.

19. Potapova A.A., Stolyarov V.V. Deformability and structural features of shape memory TiNi alloys processed by rolling with current. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 579, pp. 114–117. DOI: 10.1016/j.msea.2013.05.003.

20. 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 (3), pp. 66–75. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.3-66-75.

21. Zhu R., Tang G. The improved plasticity of NiTi alloy via electropulsing in rolling. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 33 (5), pp. 1743–2847. DOI: 10.1080/02670836.2016.1231745.

22. Potapova A.A., Resnina N.N., Stolyarov V.V. Shape memory effects in TiNi-based alloys subjected to electroplastic rolling. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23 (7), pp. 2391–2395. DOI: 10.1007/s11665-014-1046-0.

23. Zhu R.F., Jiang Y.B., Guan L., Li H.L., Tang G.Y. Difference in recrystallization between electropulsing-treated and furnace-treated NiTi alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 658, pp. 548–554. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.10.239.

24. Stolyarov V., Misochenko A. A pulsed current application to the deformation processing of materials. *Materials*, 2023, vol. 16 (18), p. 6270. DOI: 10.3390/ma16186270.

25. Sheng Y., Hua Y., Wang X., Zhao X., Chen L., Zhou H., Wang J., Berndt C.C., Li W. Application of high-density electropulsing to improve the performance of metallic materials: mechanisms, microstructure and properties. *Materials*, 2018, vol. 11 (2), p. 185. DOI: 10.3390/ma11020185.

26. Ghiotti A., Bruschi S., Simonetto E., Gennari C., Calliari I., Bariani P. Electroplastic effect on AA1050 aluminium alloy formability. *CIRP Annals*, 2018, vol. 67 (1), pp. 289–292. DOI: 10.1016/j.cirp.2018.04.054.

27. Li X., Tang G., Kuang J., Li X., Zhu J. Effect of current frequency on the mechanical properties, microstructure and texture evolution in AZ31 magnesium alloy strips during electroplastic rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 612, pp. 404–413. DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.075.

28. Zhan L., Li R., Wang J., Xue X., Wang Y., Lv Z. Thermoelectric coupling deep drawing process of ZK60 magnesium alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 126, pp. 3005–3014. DOI: 10.21203/rs.3.rs-1791252/v1.

29. Liu Y., Fan J., Zhang H., Jin W., Dong H., Xu B. Recrystallization and microstructure evolution of the rolled Mg-3Al-1Zn alloy strips under electropulsing treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 622, pp. 229–235. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.10.062.

30. Zhang W., Wang S., Pan J., Yang J. Extraordinary Bending Formability of Mg-2.5Nd-0.5Zn-0.5Zr alloy sheet through pulsed current. *Metals and Materials International*, 2023, vol. 29, pp. 3371–3384. DOI: 10.1007/s12540-023-01450-6.

31. Zhang R.K., Li X.H., Kuang J., Li X.P., Tang G.Y. Texture modification of magnesium alloys during electropulse treatment. *Materials Science and Technology*, 2017, vol. 33, pp. 1421–1427. DOI: 10.1080/02670836.2017.1291164.

32. Kuang J., Low T.S.E., Niezgodna S.R., Li X., Geng Y., Luo A.A., Tang G. Abnormal texture development in magnesium alloy Mg-3Al-1Zn during large strain electroplastic rolling: effect of pulsed electric current. *International Journal of Plasticity*, 2016, vol. 87, pp. 86–99. DOI: 10.1016/j.ijplas.2016.09.004.

33. Dobras D., Zimniak Z., Zwierzchowski M. The effect of pulsed electric current on the structural and mechanical behavior of 6016 aluminium alloy in different states of hardening. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2023, vol. 23, art. 166. DOI: 10.1007/s43452-023-00700-z.

34. Potapova A.A., Stolyarov V.V. Relaxation effect of pulse current on $\text{Ti}_{50.0}\text{Ni}_{50.0}$ structure during rolling. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31 (13), pp. 1541–1544. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000021.

35. Misochenko A.A., Stolyarov V.V. Teplovoe deistvie impul'snogo toka v splavakh s razlichnymi teplofizicheskimi svoystvami [Heat effect in the metals during electropulse treatment]. *Stankoinstrument*, 2023, no. 4 (33), pp. 34–41. DOI: 10.22184/2499-9407.2023.33.4.34.41. (In Russian).

36. Database of the International Diffraction Data Center (ICDD) PDF-2 (2024). Available at: <https://www.icdd.com/pdf-2/> (accessed 07.12.2024).

37. Pushin V.G., Kondrat'ev V.V., Khachin V.N. *Predperekhodnye yavleniya i martensitnye prevrashcheniya* [Pre-transition phenomena and martensitic transformations]. Yekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 1998. 368 p.

38. Pelton A.R., Huang G.H., Moinec P., Sinclair R. Effects of thermal cycling on microstructure and properties in Nitinol. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 532, pp. 130–138.

39. Komarov V., Khmelevskaya I., Karelin R., Kawalla R., Korpala G., Prahl U., Yusupov V., Prokoshkin S. Deformation behavior, structure and properties of an equiatomic Ti–Ni shape memory alloy compressed in a wide temperature range. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, vol. 74, pp. 2419–2426. DOI: 10.1007/s12666-021-02355-x.



40. Surikova N.S., Litovchenko I.Yu., Korznikova E.A. Strukturnye prevrashcheniya v monokristallakh nikelida titana pri intensivnoi plasticheskoi deformatsii [Structure transformations in titanium nickelide single crystals under severe plastic deformation]. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennyye i tekhnicheskie nauki = Tambov University Reports. Series: Natural and Technical Sciences*, 2013, vol. 18 (4-2), pp. 1966–1967.

41. Karelin R.D., Komarov V.S., Khmelevskaya I.Yu., Andreev V.A., Yusupov V.S., Prokoshkin S.D. [Formation of the structure and properties of Ti-Ni SPF after IPD by the RCUP method in a shell]. *Prochnost' neodnorodnykh struktur – PROST 2023* [Strength of heterogeneous structures – PROST 2023]. Proceedings of the XI Eurasian Scientific and Practical Conference. Moscow, 2023, p. 78. (In Russian).

42. Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Pilyugin V.P., Gundyrev V.M., Patselov A.M. Formirovanie amorfnoi struktury v nikelide titana pri plasticheskoi deformatsii [Formation of amorphous structure in titanium nickelide under plastic deformation]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2005, vol. 99 (4), pp. 90–100. (In Russian).

43. Frolova N., Zeldovich V., Pilyugin V., Gundyrev V., Patselov A. Amorphization of titanium nickelide by means of shear under pressure and crystallization at the subsequent heating. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 525–529. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.525.

44. Belyaev S., Resnina N., Rakhimov T., Andreev V. Martensite stabilisation effect in Ni-rich NiTi shape memory alloy with different structure and martensitic transformations. *Sensors and Actuators A: Physical*, 2020, vol. 305, p. 111911. DOI: 10.1016/j.sna.2020.111911.

45. Frenzel J., George E.P., Dlouhy A., Somsen C., Wagner M.F.-X., Eggeler G. Influence of Ni on martensitic phase transformations in NiTi shape memory alloys. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58 (9), pp. 3444–3458. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.02.019.

Conflicts of Interest

The author declare no conflict of interest.

© 2025 The Author. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые *Авторы*, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Металловедение (по отраслям). **Изданию имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!**

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру *IMRAD* (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, автор (все соавторы) должен быть [зарегистрирован на сайте журнала *http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration*](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration). Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. **Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.**

Рукопись статьи готовится в соответствии с [правилами оформления](#) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

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. Подтвержден 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 rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

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 повторов, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по 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 мето-

ды их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и т. д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / *Results and Discussion*

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 при-слать 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 2

APRIL – JUNE 2025

**BRABOTKA
OMETALLOV**

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK