

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 27 Номер 4

ОКТАБРЬ – ДЕКАБРЬ 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-, самолетно- и приборостроения, энергетики, электроники, IT-отрасли, для предприятий оборонно-промышленного комплекса страны. За 75 лет вуз выпустил более 200 тысяч профессионалов.

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

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

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

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



ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 27 № 4 2025 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

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

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



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



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

Маниканта Д.Э., Амбхор Н., Мурти К.Б., Теллапутта Г.Р., Агравал Д. Оценка эффективности обработки при точении с использованием экологически чистых наножидкостей на основе оксида меди.....	6
Шлыков Е.С., Абляз Т.Р., Блохин В.Б., Муратов К.Р., Осинников И.В. Исследование и анализ электроэрозионной обработки при изготовлении изделий из жаропрочных сплавов (обзор исследований).....	16
Чинчаникар С., Патил С., Кулкарни П. ANFIS-моделирование токарной обработки гибридных нанокompозитов на основе алюминиевого сплава Al7075 при охлаждении сжатым воздухом.....	48
Чжан Ц., Клименов В.А., Козлов В.Н., Чинахов Д.А., Хань Ц., Ци М., Дин Ц., Пань М. Фрезерование заготовки из аустенитной нержавеющей стали AISI 321, наплавленной методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM).....	62
Романенко М.Д., Захаров И.Н., Багмутов В.П., Баринев В.В., Нгуен М.Т. Математический анализ профиля поверхности титанового сплава после различных режимов электромеханической обработки.....	80
Карлина А.И., Кондратьев В.В., Гладких В.А., Витькина Г.Ю., Кононенко Р.В. Оценка проплавляющей способности оксидных флюсов при сварке А-TIG углеродистых и низколегированных сталей.....	96
Ци М., Панин С.В., Степанов Д.Ю., Бурков М.В., Чжан Ц. Определение оптимальных параметров фрезерования нержавеющей стали 12X18H10T, изготовленной методом проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства.....	116
Любимый Н.С., Четвериков Б.С., Клюев С.В., Загородний Н.А., Польшин А.А., Мальцев А.К., Быченко М.В. Исследование термонагруженности процесса точения металл-композитной системы в зависимости от скорости, подачи и глубины резания при обработке тонкостенной металлической оболочки толщиной 2 мм.....	131

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Абляз Т.Р., Осинников И.В., Шлыков Е.С., Муратов К.Р., Блохин В.Б. Современные методы изготовления сложнопрофильных электродов-инструментов для электроэрозионной обработки (обзор исследований).....	148
Агравал Д., Патил С., Вашимкар Д., Амбхор Н., Агравал Д. Исследование влияния технологических параметров на фотохимическую обработку нержавеющей стали SS316L при производстве сосудистых стентов.....	180
Кисель А.Г., Бобровский Н.М., Подашев Д.Б., Целиков П.В., Каменов Р.У. Прогнозирование интенсивности изнашивания инструмента при обработке никелида титана ТН-1.....	194

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Яшин А.В., Силантьев С.А., Аборкин А.В., Новиков М.А. Исследование анизотропии свойств синтезированных металлических материалов WAAM-методом.....	206
Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Тарасов С.Ю. Исследование трибологических свойств кремниевой бронзы в разном структурном состоянии.....	221
Лугинин Н.А., Ерошенко А.Ю., Просолов К.А., Химич М.А., Глухов И.А., Панфилов А.О., Толмачев А.И., Уваркин П.В., Кашин А.Д., Шаркеев Ю.П. Влияние термической обработки на структуру и свойства магниевого сплава МА20, подвергнутого интенсивной пластической деформации.....	239
Саблина Т.Ю., Кандаурова М.Ю., Зятиков И.А., Панченко Ю.Н. Влияние длины волны лазерного излучения при УФ-лазерной обработке на структуру и функциональные свойства сплава TiNi.....	257
Левагина А.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Распоиенко Д.Ю. Исследование влияния добавок ZR, SC, HF в сплавах АЛТЭК на формирование микроструктуры при литье.....	272
Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование абразивной износостойкости порошковых проволок при наплавке на высокомарганцовистую сталь Гадфильда.....	287
Берсенов К.А., Пузанов М.П., Чернов А.А., Коробов Ю.С., Каренина Л.С., Худорожкова Ю.В., Макаров А.В., Давыдов Д.И., Кинжебаева Г.М. Разработка методики оценки склонности к образованию наростов на печных роликах.....	309
Бушуева Е.Г., Наставшев А.Е., Скороход К.А., Домаров Е.В., Мишин И.П. Структура и свойства покрытий на основе тугоплавких элементов, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки.....	325

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ

339

351

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

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

Подписано в печать 08.12.2025. Выход в свет 15.12.2025. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 44,0. Уч.-изд. л. 81,84. Изд. № 190. Заказ 255. Тираж 300 экз.

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

BRABOTKA METALLOV

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 27 No.4 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. Skeeba, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Editor of the English translation:

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

The journal is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year



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

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



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

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

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

Tel.: +7 (383) 346-17-75

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

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

EDITORIAL COUNCIL

CHAIRMAN:

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

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

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

The Federal Republic of Germany:

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

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

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

The Spain:

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

The Republic of Belarus:

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

The Russian Federation:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

CONTENTS

TECHNOLOGY

Manikanta J.E., Ambhore N., Murthy K.B., Thellaputta G.R., Agrawal D. Machining performance evaluation of eco-friendly copper oxide-based nanofluids in turning operations.....	6
Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Blokhin V.B., Muratov K.R., Osinnikov I.V. Research and analysis of electrical discharge machining in the manufacture of products from heat-resistant alloys: a literature review.....	16
Chinchani S., Patil S., Kulkarni P. ANFIS modeling of turning Al7075 hybrid nanocomposites under compressed air cooling.....	48
Zhang Q., Klimenov V.A., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Han Z., Qi M., Ding Z., Pan M. Milling of a blank from austenitic stainless steel AISI 321, deposited using wire-arc additive manufacturing (WAAM).....	62
Romanenko M.D., Zakharov I.N., Bagmutov V.P., Barinov V.V., Nguyen M.T. Mathematical analysis of the titanium alloy surface profile under various modes of electromechanical treatment.....	80
Karlina A.I., Kondratiev V.V., Gladkikh V., Vitkina G., Kononenko R.V. Evaluation of the melting ability of oxide fluxes in A-TIG welding of carbon and low-alloy steels.....	96
Qi M., Panin S.V., Stepanov D.Y., Burkov M.V., Zhang Q. Optimal milling parameters of 0.12 C-18 Cr-10Ni-Ti stainless steel fabricated by electron beam additive manufacturing.....	116
Lyubimyi N.S., Chetverikov B.S., Klyuev S.V., Zagorodniy N.A., Polshin A.A., Maltsev A.K., Bytsenko M.V. Investigation of the thermal loading during turning of a metal-composite system as a function of cutting speed, feed rate, and depth when machining a thin-walled 2 mm metal shell.....	131

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Ablyaz T.R., Osinnikov I.V., Shlykov E.S., Muratov K.R., Blokhin V.B. Modern methods of manufacturing of complex-profile electrode-tools for electrical discharge machining: a literature review.....	148
Agrawal D., Patil S., Washimkar D., Ambhore N., Agrawal D. Investigation of the effect of process parameters on photochemical machining of SS316L for manufacturing vascular stents.....	180
Kisel' A.G., Bobrovskiy N.M., Podashev D.B., Tselikov P.V., Kamenov R.U. Prediction of tool wear intensity during machining of titanium nickelide TN-1.....	194

MATERIAL SCIENCE

Kirichek A.V., Solovyev D.L., Yashin A.V., Silantyev S.A., Aborkin A.V., Novikov M.A. Anisotropy of properties in metal materials fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM).....	206
Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu. Study of tribological properties of silicon bronze in different structural states.....	221
Luginin N.A., Eroshenko A.Yu., Prosolov K.A., Khimich M.A., Glukhov I.A., Panfilov A.O., Tolmachev A.I., Uvarin P.V., Kashin A.D., Sharkeev Yu.P. Effect of heat treatment on the structure and properties of magnesium alloy MA20 subjected to severe plastic deformation.....	239
Sablina T.Y., Kandaurova M.Yu., Zyatikov I.A., Panchenko Yu.N. Effect of laser radiation wavelength on the structure and functional properties of TiNi alloy during UV laser treatment.....	257
Levagina A.A., Aryshenskii E.V., Konovalov S.V., Rasposienko D.Yu. Effect of Zr, Sc, and Hf additions on the microstructure formation of cast ALTEK alloys.....	272
Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Study of abrasive wear resistance of flux-cored wires during surfacing on high-manganese Hadfield steel.....	287
Bersenev K.A., Puzanov M.P., Chernov A.A., Korobov Y.S., Karenina L.S., Khudorozhkova Y.V., Makarov A.V., Davydov D.I., Kinzhebaeva G.M. Development of an assessment method for pickup formation on furnace rolls.....	309
Bushueva E.G., Nastavshev A.E., Skorokhod K.A., Domarov E.V., Mishin I.P. Structure and properties of coatings based on refractory elements obtained by non-vacuum electron beam surfacing.....	325

EDITORIAL MATERIALS

339

FOUNDERS MATERIALS

351



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Оценка эффективности обработки при точении с использованием экологически чистых наножидкостей на основе оксида меди

Джаввади Эшвара Маниканта^{1, а}, Нитин Амбхор^{2, б, *}, Кришна Бирудугадда Мурти^{3, с},
 Гонала Рао Теллапутта^{4, д}, Девендра Агравал^{5, е}

¹ Женский инженерный колледж Шри Вишну (А), Бхимаварам, Андхра-Прадеш, 534202, Индия

² Технологический институт Вишвакармы, Махараштра, Пуна, 411037, Индия

³ Институт технологий и инженерии Саси, Тадепаллигудем, 534101, Индия

⁴ Инженерно-технологический колледж Св. Анны, Чирала, Андхра-Прадеш, 523187, Индия

⁵ Инженерный колледж, Малегаон Будрук, Барамати, Махараштра, Пуна, 413115, Индия

^а  <https://orcid.org/0000-0002-0881-4899>,  manijem66@gmail.com; ^б  <https://orcid.org/0000-0001-8468-8057>,  nitin.ambhore@vit.edu;

^с  <https://orcid.org/0009-0007-4457-0266>,  bkmurthy@sasi.ac.in; ^д  <https://orcid.org/0000-0001-5622-4140>,  drtgopalara@gmail.com;

^е  <https://orcid.org/0000-0002-2477-1841>,  dpagrawal@engg.svpnm.org.in

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.895

История статьи:

Поступила: 22 июля 2025

Рецензирование: 22 августа 2025

Принята к печати: 09 сентября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Оксид меди

Наножидкость

Высокоскоростное точение

Минимальное количество смазочно-

охлаждающей жидкости (MQL)

Экологическая устойчивость

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время наблюдается растущий спрос на экологически чистые смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ) для обработки материалов резанием, что обусловлено их нетоксичностью, устойчивостью, высокой эффективностью и способностью улучшать качество поверхности. Эти жидкости поддерживают принципы экологичного производства и обеспечивают безопасную рабочую среду. Наножидкости на основе оксида меди обеспечивают повышенную теплопередачу, безопасность, а также снижают износ инструмента и силы резания. **Цель работы.** Настоящее исследование посвящено оценке эффективности СОЖ на основе оксида меди в процессах точения с целью поддержания устойчивого и экологически осознанного производства. В работе исследуется точение стали SS 304 с использованием наножидкостей с разной концентрацией оксида меди. **Методы исследования.** В данном исследовании процесс точения испытывался в различных условиях обработки с использованием СОЖ, содержащей разные концентрации наночастиц оксида меди (0,3, 0,6, 0,9, 1,2 и 1,5 %). В качестве базового масла выбрано кукурузное масло, в котором были диспергированы наночастицы оксида меди. Испытания по обработке проводились в различных условиях: сухое точение, мокрое точение, точение в условиях использования минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (MQL) и MQL с наномодификацией (nMQL). Был проведен сравнительный анализ для оценки температуры резания и сил резания. **Результаты и обсуждение.** Результаты показали, что применение 1,2%-й наножидкости оксида меди привело к значительному снижению силы резания и температуры резания, приблизительно на 17,54 и 29,53 % соответственно, по сравнению с обработкой в условиях сухого точения и традиционного мокрого точения. Кроме того, отмечено, что наножидкость участвует в образовании защитной пленки на границе раздела «инструмент – заготовка», что снижает износ инструмента. Эти результаты подчеркивают потенциал экологически чистых СОЖ на основе оксида меди для повышения эффективности операций точения и содействия экологически устойчивым методам.

Для цитирования: Оценка эффективности обработки при точении с использованием экологически чистых наножидкостей на основе оксида меди / Д.Э. Маниканта, Н. Амбхор, К.Б. Мурти, Г.Р. Теллапутта, Д. Агравал // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-6-15.

Введение

В традиционных операциях механической обработки обычно используются смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ) на синтетической

основе, которые снижают трение и повышают эффективность процессов обработки за счет охлаждения и смазки [1]. Однако эти жидкости вызывают серьезные экологические проблемы и создают угрозу здоровью рабочих из-за их токсичности [2]. Следовательно, существует растущий спрос на подходы, обеспечивающие экологически рациональное производство, которые уменьшают или исключают применение тра-

*Адрес для переписки

Амбхор Нитин, к.т.н., доцент

Технологический институт Вишвакармы,

Пуна, 411037, Махараштра, Индия

Тел.: +91-2026950441, e-mail: nitin.ambhore@vit.edu

диционных СОЖ [3]. Многообещающей альтернативой в указанном направлении является технология обработки с использованием минимального количества смазочно-охлаждающей жидкости (MQL – minimum quantity lubrication). В этом случае СОЖ доставляет небольшое контролируемое количество смазки, смешанной со сжатым воздухом, непосредственно в зону резания, обеспечивая тем самым как экологические, так и экономические преимущества [4–5]. Данный метод не только снижает потребление СОЖ, но и улучшает производительность обработки [6].

Недавние исследования показали, что добавление наночастиц в биоразлагаемые растительные масла в системах MQL значительно повышает производительность резания, устраняя при этом риски для здоровья и окружающей среды [7]. Было показано, что наночастицы, например, графена, уменьшают износ инструмента и улучшают качество поверхности во время операций обработки [8]. Так, авторы работ [9, 10] сообщили о лучших результатах обработки при использовании СОЖ с nano-SiO_2 по сравнению с обычными системами. Аналогичным образом Емами и др. (Emami et al.) [11] наблюдали улучшение характеристик шлифования керамики с использованием технологии MQL. В другом случае СОЖ на основе растительных масел в системах MQL продемонстрировали увеличение срока службы инструмента и улучшение качества поверхности при обработке сплавов семейства инконель [12]. Исследования с применением различных растительных масел, таких как подсолнечное и масло дерева Ним, при использовании по технологии MQL также показали улучшенные характеристики обработки [13].

Во время резки металла часто повышается температура режущей кромки инструмента, что ускоряет его износ и время простоя оборудования. Выбор правильной СОЖ и технологии смазки имеет большое значение для уменьшения этих эффектов и продления срока службы инструмента [14]. Исследователи обнаружили, что наножидкости улучшают как рассеивание тепла, так и смазывающую способность благодаря превосходной смачивающей способности и теплопроводности [15]. Эстель и др. (Estelle et al.) [16] изучили наножидкости на водной основе с добавлением углеродных нанотрубок и обнаружи-

ли повышенную теплопроводность и вязкость. Миа и др. (Mia et al.) [17] сравнили резание без СОЖ, резание с традиционной СОЖ и резание по технологии MQL при обработке закаленной стали и наблюдали меньшие силы резания при использовании технологии MQL. В другом исследовании создание экстремального давления (EP) при подаче СОЖ на основе растительных масел снижало силы резания во время обработки стали AISI 304L, хотя более высокое экстремальное давление (EP) приводило к увеличению шероховатости поверхности. Тем не менее СОЖ на основе растительных масел по-прежнему считались эффективной альтернативой опасным нефтяным жидкостям.

Скрикант и др. (Srikant et al.) [18] продемонстрировали, что наножидкости на основе оксида меди в водных системах значительно снижают температуру кончика инструмента благодаря улучшенным возможностям отвода тепла. Падмини и др. (Padmini et al.) [19] также подтвердили трибологические и тепловые преимущества правильно составленных наножидкостей при резке металла. Шривастава и Гангопадхьяй (Shrivastava and Gangopadhyay) [20] провели испытания в условиях микросверления с подачей сжатого воздуха, по технологиям MQL с чистым растительным маслом и MQL с растительным маслом, модифицированным наноалмазами. Наилучшие результаты были достигнуты при использовании смеси с 2,0 об. % наноалмазов. Азами и др. (Azami et al.) [21] наблюдали улучшение характеристик фрезерования с растительным маслом, содержащим 0,1 масс. % наночастиц графена (GnP) по сравнению с чистым маслом.

Шарма и др. (Sharma et al.) [22] акцентировали внимание на применении MQL на основе наножидкостей для обработки сверхтвердых материалов. Маниканта и др. (Manikanta et al.) в работе [23] сообщили, что скорость удаления материала и качество поверхности при обработке SS 304 в значительной степени зависят как от скорости резания, так и от концентрации наножидкости. Вирди и др. (Viridi et al.) в [24] продемонстрировали улучшение качества поверхности и снижение температуры при шлифовании сплава Ni-Cr с использованием технологии MQL и наножидкости, содержащей 0,5–1 масс. % CuO . Гаурав и др. (Gaurav et al.) в [25] оценили наножидкости

на основе масла жожоба при обработке титана в условиях MQL и наблюдали уменьшение сил резания и улучшение качества выходных параметров благодаря лучшему охлаждению и смазке.

Обзор литературы показал, что исследователи изучили использование различных наножидкостей в машинной обработке. Применение наножидкостей с добавкой оксида меди при точении оказалось ограниченным. **Целью исследования** является изучение влияния различных концентраций в наножидкостях оксида меди (CuO) при резании без СОЖ, резании с традиционной СОЖ и резании с использованием технологии MQL.

Методы

В качестве заготовок для проведения исследований выбрали прутки из нержавеющей стали. Обработка проводилась на токарном станке Turn Master 3 со следующими параметрами: скорость 900 об/мин, подача 80 мм/мин и глубина резания 0,30 мм в соответствии со стандартными спецификациями станка.

Операция точения выполнялась в четырех условиях: без СОЖ, с традиционной СОЖ, с использованием технологии MQL, а также технологии MQL с наномодификацией. При реализации точения с подачей СОЖ применяли коммерчески доступную традиционную смазочно-охлаждающую жидкость. В случае точения в условиях MQL небольшое количество СОЖ подавалось со скоростью потока 450 мл/час. В экспериментах, предусматривавших наноСОЖ, использовали экологически чистую СОЖ на основе кукурузного масла, в которую были введены наночастицы оксида меди в концентрациях 0,3, 0,6, 0,9, 1,2

и 1,5 % по объему. Во время операции обработки с помощью цифрового пирометра измеряли температуру на режущей кромке инструмента. Пьезоэлектрический динамометр использовали для измерения сил резания, возникающих во время операций точения.

Процесс диспергирования проводили при различных весовых концентрациях CuO. На рис. 1 представлено изображение наночастиц оксида меди, использованных в исследовании, полученное с помощью сканирующего электронного микроскопа с полевой эмиссией (FESEM).

Для достижения однородности смеси применялось магнитное перемешивание с целью равномерного распределения наночастиц по всему объему базовой жидкости. Более того, для улучшения стабильности дисперсии и предотвращения агломерации наночастиц добавляли лаурилсульфат натрия (LSS) в количестве, равном 0,1 % от веса наночастиц. На рис. 2 показан внешний вид приготовленных наножидкостей на основе оксида меди.

Результаты и их обсуждение

Чрезмерные силы резания при точении могут ускорить износ инструмента, сократить срок его службы, увеличить потребность в частой замене инструмента и ухудшить качество поверхности из-за вибрации и дрожания. На рис. 3 показаны силы резания, зарегистрированные в различных условиях обработки, включая точение без СОЖ, традиционное точение (с подачей СОЖ), в условиях MQL и MQL с наномодификацией, а также с использованием различных СОЖ, таких как традиционная СОЖ, экологически чистая СОЖ и экологически чистая СОЖ, смешанная с наночастицами оксида меди в концен-

Характеристики экспериментальной установки

Experimental setup details

Параметр / Parameter	Описание / Description
Металлорежущий станок / Machine tool	Центровой токарный станок Turn-master-35, (Kirloskar) / Center lathe machine, Turn-master-35, (Kirloskar)
Материал заготовки / Workpiece material	Сплав SS 304 / SS 304 alloy
Размер заготовки / Workpiece size	Диаметр 50 мм; длина 200 мм / 50 mm diameter, 200 mm length
Державка / Tool holder	PSBNR2525 M-12
Режущий инструмент / Cutting tool	SNMG 120408 NSU (твердый сплав с покрытием) / SNMG 120408 NSU (coated carbide)

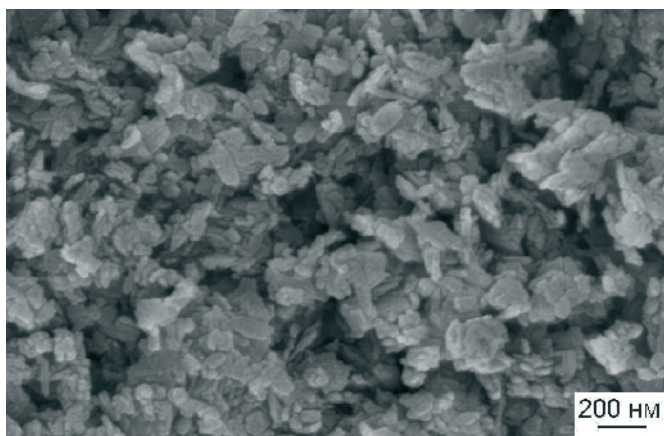


Рис. 1. СЭМ-изображение наночастиц оксида меди

Fig. 1. SEM image of copper oxide nanoparticles

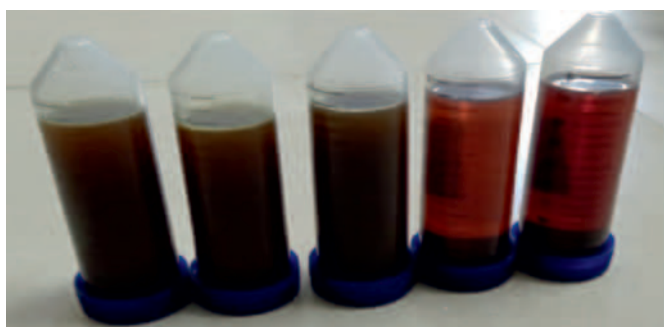


Рис. 2. Наножи́дкости на основе оксида меди

Fig. 2. Copper oxide-based nanofluids

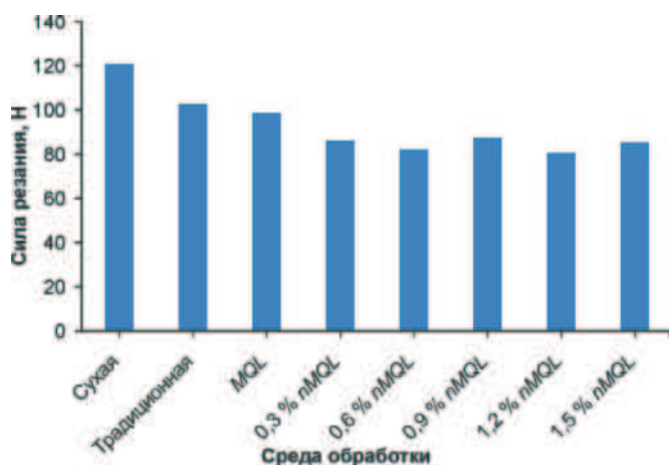


Рис. 3. Силы резания при обработке в различных средах

Fig. 3. Cutting forces under different machining environments

трациях 0,3, 0,6, 0,9, 1,2 и 1,5 масс. %. Наибольшая сила резания, 120,7 Н, была обнаружена в условиях точения без СОЖ из-за отсутствия смазки. Напротив, традиционная обработка с подачей СОЖ и использованием традиционной СОЖ привела к снижению силы резания до

103,2 Н. Дополнительное снижение было отмечено в условиях MQL с традиционной СОЖ, где измеренная сила резания составила 99,2 Н. Применение наножи́дкостей на основе оксида меди в условиях MQL привело к дальнейшему снижению сил резания, что указывает на улучшение смазывания и снижение трения между инструментом и заготовкой.

Использование наножи́дкости с добавлением 0,3 масс. % CuO привело к снижению силы резания до 86,7 Н в зоне резания. Дальнейшее увеличение концентрации CuO до 0,6, 0,9 и 1,2 масс. % привело к еще большему снижению сил резания до 82,8, 87,7 и 81,3 Н соответственно по сравнению с условиями 0,3 масс. %. Это прогрессивное снижение было связано с улучшенным смазыванием, поскольку наночастицы образовывали стабильную смазочную пленку на поверхности заготовки, способствуя эффективному рассеиванию тепла. Улучшенная теплопроводность и смазывающие свойства при повышенных концентрациях CuO помогли уменьшить трение и снизить тепловыделение в зоне резания. Однако когда концентрация достигла 1,5 масс. %, сила резания увеличилась до 85,9 Н, что выше, чем наблюдалось при 1,2 масс. %. Это было связано с агломерацией наночастиц, которая негативно повлияла на стабильность дисперсии и снизила общую эффективность наножи́дкости.

Повышенные температуры резания ускоряют износ инструмента, размягчая его материал, что приводит к быстрому износу и значительному сокращению срока службы инструмента. Кроме того, высокие температуры могут негативно влиять на качество поверхности из-за термически индуцированных вибраций и нестабильности во время операции точения. В крайних случаях тепло, выделяемое во время резания, может изменить микроструктуру материала заготовки, потенциально ухудшив ее механические свойства, такие как твердость, предел прочности и распределение остаточных напряжений. На рис. 4 показаны температуры резания, зарегистрированные при различных условиях точения, включая точение без СОЖ, точение с традиционной СОЖ, точение с использованием технологии MQL и технологии наномодифицированной MQL. Испытания проводились с применением различных СОЖ, таких как традиционная СОЖ, экологически чистая СОЖ, а также СОЖ,

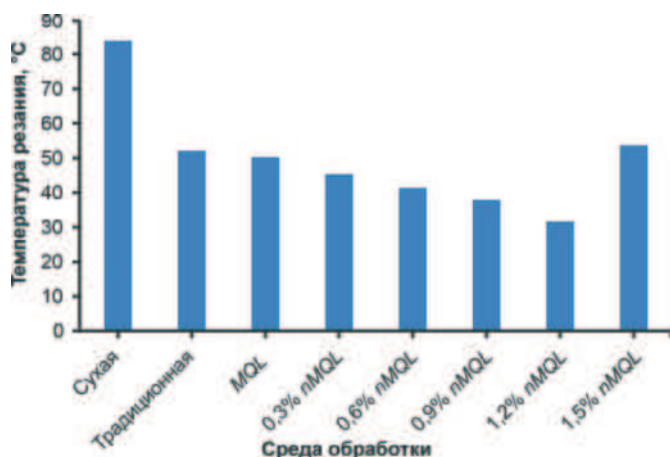


Рис. 4. Температура резания при обработке в различных средах

Fig. 4. Cutting temperature under different machining environments

модифицированная наночастицами оксида меди в концентрациях 0,3, 0,6, 0,9, 1,2 и 1,5 масс. %.

В режиме точения без СОЖ была отмечена самая высокая температура резания, 84 °C, что в первую очередь связано с отсутствием какой-либо охлаждающей среды. При использовании традиционной СОЖ (ТСОЖ) в условиях точения с подачей СОЖ температура резания снизилась до 52 °C. Дальнейшее снижение до 50 °C было зафиксировано при использовании MQL с экологически чистой СОЖ. Применение наножидкостей на основе оксида меди в условиях MQL продемонстрировало повышенную эффективность охлаждения, о чем свидетельствует значительное снижение температуры, зафиксированное во время операций точения. При применении наножидкости с 0,3 масс. % CuO температура резания на границе раздела «инструмент – стружка» заметно снизилась до 45 °C. По мере увеличения

концентрации CuO до 0,6, 0,9 и 1,2 масс. % зафиксированное снижение температуры составило 41, 38 и 32 °C соответственно по сравнению с базовым уровнем 0,3 масс. %. Это последовательное снижение температуры было в основном связано с улучшенной смазкой и более высокой теплопроводностью, обеспечиваемой наножидкостями. Распределенные наночастицы сформировали стабильную и прочную смазочную пленку на поверхности металла, а характерная высокая теплопроводность CuO способствовала быстрому рассеиванию тепла.

Кроме того, повышенная концентрация наночастиц обеспечивает дополнительную смазку, снижая силы трения и, следовательно, уменьшая тепловыделение. Однако при концентрации CuO 1,5 масс. % температура резания повысилась до 54 °C, что выше, чем наблюдалось при 1,2 масс. %. Это увеличение было связано с агломерацией наночастиц, которая негативно повлияла на стабильность дисперсии и снизила охлаждающую и смазывающую способность наножидкости.

На рис. 5 показан износ инструмента при различных условиях обработки.

Точение в условиях отсутствия СОЖ, точение с подачей СОЖ и точение в условиях наномодифицированного MQL оказывает заметное влияние на износ инструмента во время операций обработки, особенно при использовании наножидкостей. При точении без СОЖ отсутствие смазывания приводит к высоким температурам резания, ускоряя износ инструмента из-за термического напряжения и плохого удаления стружки. Точение с подачей СОЖ, чаще всего обычных поточных СОЖ, снижает температуру

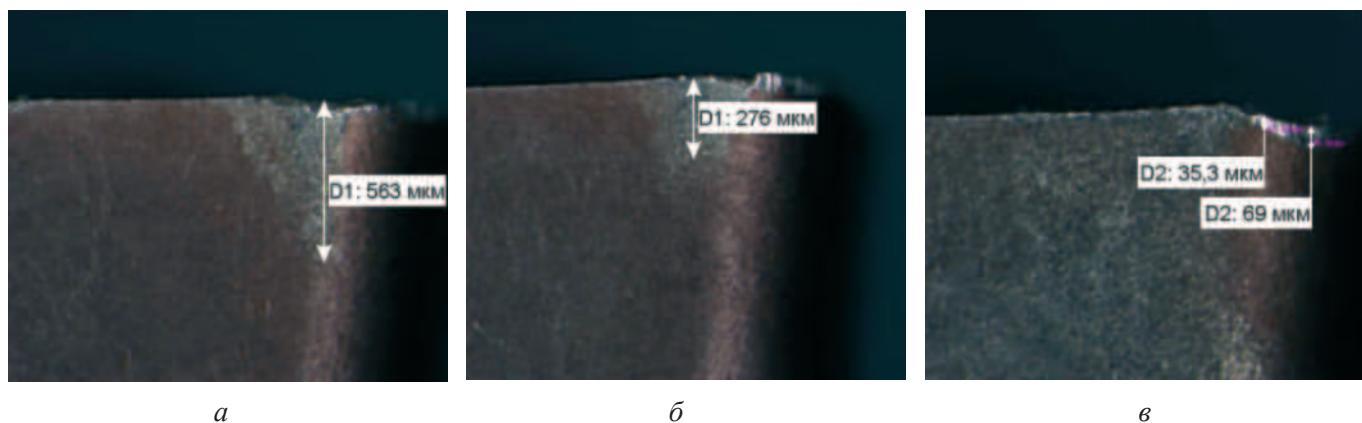


Рис. 5. Износ инструмента при обработке в условиях (а) сухого точения, (б) MQL и (в) nMQL

Fig. 5. Tool wear in (a) dry, (б) MQL, and (в) nMQL machining environments



и трение, но вызывает экологические проблемы и проблемы с утилизацией. MQL, особенно в сочетании с биоразлагаемыми наножидкостями, содержащими наночастицы, такие как оксид меди, представляет собой экологически безопасную альтернативу. Эти наножидкости улучшают смазку и теплопроводность, образуя защитную пленку на границе раздела «инструмент – заготовка», что снижает абразивный, адгезионный и диффузионный износ. В результате MQL с наножидкостями значительно снижает износ инструмента по сравнению с сухим и даже традиционным точением с подачей СОЖ, увеличивая срок службы инструмента и повышая производительность обработки.

Заключение

В этом исследовании было проведено изучение СОЖ на основе кукурузного масла с переменными концентрациями наночастиц оксида меди. Представлена сравнительная оценка различных условий точения, таких как точение без СОЖ, точение с подачей СОЖ и MQL. Результаты показывают, что добавление наночастиц оксида меди в концентрациях 0,3, 0,6, 0,9, 1,2 и 1,5 % в экологически чистую СОЖ на основе кукурузного масла заметно улучшило характеристики обработки в рассмотренных условиях. Использование MQL с экологически чистой СОЖ, модифицированной оксидом меди, привело к заметному снижению как силы резания, так и температуры резания, что способствует увеличению срока службы инструмента. Наилучшие результаты были получены при концентрации 1,2 масс. % CuO, в этом случае были зарегистрированы самые низкие значения силы резания и температуры. В качестве идеальной смазки для улучшения обрабатываемости и снижения износа инструмента предлагается использовать СОЖ с добавлением 1,2 % CuO и выполнять точение в условиях MQL. Эти результаты будут полезны для мониторинга процесса в реальном времени с использованием простого контроллера для поддержания силы и температуры резания в пределах целевых значений.

Список литературы

1. Sustainable machining: enhancing performance with vegetable oil-based nano cutting fluids / J.E. Manikanta, N. Ambhore, C. Nikhare, N.K. Gurajala,

Hari Krishna Ch // Discover Materials. – 2025. – Vol. 5. – P. 63. – DOI: 10.1007/s43939-025-00236-4.

2. A review on sustainable alternatives for conventional cutting fluid applications for improved machinability / D.J. Hiran Gabriel, M. Parthiban, I. Kantharaj, N. Beemkumar // Machining Science and Technology. – 2023. – Vol. 27 (2). – P. 157–207. – DOI: 10.1080/10910344.2023.2194966.

3. Application of nanofluids as cutting fluids in machining operations: A brief review / L. Ben Said, L. Kolsi, K. Ghachem, M. Almeshaal, C. Maatki // Applied Nanoscience. – 2023. – Vol. 13 (6). – P. 4247–4278. – DOI: 10.1007/s13204-021-02140-8.

4. Analysis of machining performance in turning with trihybrid nanofluids and minimum quantity lubrication / J.E. Manikanta, M. Abdullah, N. Ambhore, T.K. Kottedda // Scientific Reports. – 2025. – Vol. 15 (1). – DOI: 10.1038/s41598-025-97039-7.

5. Investigation on machinability and sustainability aspects during hard turning under GO nanofluid MQL environment for precision and cleaner manufacturing / S. Khatai, A.K. Sahoo, R. Kumar, A. Panda // Precision Engineering. – 2025. – Vol. 95. – P. 379–408. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2025.05.006.

6. Nanoparticle-based cutting fluids in drilling: A recent review / A. Adil, T. Baig, F. Jamil, M. Farhan, M. Shehryar, H.M. Ali, S. Khushnood // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2024. – Vol. 131 (5). – P. 2247–2264. – DOI: 10.1007/s00170-023-11048-2.

7. Evaluation of new vegetable-based cutting fluids on thrust force and surface roughness in drilling of AISI 304 using Taguchi method / E. Kuram, B. Ozcelik, E. Demirbas, E. Şik, I.N. Tansel // Materials and Manufacturing Processes. – 2011. – Vol. 26 (9). – P. 1136–1146. – DOI: 10.1080/10426914.2010.536933.

8. Influence of graphene nanosheets on thermo-physical and tribological properties of sustainable cutting fluids for MQL application in machining processes / V. Baldin, L.R.R. da Silva, R.V. Gelamo, A.B. Iglesias, R.B. da Silva, N. Khanna, A. Rocha Machado // Lubricants. – 2022. – Vol. 10 (8). – DOI: 10.3390/lubricants10080193.

9. An experimental evaluation of SiO₂ nano cutting fluids in CNC turning of aluminium alloy AL319 via MQL technique / A.M. Syafiq, A.A.M. Redhwan, A.A. Hazim, A.R.M. Aminullah, S.Z. Ariffin, W. Nughero, A. Arifuddin, A.B.S. Hawa // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – Vol. 1068 (1). – P. 1–11. – DOI: 10.1088/1757-899X/1068/1/012009.

10. Shuang Y., John M., Songlin D. Experimental investigation on the performance and mechanism of graphene oxide nanofluids in turning Ti-6Al-4V // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 43. – P. 164–174. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.005.

11. *Emami M., Karimipour A.* Theoretical and experimental study of the chatter vibration in wet and MQL machining conditions in turning process // *Precision Engineering*. – 2021. – Vol. 72. – P. 41–58. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2021.04.006.
12. Sustainable turning of Inconel 718 nickel alloy using MQL strategy based on graphene nanofluids / L. Gong, R. Bertolini, A. Ghiotti, N. He, S. Bruschi // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 108 (9). – P. 3159–3174. – DOI: 10.1007/s00170-020-05626-x.
13. *Makhesana M.A., Patel K.M.* Performance assessment of vegetable oil-based nanofluid in Minimum Quantity Lubrication (MQL) during machining of Inconel 718 // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2022. – Vol. 8 (3). – P. 3182–3198.
14. *Kumar M.S., Krishna V.M.* An investigation on turning AISI 1018 steel with hybrid biodegradable nanofluid/MQL incorporated with combinations of CuO-Al₂O₃ nanoparticles // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 24. – P. 1577–1584. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.04.478.
15. Performance evaluation of vegetable oil based nano cutting fluids in machining using grey relational analysis – A step towards sustainable manufacturing / P. Rapeti, V.K. Pasam, K.M. Gurram, R.S. Revuru // *Journal of Cleaner Production*. – 2018. – Vol. 172. – P. 2862–2875. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2017.11.127.
16. *Estellé P., Halelfadl S., Maré T.* Thermophysical properties and heat transfer performance of carbon nanotubes water-based nanofluids // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2017. – Vol. 127 (3). – P. 2075–2081. – DOI: 10.1007/s10973-016-5833-8.
17. An approach to cleaner production for machining hardened steel using different cooling-lubrication conditions / M. Mia, M.K. Gupta, G. Singh, G. Królczyk, D.Y. Pimenov // *Journal of Cleaner Production*. – 2018. – Vol. 187. – P. 1069–1081. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2018.03.279.
18. *Berger Bioucas F.E., Koller T.M., Fröba A.P.* Effective thermal conductivity of nanofluids containing silicon dioxide, titanium dioxide, copper oxide, polystyrene, or polymethylmethacrylate nanoparticles dispersed in water, ethylene glycol, or glycerol // *International Journal of Thermophysics*. – 2025. – Vol. 46 (2). – DOI: 10.1007/s10765-024-03488-z.
19. *Padmini R., Krishna P.V., Mohana Rao G.K.* Experimental evaluation of nano-molybdenum disulphide and nano-boric acid suspensions in vegetable oils as prospective cutting fluids during turning of AISI 1040 steel // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*. – 2016. – Vol. 230 (5). – P. 493–505. – DOI: 10.1177/1350650115601.
20. *Shrivastava A., Gangopadhyay S.* Evaluation of adequacy of lubricants in MQL micro-drilling by a developed analytical model and experiments // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 8 (101). – P. 1592–1604. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.07.017.
21. Influence of nano-minimum quantity lubrication with MoS₂ and CuO nanoparticles on cutting forces and surface roughness during grinding of AISI D2 steel / A. Azami, Z. Salahshournejad, E. Shakouri, A.R. Sharifi, P. Saraeian // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 3 (87). – P. 209–220. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.029.
22. *Sharma A.K., Tiwari A.K., Dixit A.R.* Effects of minimum quantity lubrication (MQL) in machining processes using conventional and nanofluid based cutting fluids: A comprehensive review // *Journal of Cleaner Production*. – 2016. – Vol. 2 (127), pp. 1–8. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.03.146.
23. *Маниканта Д.Э., Амбхор Н., Телланутта Г.Р.* Исследование СОЖ с использованием растительного масла, усиленного добавлением наночастиц, при токарной обработке // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2025. – Т. 27, № 1. – С. 20–33. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.1-20-33.
24. *Virdi R.L., Chatha S.S., Singh H.* Processing characteristics of different vegetable oil-based nanofluid MQL for grinding of Ni-Cr alloy // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2022. – Vol. 8 (1). – P. 210–223. – DOI: 10.1007/s40684-018-0035-4.
25. Assessment of jojoba as a pure and nano-fluid base oil in minimum quantity lubrication (MQL) hard-turning of Ti-6Al-4V: A step towards sustainable machining / G. Gaurav, A. Sharma, G.S. Dangayach, M.L. Meena // *Journal of Cleaner Production*. – 2020. – Vol. 272. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2020.122553.

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



Machining performance evaluation of eco-friendly copper oxide-based nanofluids in turning operations

Javvadi Eswara Manikanta^{1, a}, Nitin Ambhore^{2, b, *}, Krishna Birudugadda Murthy^{3, c},
 Gopala Rao Thellaputta^{4, d}, Devendra Agrawal^{5, e}

¹ Department of Mechanical Engineering, Shri Vishnu Engineering College for Women (A), Bhimavaram, Andhra Pradesh, 534202, India

² Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Technology, SPPU, Maharashtra, Pune 411037, India

³ Department of Mechanical Engineering, Sasi Institute of Technology and Engineering, Tadepalligudem, 534101, India

⁴ Department of Mechanical Engineering, St. Ann's College of Engineering & Technology (Autonomous), Chirala, Andhra Pradesh, 523187, India

⁵ Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, Malegaon (Bk), Baramati, Maharashtra, Pune 413115, India

^a <https://orcid.org/0000-0002-0881-4899>, manijem66@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8468-8057>, nitin.ambhore@vit.edu;

^c <https://orcid.org/0009-0007-4457-0266>, bkmurthy@sasi.ac.in; ^d <https://orcid.org/0000-0001-5622-4140>, drtgopalrao@gmail.com;

^e <https://orcid.org/0000-0002-2477-1841>, dpagrawal@engg.svpm.org.in

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 22 July 2025

Revised: 22 August 2025

Accepted: 09 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Copper oxide

Nanofluid

High-speed turning

Minimum quantity lubrication (MQL)

Environmental sustainability

ABSTRACT

Introduction. There is a growing demand for eco-friendly cutting fluids in machining due to their non-toxicity, sustainability, high performance, and ability to improve surface quality. These fluids support green manufacturing practices and promote a safe working environment. Copper oxide-based nanofluids offer the combined benefits of enhanced heat transfer, increased safety, and reduced tool wear and cutting forces. **The purpose of the work.** This research focuses on evaluating the performance of copper oxide-based cutting fluids in turning processes to support sustainable and eco-conscious manufacturing. The study investigates the turning of SS 304 steel using varying concentrations of copper oxide nanofluids. **The methods of investigation.** In this study, the turning process was tested under various machining conditions using different concentrations of copper oxide nanoparticles (0.3 %, 0.6 %, 0.9 %, 1.2 %, and 1.5 %). Corn oil was selected as the base oil, and the copper oxide nanoparticles were dispersed in the corn oil to prepare the nanofluid. Machining trials were conducted under different lubrication environments: dry, wet, minimum quantity lubrication (MQL), and nano-enhanced MQL (nMQL). A comparative study was performed to assess cutting temperature and cutting forces. **Results and discussion.** The results showed that the use of 1.2 % copper oxide nanofluid led to significant reductions in cutting force and cutting temperature, by approximately 17.54 % and 29.53 %, respectively, compared to traditional dry and wet machining environments. Furthermore, the nanofluid was observed to form a protective film at the tool-workpiece interface, reducing tool wear. These findings highlight the potential of copper oxide-based green cutting fluids to improve turning operation efficiency and promote environmentally sustainable practices.

For citation: Manikanta J.E., Ambhore N., Murthy K.B., Thellaputta G.R., Agrawal D. Machining performance evaluation of eco-friendly copper oxide-based nanofluids in turning operations. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-6-15. (In Russian).

References

1. Manikanta J.E., Ambhore N., Nikhare C., Gurajala, N.K., Ch. H.K. Sustainable machining: enhancing performance with vegetable oil-based nano cutting fluids. *Discover Materials*, 2025, vol. 5, p. 63. DOI: 10.1007/s43939-025-00236-4.
2. Hiran Gabriel D.J., Parthiban M., Kantharaj I., Beemkumar N. A review on sustainable alternatives for conventional cutting fluid applications for improved machinability. *Machining Science and Technology*, 2023, vol. 27 (2), pp. 157–207. DOI: 10.1080/10910344.2023.2194966.

* Corresponding author

Ambhore Nitin, Ph.D. (Engineering), Assistant Professor
 Vishwakarma Institute of Technology,
 Pune - 411037, Maharashtra, India
 Tel.: +91-2026950441, e-mail: nitin.ambhore@vit.edu

3. Ben Said L., Kolsi L., Ghachem K., Almeshaal M., Maatki C. Application of nanofluids as cutting fluids in machining operations: A brief review. *Applied Nanoscience*, 2023, vol. 13 (6), pp. 4247–4278. DOI: 10.1007/s13204-021-02140-8.
4. Manikanta J.E., Abdullah M., Ambhore N., Kotteda T.K. Analysis of machining performance in turning with trihybrid nanofluids and minimum quantity lubrication. *Scientific Reports*, 2025, vol. 15 (1). DOI: 10.1038/s41598-025-97039-7.
5. Khatai S., Sahoo A.K., Kumar R., Panda A. Investigation on machinability and sustainability aspects during hard turning under GO nanofluid MQL environment for precision and cleaner manufacturing. *Precision Engineering*, 2025, vol. 95, pp. 379–408. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2025.05.006.
6. Adil A., Baig T., Jamil F., Farhan M., Shehryar M., Ali H.M., Khushnood S. Nanoparticle-based cutting fluids in drilling: A recent review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 131 (5), pp. 2247–2264. DOI: 10.1007/s00170-023-11048-2.
7. Kuram E., Ozelcelik B., Demirbas E., Şik E., Tansel I.N. Evaluation of new vegetable-based cutting fluids on thrust force and surface roughness in drilling of AISI 304 using Taguchi method. *Materials and Manufacturing Processes*, 2011, vol. 26 (9), pp. 1136–1146. DOI: 10.1080/10426914.2010.536933.
8. Baldin V., da Silva L.R., Gelamo R.V., Iglesias A.B., da Silva R.B., Khanna N., Rocha Machado A. Influence of graphene nanosheets on thermo-physical and tribological properties of sustainable cutting fluids for MQL application in machining processes. *Lubricants*, 2022, vol. 10 (8). DOI: 10.3390/lubricants10080193.
9. Syafiq A.M., Redhwan A.A., Hazim A.A., Aminullah A.R., Ariffin S.Z., Nughor W., Arifuddin A., Hawa A.B. An experimental evaluation of SiO₂ nano cutting fluids in CNC turning of aluminium alloy AL319 via MQL technique. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1068 (1), pp. 1–11. DOI: 10.1088/1757-899X/1068/1/012009.
10. Shuang Y., John M., Songlin D. Experimental investigation on the performance and mechanism of graphene oxide nanofluids in turning Ti-6Al-4V. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 43, pp. 164–174. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.005.
11. Emami M., Karimipour A. Theoretical and experimental study of the chatter vibration in wet and MQL machining conditions in turning process. *Precision Engineering*, 2021, vol. 72, pp. 41–58. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2021.04.006.
12. Gong L., Bertolini R., Ghiotti A., He N., Bruschi S. Sustainable turning of Inconel 718 nickel alloy using MQL strategy based on graphene nanofluids. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 108 (9), pp. 3159–3174. DOI: 10.1007/s00170-020-05626-x.
13. Makhesana M.A., Patel K.M. Performance assessment of vegetable oil-based nanofluid in Minimum Quantity Lubrication (MQL) during machining of Inconel 718. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, vol. 8 (3), pp. 3182–3198.
14. Kumar M.S., Krishna V.M. An investigation on turning AISI 1018 steel with hybrid biodegradable nanofluid/MQL incorporated with combinations of CuO-Al₂O₃ nanoparticles. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 24, pp. 1577–1584. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.04.478.
15. Rapeti P., Pasam V.K., Gurram K.M., Revuru R.S. Performance evaluation of vegetable oil based nano cutting fluids in machining using grey relational analysis – A step towards sustainable manufacturing. *Journal of Cleaner Production*, 2018, vol. 172, pp. 2862–2875. DOI: 10.1016/j.jclepro.2017.11.127.
16. Estellé P., Halelfadl S., Maré T. Thermophysical properties and heat transfer performance of carbon nanotubes water-based nanofluids. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2017, vol. 127 (3), pp. 2075–2081. DOI: 10.1007/s10973-016-5833-8.
17. Mia M., Gupta M.K., Singh G., Królczyk G., Pimenov D.Y. An approach to cleaner production for machining hardened steel using different cooling-lubrication conditions. *Journal of Cleaner Production*, 2018, vol. 187, pp. 1069–1081. DOI: 10.1016/j.jclepro.2018.03.279.
18. Berger Bioucas F.E., Koller T.M., Fröba A.P. Effective thermal conductivity of nanofluids containing silicon dioxide, titanium dioxide, copper oxide, polystyrene, or polymethylmethacrylate nanoparticles dispersed in water, ethylene glycol, or glycerol. *International Journal of Thermophysics*, 2025, vol. 46 (2). DOI: 10.1007/s10765-024-03488-z.
19. Padmini R., Krishna P.V., Mohana Rao G.K. Experimental evaluation of nano-molybdenum disulphide and nano-boric acid suspensions in vegetable oils as prospective cutting fluids during turning of AISI 1040 steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 2016, vol. 230 (5), pp. 493–505. DOI: 10.1177/1350650115601.

20. Shrivastava A., Gangopadhyay S. Evaluation of adequacy of lubricants in MQL micro-drilling by a developed analytical model and experiments. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 8 (101), pp. 1592–1604. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.07.017.
21. Azami A., Salahshournejad Z., Shakouri E., Sharifi A.R., Saraeian P. Influence of nano-minimum quantity lubrication with MoS₂ and CuO nanoparticles on cutting forces and surface roughness during grinding of AISI D2 steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 3 (87), pp. 209–220. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.029.
22. Sharma A.K., Tiwari A.K., Dixit A.R. Effects of minimum quantity lubrication (MQL) in machining processes using conventional and nanofluid based cutting fluids: A comprehensive review. *Journal of Cleaner Production*, 2016, vol. 2 (127), pp. 1–8. DOI: 10.1016/j.jclepro.2016.03.146.
23. Manikanta J.E., Ambhore N., Thellaputta G.R. Investigation of vegetable oil-based cutting fluids enhanced with nanoparticle additions in turning operations. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 1, pp. 20–33. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.1-20-33.
24. Viridi R.L., Chatha S.S., Singh H. Processing characteristics of different vegetable oil-based nanofluid MQL for grinding of Ni-Cr alloy. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, vol. 8 (1), pp. 210–223. DOI: 10.1007/s40684-018-0035-4.
25. Gaurav G., Sharma A., Dangayach G.S., Meena M.L. Assessment of jojoba as a pure and nano-fluid base oil in minimum quantity lubrication (MQL) hard-turning of Ti–6Al–4V: A step towards sustainable machining. *Journal of Cleaner Production*, 2020, vol. 272. DOI: 10.1016/j.jclepro.2020.122553.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование и анализ электроэрозионной обработки при изготовлении изделий из жаропрочных сплавов (обзор исследований)

Евгений Шлыков^{a, *}, Тимур Абляз^b, Владимир Блохин^c, Карим Муратов^d, Илья Осинников^e

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

^a  <https://orcid.org/0000-0001-8076-0509>,  Kruspert@mail.ru; ^b  <http://orcid.org/0000-0001-6607-4692>,  lowrider11-13-11@mail.ru;
^c  <https://orcid.org/0009-0009-2693-6580>,  warkk98@mail.ru; ^d  <http://orcid.org/0000-0001-7612-8025>,  Karimur_80@mail.ru;
^e  <https://orcid.org/0009-0006-4478-3803>,  ilyuhaosinnikov@bk.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.048.4

История статьи:

Поступила: 11 июня 2025
 Рецензирование: 04 июля 2025
 Принята к печати: 09 сентября 2025
 Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Электроэрозионная обработка
 Жаропрочные сплавы
 Экспериментальные исследования
 Рабочая жидкость
 Шероховатость поверхности
 Точность
 Микротрещины
 Поверхностный слой

АННОТАЦИЯ

Введение. В современном машиностроении наблюдается тенденция к разработке и внедрению новых жаропрочных сплавов с повышенными физико-механическими свойствами. Перспективным способом изготовления изделий из жаропрочных сплавов нового поколения является электроэрозионная обработка. В настоящей статье представлен анализ современных исследований в области электроэрозионной обработки жаропрочных сплавов. Основное внимание уделяется анализу выходных качественных и количественных показателей, которые зависят от входных параметров – режима обработки и условий обработки. Рассмотрены ключевые факторы, влияющие на эффективность электроэрозионной обработки: режимы обработки, состав рабочей жидкости, материал электродов. Материалы анализа современных исследований представляют интерес для специалистов в области обработки жаропрочных сплавов, разработчиков технологий электроэрозионной обработки и исследователей, работающих над совершенствованием методов изготовления изделий для авиадвигателестроения. **Цель работы:** обзор научной литературы, посвященной исследованиям современных методов обеспечения и повышения эффективности и качества электроэрозионной обработки жаропрочных материалов. **Методы исследования:** теоретический анализ современных исследований на тему электроэрозионной обработки жаропрочных сплавов. **Результаты и обсуждение.** Проведен анализ литературы, на основании которого установлено, что сила тока и время включения импульса являются основными технологическими параметрами, определяющими качество обработанной поверхности и скорость съема материала. Установлена эффективность применения модифицированной рабочей жидкости (с добавлением графена и углеродных нанотрубок) при обработке жаропрочных материалов для улучшения качества поверхности. Актуальным представляется проведение экспериментальных исследований влияния компонентов различных материалов, добавляемых в рабочую жидкость, для улучшения показателей качества поверхности после КЭЭО, а также исследование влияния легирования данными материалами поверхностного слоя жаропрочных материалов.

Для цитирования: Исследование и анализ электроэрозионной обработки при изготовлении изделий из жаропрочных сплавов (обзор исследований) / Е.С. Шлыков, Т.Р. Абляз, В.Б. Блохин, К.Р. Муратов, И.В. Осинников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 16–47. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-16-47.

Введение

Ключевым вектором развития современной промышленности является активное внедрение и разработка жаропрочных материалов, обладающих определенным набором механических и физико-химических характеристик. Именно

эти характеристики гарантируют сохранение прочностных показателей конструктивных элементов оборудования и машин на протяжении всего установленного срока их службы. Большое количество научных коллективов сконцентрировано на изучении влияния различных вариаций обработок на характеристики жаропрочных сплавов, которые востребованы в важнейших отраслях – авиадвигателестроении, энергетическом машиностроении, ядерной энергетике и автомобильной промышленности. Более высокая стойкость к коррозии и окислению, повышенная пластичность, термостойкость, механическая

*Адрес для переписки

Шлыков Евгений Сергеевич, к.т.н., доцент
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
 Комсомольский пр., 29,
 614990, г. Пермь, Россия
 Тел.: +7 961 759-88-49, e-mail: Kruspert@mail.ru

прочность, сопротивление усталости и ползучести даже при повышенных температурах – вот свойства, которые делают жаропрочные сплавы превосходящими другие материалы.

Большинство жаропрочных сплавов изготавливаются на основе никеля. Благодаря превосходным механическим и химическим свойствам при высоких температурах, таким как высокая термостойкость, устойчивость к тепловому удару, повышенное сопротивление усталости, высокая прочность на разрушение, фазовая стабильность, повышенная устойчивость к эрозии и коррозии, повышенная пластичность и вязкость, высокая температура плавления, сплавы на основе никеля могут дольше работать в агрессивных эксплуатационных средах. Активное исследование жаропрочных материалов обусловлено их стратегическим значением для развития критических технологий, необходимостью постоянного совершенствования характеристик материалов и расширением областей применения в современной промышленности.

Зарубежными учеными изучается в основном жаропрочный никелевый сплав инконель [1–7] и его различные вариации, отличающиеся содержанием и количеством легирующих элементов. Жаропрочные материалы различаются по количеству легирующих элементов – никеля, отвечающего за пластичность, вязкость и теплоемкость сплава; молибдена и вольфрама, которые способствуют увеличению предела длительной механической прочности в среде высоких температур; ванадия, присутствующего в сплаве в малом количестве для улучшения жаропрочных свойств материала; ниобия, препятствующего межкристаллитной коррозии; титана для улучшения антикоррозионных свойств материала; кобальта, повышающего релаксационную стойкость сплава.

В работах [8–15] сказано, что сплавы на основе никеля широко используются во многих жизненно важных деталях аэрокосмических двигателей и газовых турбин, особенно в деталях, подверженных воздействию высоких температур, таких как лопатки реактивных турбин, лопасти турбокомпрессоров и камеры сгорания. Сплавы на основе никеля составляют около половины массы авиационных двигателей. Помимо аэрокосмической промышленности, сплавы на основе никеля также находят применение

в ядерных реакторах, пищевой промышленности, судостроении, на предприятиях по борьбе с загрязнением окружающей среды и нефтехимии и др. Актуальные направления разработки жаропрочных сплавов – сплавы, содержащие тугоплавкие переходные металлы (молибден, вольфрам, тантал, рений, рутений). Отечественные перспективные жаропрочные сплавы: ВВ751П, ЖС6, ХН70Ю, ХН60ВТ, ХН65ВМТЮ, ХН55ВМТКЮ, ХН78Т, ЭП741НП, ЭИ698 [16–18].

Низкая теплопроводность, высокая температура плавления, эффект упрочнения при обработке, образование заусенцев, создание высоких сил резания, химическое сродство к материалу инструмента и наличие в их микроструктуре частиц абразивного карбида – вот некоторые явления, затрудняющие механическую обработку этих жаропрочных сплавов. В свою очередь, повышенные температуры приводят к значительному увеличению нагрузки на режущую кромку инструмента, что интенсифицирует износ режущей кромки и вызывает необходимость введения корректировки на размер износа в управляющую программу оборудования.

Пластическая деформация данных материалов усложнена из-за аустенитной структуры с гранцентрированной кристаллической решеткой, для которой характерны низкие показатели предела текучести при сохранении высокого временного сопротивления. Жаропрочные материалы характеризуются хорошей истирающей способностью, интенсифицирующейся в присутствии карбидных включений высокой твердости и влияющей на истирание режущей кромки резцов. Кроме того, некоторые жаропрочные материалы могут содержать частицы твердых абразивов и карбидов, которые приводят к сильному износу инструмента, что значительно снижает срок службы инструмента. Таким образом, жаропрочные сплавы относятся к категории материалов, трудно поддающихся обработке резанием. Совокупность этих проблем сильно влияет на обеспечение точности при механической обработке таких сплавов [19–24].

Перспективным методом обработки жаропрочных материалов, на изучение которого направлено внимание научных коллективов и сообществ, является электроэрозионная обработка. В статье представлено исследование научных работ, посвященных изучению процесса

электроэрозионной обработки (ЭЭО) жаропрочных сплавов.

Целью настоящей работы является обзор описанных в научной литературе исследований современных методов обеспечения и повышения эффективности и качества электроэрозионной обработки жаропрочных материалов.

Для достижения поставленной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- классификация исследуемых параметров электроэрозионной обработки и современных методов обеспечения;
- определение преимуществ, недостатков, ограничений обеспечения, повышения эффективности и качества электроэрозионной обработки жаропрочных материалов;
- определение тенденций развития выделенных методов.

Методика исследований

Произведен комплексный литературный обзор исследований в области электроэрозионной обработки жаропрочных материалов, посвященный методам обеспечения качества обработки и методам улучшения эффективности электроэрозионной обработки жаропрочных сплавов. Описаны различные методы повышения эффективности и качества электроэрозионной обра-

ботки. Рассмотрены ограничения, преимущества и недостатки методов. Выявлены основные тенденции развития современных методов обеспечения и повышения эффективности электроэрозионной обработки жаропрочных сплавов.

Результаты и их обсуждение

Основные преимущества ЭЭО представлены на рис. 1.

Анализ направлений научных статей, связанных с изучением выходных параметров процессов проволочно-вырезной электроэрозионной обработки (ПВЭЭО) и копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО) жаропрочных сплавов, представлен в таблице.

ЭЭО жаропрочных материалов сопровождается возникновением трещин на обрабатываемых поверхностях и переносом частиц с электрода-инструмента (ЭИ) и рабочей жидкости на поверхность, что приводит к изменению характеристик поверхностного слоя. Легирование частицами материала электрода-инструмента и отходами рабочей жидкости приводит к понижению эксплуатационных свойств изделий за счет неоднородного формирования поверхностной структуры (в том числе формирования микротрещин и поверхностных дефектов) и разупрочнения поверхностного слоя.



Рис. 1. Преимущества процесса ЭЭО

Fig. 1. Advantages of the EDM process

Направления научных статей, изучающих процессы ПВЭЭО и КПЭЭО жаропрочных сплавов

Directions of scientific papers studying the WEDM and CPEDM processes of heat-resistant alloys

Номер	Параметры варьирования	Выходные параметры	Номер источника
1	T_{on}, T_{off}, h Рабочая жидкость	Шероховатость поверхности	25–41
2	T_{on}, I, P	Коэффициент износа	32, 42–47
3	T_{on}, T_{off}, h	Ширина реза при ПВЭЭО	48–51
4	T_{on}, T_{off}, I, U Полярность	Величина дефектного (белого) слоя	32, 39–40, 54–60
5	Материал ЭИ, I, T_{on}	Качественные показатели (наличие трещин)	39, 43–45, 57, 69
6	Промывка МЭЗ	Шероховатость поверхности, точность обработки КПЭЭО, производительность	75–77

Актуальной задачей является критический обзор современных решений по обеспечению качества поверхности при электроэрозионной обработке жаропрочных сплавов с сохранением эксплуатационных свойств.

Основные тенденции современных исследований научных коллективов процесса ЭЭО жаропрочных сплавов представлены на рис. 2.

Анализ литературы на тему современных исследований процесса ЭЭО показал, что внимание авторов направлено в основном на изучение влияния таких параметров, как сила тока в межэлектродном зазоре I , время действия электрических импульсов T_{on} , напряжение U , полярность, материал электрода-инструмента, геометрия ЭИ, размер обрабатываемой поверхности, а также влияние рабочей жидкости (типа жидкости, чистоты, скорости подачи, системы фильтрации) на показатели качества обработки – шероховатость поверхности и измененный дефектный слой.

Показатель качества поверхности после ЭЭО – шероховатость по Ra

Исследования процесса ПВЭЭО в работах [25–31] проведены при обработке инконеля 625 с использованием ортогонального плана экспериментов, где выбраны различные параметры обработки – сила тока I , время включения импульса T_{on} , время выключения импульса T_{off} . Разработаны модели отклика и авторами установлено, что наибольшее влияние на качество поверхности – шероховатость по Ra – оказывают такие параметры, как время включения импульса



Рис. 2. Основные тенденции научных исследований процесса ЭЭО жаропрочных сплавов

Fig. 2. Main trends in scientific research of the EDM process of heat-resistant alloys

T_{on} и сила тока I . В работах [25, 29] отмечено, что низкий ток разряда способствует формированию более гладкой поверхности среза, что связано с более точным контролируемым процессом формирования единичных разрядов, а регулировка времени включения импульса при правильно подобранном режиме способствует равномерному плавлению материала на поверхности заготовки, испарению и выводу из зоны обработки, что бла-

гоприятно сказывается на качестве поверхности. Во всех работах наилучшие показатели шероховатости получены при времени включения импульса от 100 до 110 мкс, при этом сила тока составляла 7...9 А.

В работе [32] отмечено, что для обеспечения требуемой шероховатости поверхности с минимальным расходом электрода-инструмента в процессе КПЭО требуется применять минимальный пиковый ток и наименьшую длительность воздействия импульса. Авторы установили, что длительность воздействия импульса оказывает незначительное влияние на шероховатость поверхности.

В работах [33–37] авторы исследовали влияние входных параметров КПЭО обработки на производительность процесса и качество поверхности по Ra . Были проведены факторные эксперименты и получены функции отклика, которые показали, что на указанные параметры большее влияние оказывает сила импульсного тока. С увеличением силы тока происходит рост производительности процесса, при этом качество поверхности становится хуже, чем при меньшем токе.

В работе [38] описаны эксперименты с использованием анализа методом Тагучи Грей при ПВЭО материала инконель 825. Был проведен ряд экспериментов, которые показали, что время включения импульса и напряжение в искровом промежутке оказали наибольшее влияние на формирование шероховатости. Установлено, что оптимальные значения для обработки инконеля следующие: время включения импульса 105 мкс, время выключения импульса 40 мкс и напряжение в искровом промежутке 30 В.

В работе [39] авторы исследовали влияние включений в рабочую жидкость на качество поверхности – шероховатости по Ra . В качестве включений применялись графен и многослойные углеродные нанотрубки. Исследования проводились при одном режиме обработки: время включения импульса 35 мкс, сила тока 12 А, напряжение 40 В. Показано, что с добавлением в диэлектрическую жидкость углеродных частиц была получена более чистая поверхность ($Ra = 4,836$ мкм при добавлении графена; $Ra = 4,96$ мкм при добавлении углеродных нанотрубок) по сравнению с обычной обработкой ($Ra = 6,2$ мкм). Сравнительный анализ резуль-

татов позволяет сделать вывод о необходимости использования модифицированной рабочей жидкости для улучшения качества поверхности.

В работе [40] авторами проведено исследование влияния рабочей жидкости на качество и топографию поверхности (рис. 3).

Авторы отметили, что сила тока оказывает наибольшее влияние на формирование характеристик обрабатываемой поверхности и образование поверхностных дефектов. Авторы установили прямую зависимость: с увеличением тока все показатели качества поверхности ухудшились. Для достижения более гладкой поверхности следует использовать минимальные значения силы тока и времени действия импульса.

В работе [41] исследовали влияние параметров обработки на качество поверхности – шероховатость по Ra . Отмечено, что с увеличением времени импульса, пикового тока и напряжения происходило увеличение шероховатости. Выполнив оптимизацию режимов (время включения импульса 0,5 мкс, время выключения импульса 16 мкс, сила тока 6А) по проведенным экспериментам, авторы смогли уменьшить шероховатость с 4,2 мкм (рис. 4, а) до 0,396 мкм (рис. 4, д).

Авторы отмечают, что улучшение шероховатости происходит именно из-за большой разницы между временем включения и временем выключения импульса. Отмечено, что по сравнению с другими группами обрабатываемости материалов при обработке жаропрочных материалов требуется более тщательная настройка режимов из-за легирующих элементов и более высокой склонности к образованию интерметаллидных фаз. При обработке жаропрочных материалов применяется более низкая энергия единичных импульсов, чем при обработке других групп обрабатываемости (стали и нержавеющей стали), для формирования низкой шероховатости.

Производительность процесса ЭЭО

В работе [42] были проведены эксперименты по скорости удаления материала при КПЭО с использованием трех материалов электрода-инструмента – медного, графитового и алюминиевого. Установлено, что наибольшая скорость удаления материала наблюдалась у графитового электрода, за которым следуют медный и алюминиевый электроды. Наименьшая скорость изно-

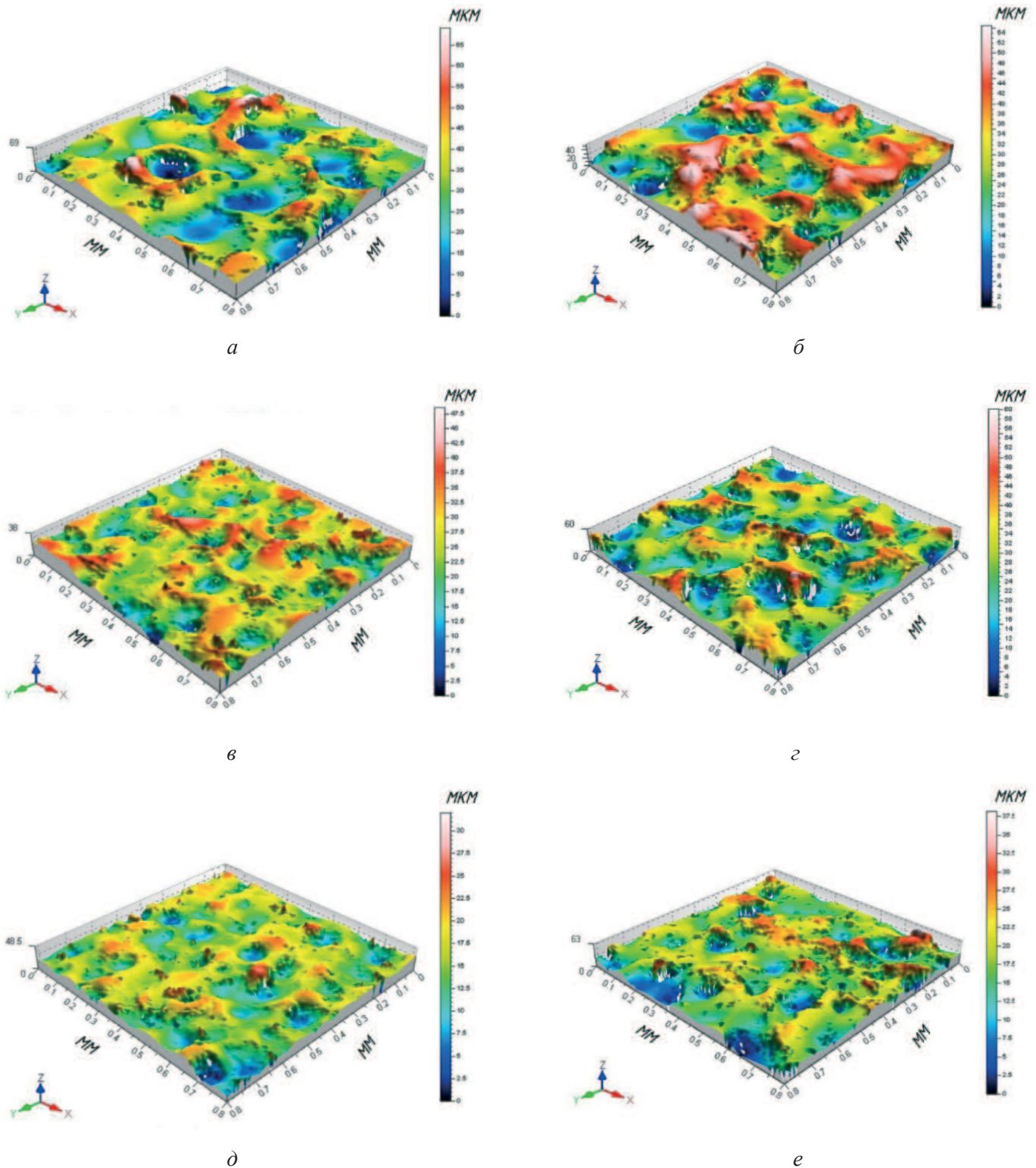


Рис. 3. Топография поверхности после КПЭО стали AISi 1045 при использовании в качестве диэлектрика деионизированной воды:

a – при силе тока 9 А и времени включения импульса 100 мкс; *в* – при силе тока 3 А и времени включения импульса 100 мкс; *д* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 100 мкс; при использовании керосина: *б* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 100 мкс; *г* – при силе тока 9 А и времени включения импульса 100 мкс; *е* – при силе тока 3 А и времени включения импульса 100 мкс [40]

Fig. 3. Surface topography after EDM of AISi 1045 steel using deionized water as a dielectric:

a – at a current of 9 A and a pulse on-time of 100 μ s; *в* – at a current of 3 A and a pulse on-time of 100 μ s; *д* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 100 μ s; using kerosene: *б* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 100 μ s; *г* – at a current of 9 A and a pulse on-time of 100 μ s; *е* – at a current of 3 A and a pulse on-time of 100 μ s [40]

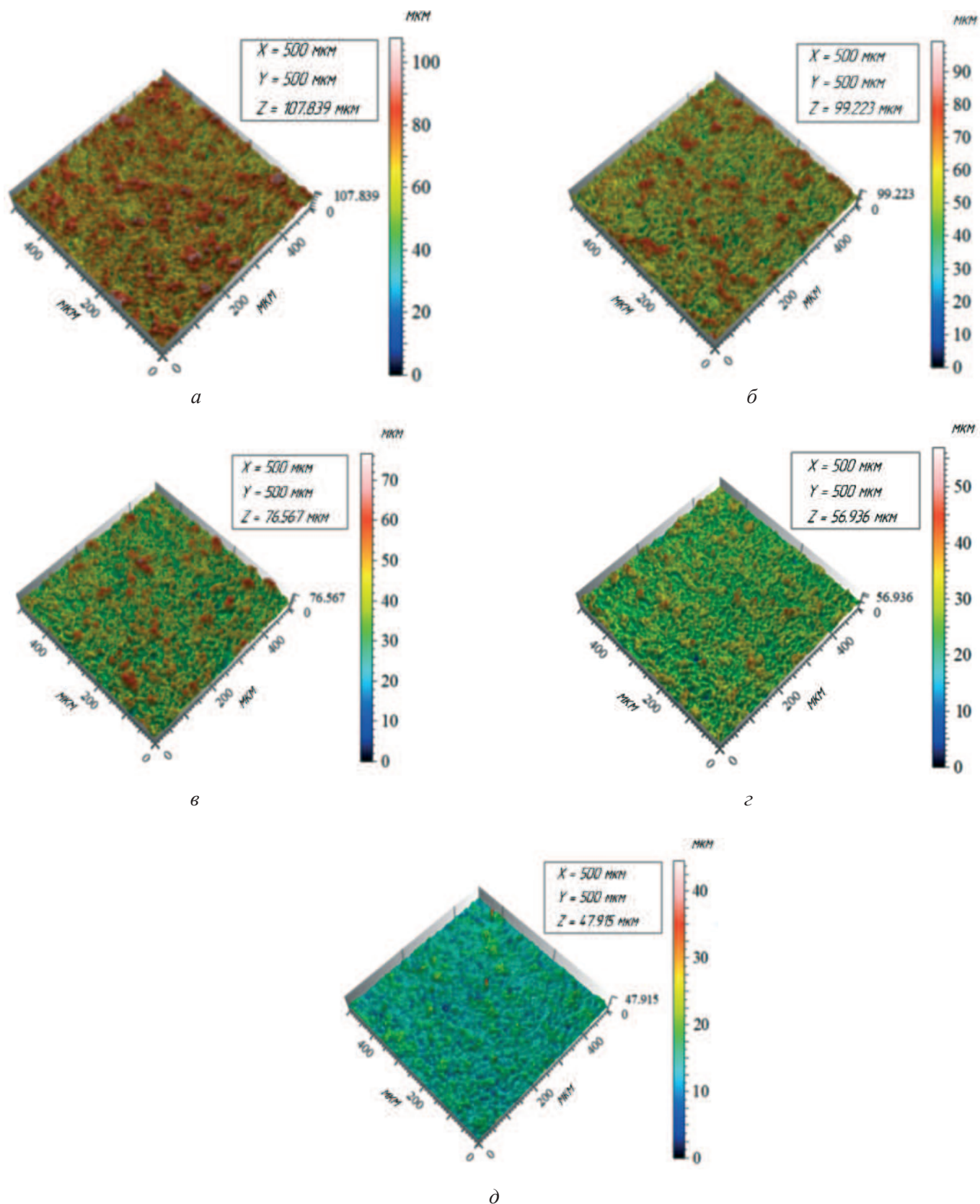


Рис. 4. Топография поверхности после ПВЭО инконеля 718 при использовании следующих режимов:

$T_{on} = 12$ мкс, $T_{off} = 0,5$ мкс, $I = 12$ А (а), $T_{on} = 12$ мкс, $T_{off} = 7,5$ мкс, $I = 15$ А (б), $T_{on} = 4,5$ мкс, $T_{off} = 7,5$ мкс, $I = 10$ (в),
 $T_{on} = 2$ мкс, $T_{off} = 7,5$ мкс, $I = 8$ А (з), $T_{on} = 0,5$ мкс, $T_{off} = 16$ мкс, $I = 6$ А (д) [41]

Fig. 4. Surface topography after WEDM of Inconel 718 using:

$T_{on} = 12$ μ s, $T_{off} = 0.5$ μ s, $I = 12$ А (а); $T_{on} = 12$ μ s, $T_{off} = 7.5$ μ s, $I = 15$ А (б), $T_{on} = 4.5$ μ s, $T_{off} = 7.5$ μ s, $I = 10$ А (в), $T_{on} = 2$ μ s,
 $T_{off} = 7.5$ μ s, $I = 8$ А (з), $T_{on} = 0.5$ μ s, $T_{off} = 16$ μ s, $I = 6$ А (д) [41]

са – также у графитового электрода, что связано с его высокой температурой плавления, в то время как наилучшую шероховатость при экспериментах демонстрировал алюминиевый электрод. Отмечено, что при обработке жаропрочных материалов присутствует неоднородность износа электрода-инструмента. Это связано с неоднородностью составов жаропрочных материалов и присутствием тугоплавких включений материалов (вольфрама, молибдена), которые приводят к различной эрозионной стойкости участков обрабатываемой поверхности. Участки с молибденом и вольфрамом отличаются повышенным порогом плавления и различной теплопроводностью по отношению к другим участкам. При обработке же материалов из другой группы обрабатываемости, например сталей или нержавеющей сталей, характерной особенностью является равномерный износ ЭИ и съем материала, что обусловлено однородностью участков обрабатываемого материала.

В работе [32] отмечено, что для достижения минимального расхода электрода-инструмента в процессе КПЭЭО требуется применять наименьший пиковый ток и наименьшую длительность воздействия импульса. В работе [43] отмечено, что основной параметр, влияющий на качество ЭЭО, – это ток, определяющий скорость удаления материала, а время действия импульса – показатель, в основном влияющий на износ электрода-инструмента. Исследования показали, что увеличение тока разряда единичного импульса приводит к возникновению более сильной искры и к расплавлению большего количества материала за единичный импульс.

В работе [39] авторы исследовали влияние включений в рабочую жидкость на производительность процесса. В качестве включений применялись графен и многослойные углеродные нанотрубки. Обращено внимание на то, что добавление углеродных частиц замедлило скорость снятия материала с заготовки на 15–17 % в среднем, что связано с повышением вязкости жидкости и ухудшением вывода шлама из зоны обработки.

Сравнение влияния среды с использованием в качестве рабочей жидкости масла и высококарбонатной жидкости приведено в работе [45]. Результаты показали, что плотность энергии разряда значительно увеличилась, что привело

к интенсификации процесса удаления материала с обрабатываемой поверхности.

Важное влияние на производительность обработки КПЭЭО оказывает материал электрода-инструмента. Основные материалы ЭИ представлены на рис. 5.

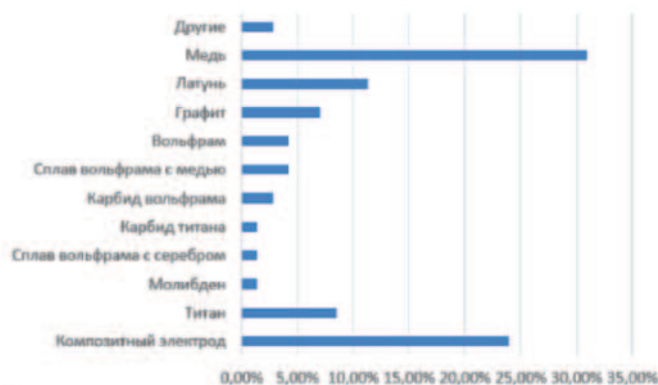


Рис. 5. Типы материалов ЭИ, применяемых при КПЭЭО

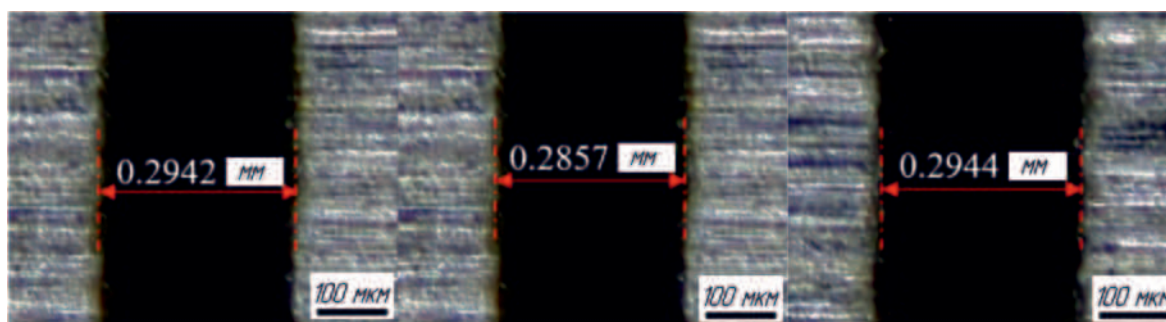
Fig. 5. Types of tool electrode materials used in the CPEDM process

Актуальные исследования проведены по влиянию материала ЭИ на производительность процесса в работах [46, 47]. Установлено, что медный электрод обладает более высокой скоростью съема материала (до 10,7 мм³/мин) и самым низким износом ЭИ (13–14 %). Именно медные электроды применяются для чистовых проходов при обработке жаропрочных сплавов, при этом обеспечивается высокое качество получаемой поверхности с минимальным формированием поверхностных дефектов. Для медных ЭИ характерна высокая электропроводность, обеспечивающая эффективное протекание электрического тока, и отличная теплопроводность, способствующая быстрому отводу тепла от зоны обработки, особенно при наличии тугоплавких материалов в обрабатываемых участках.

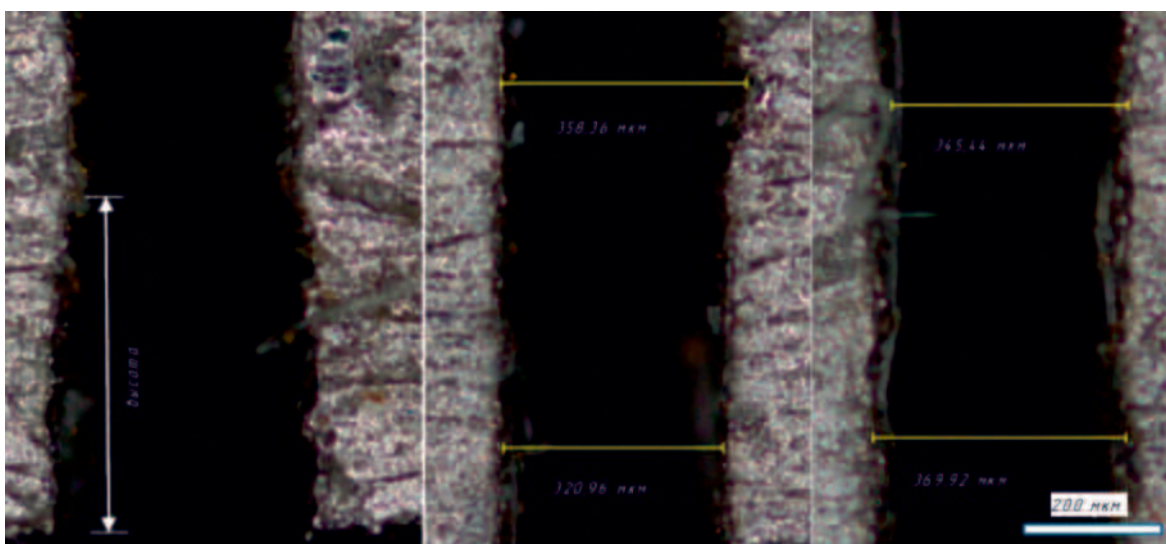
Точность процесса ЭЭО

При ПВЭЭО жаропрочных сплавов один из главных параметров точности – межэлектродный зазор (МЭЗ). От значения МЭЗ зависит стабильность процесса ПВЭЭО: увеличение зазора ведет к неравномерному распределению энергии импульса, что вызывает нестабильность процесса и отклонение геометрических размеров [48].

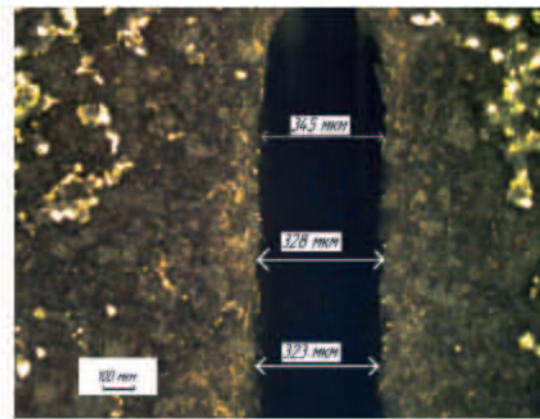
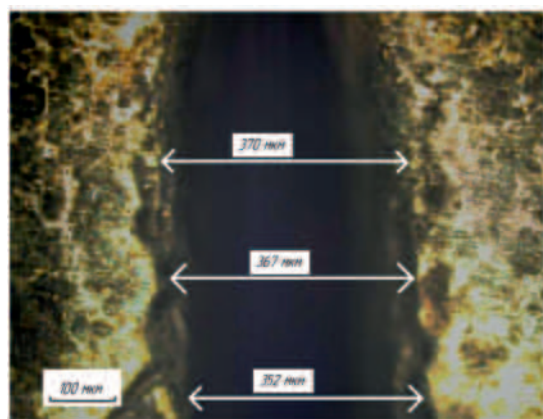
На рис. 6 представлены результаты изучения ширины реза жаропрочных материалов [49–51].



а



б



в

Рис. 6. Исследование ширины реза при ПВЭЭО:

а – инконеля 718 [49]; б – инконеля 617 [50]; в – VB751П [51]

Fig. 6. Investigation of the cutting width in WEDM:

а – Inconel 718 [49]; б – Inconel 617 [50]; в – VB751P [51]

Авторы работ [49–51] исследовали влияние режимов обработки – силы тока I , времени включения импульса T_{on} и времени выключения импульса T_{off} – на ширину реза и величину межэлектродного зазора при ПВЭЭО с применением в качестве электрода-инструмента проволоки диаметром 0,25 мм. Полученные эмпирические

модели позволяют сделать вывод о том, что с увеличением силы тока и времени включения импульса происходит интенсификация единичных разрядов, что приводит к более интенсивному плавлению материала. В работе [49] получена наименьшая ширина реза при наибольшей мощности обработки. Как отмечают авторы,

это связано с тем, что при большей мощности электрод-инструмент быстрее плавит металл и проходит обрабатываемый участок, тем самым передавая меньшую тепловую энергию заготовке. Полученные в работах результаты позволяют рационализировать параметры обработки и контролировать ширину реза с минимальным термическим воздействием на заготовку для минимизации поверхностных дефектов.

Проведенный сравнительный анализ результатов трех независимых исследований позволяет сделать вывод о единообразии результатов, которые при одинаковых режимах электроэрозионной обработки демонстрируют высокую степень воспроизводимости. Стабильность выходного параметра – ширины реза при обработке различных жаропрочных материалов – свидетельствует о том, что режимы обработки являются универсальными для жаропрочных материалов, и позволяет применять данные режимы для широкого спектра жаропрочных материалов.

Деформированный (белый) слой

При электроэрозионной обработке научными коллективами установлено, что в процессе удаления материала в искровом промежутке между электродом-инструментом и обрабатываемой деталью часть материала вымывается рабочей жидкостью, а оставшийся расплавленный металл повторно затвердевает и закаливается в присутствии диэлектрической жидкости. Именно повторно затвердевший материал формирует белый измененный слой. Белый слой представляет собой мелкозернистую твердую и хрупкую структуру из-за локального термического воздействия. Поскольку скорость охлаждения от верхней поверхности к внутренним слоям исходного материала увеличивается, то мартенситы направляются перпендикулярно обрабатываемой поверхности. Остаточные напряжения, возникающие из-за особенности процесса, приводят к образованию пустот и микротрещин, которые влияют на функциональные характеристики изделия. Белый слой необходимо минимизировать при подборе режимов и других технологических параметров из-за наличия пустот, выбоин и формирования поверхностных микротрещин, которые могут распространяться вглубь основного материала. Для каждого материала существуют свои особенности формирования

белого слоя, связанные с эксплуатационными характеристиками и химическим составом материала [52, 53].

Отмечено малое количество исследований научных коллективов, посвященных вопросам возникновения и влияния измененного (белого) слоя при обработке жаропрочных сплавов, что связано со сложностью изучения и получения качественных образцов для исследования из-за возникновения слоя в результате сложно прогнозируемых термических процессов. Авторы [32, 54] также отмечают, что на формирование белого дефектного слоя на поверхности жаропрочных сплавов влияет множество факторов – режим обработки, материал заготовки и параметры рабочей жидкости, что усложняет процесс исследования. Авторы работ отмечают, что при формировании белого слоя после обработки жаропрочного материала характерны более интенсивное образование деформированного слоя из-за высокой термостойкости материала и большая глубина залегания слоя, чем при обработке иных групп обрабатываемости материалов (сталь или нержавеющая сталь). Неравномерное распределение белого слоя обусловлено комплексной природой жаропрочных материалов, характеризующихся неоднородностью как химического состава, так и структурных компонентов.

В статье [55] авторами установлено, что на величину белого дефектного слоя при ПВЭЭО влияют параметры обработки, а именно сила тока при постоянном напряжении и времени действия импульса. Отмечено, что при минимальных режимах величина белого слоя стабильна и не прерывиста, что важно при постобработке и эксплуатации изделий. В работе [54] авторы обратили внимание на влияние не только скважности импульсов, но и их полярности на стабильность образуемого деформированного слоя. Отмечено, что при применении прямой полярности измененный дефектный слой более стабильный и обрабатываемая поверхность имеет гладкую и ровную структуру в отличие от обратной полярности, для которой характерны трещины и кратеры на обработанной поверхности.

На рис. 7 представлены результаты исследований авторов [56–59] измененного слоя при ПВЭЭО различных жаропрочных материалов.

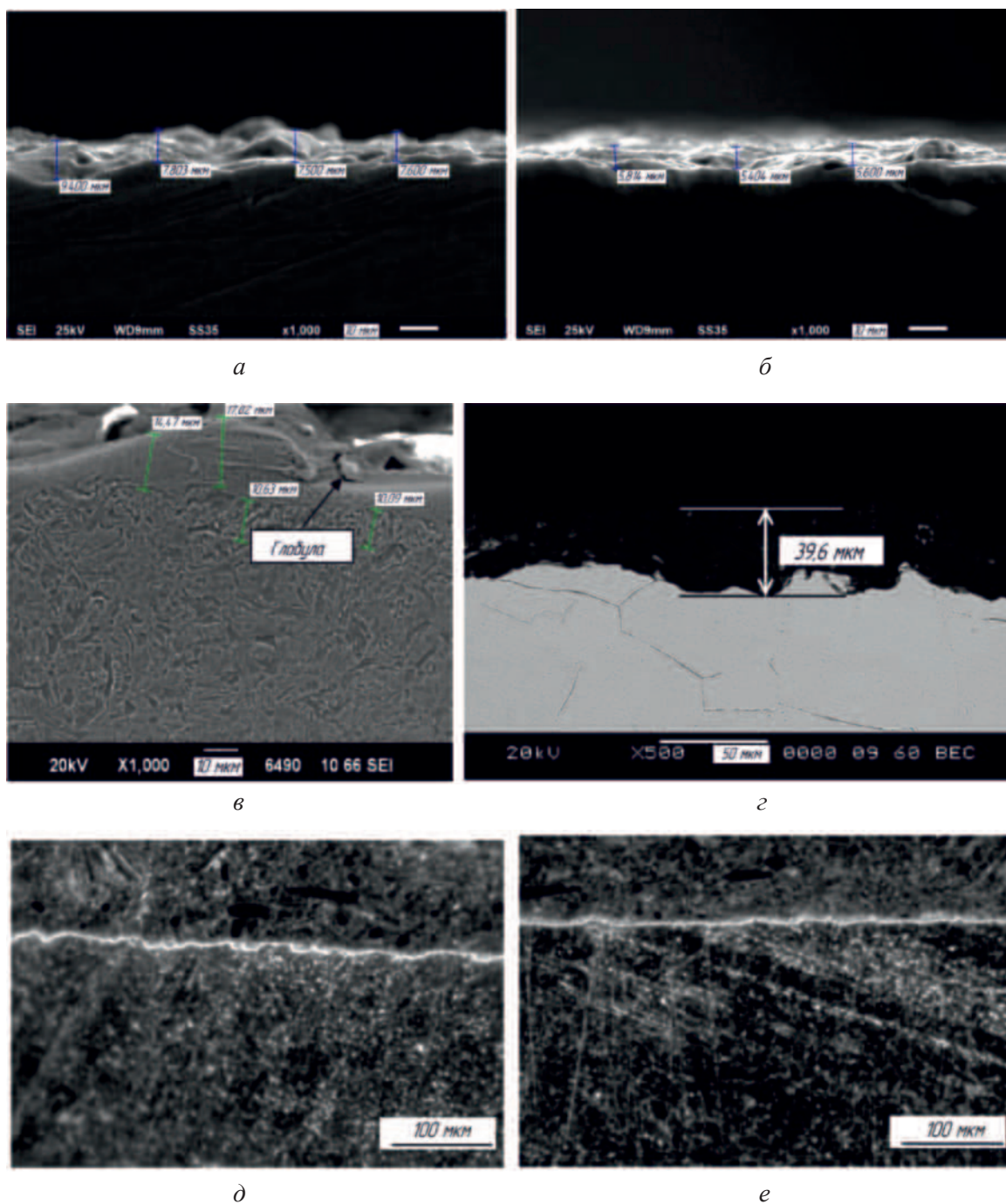


Рис. 7. Изменений (белый) слой на различных материалах:

a – Monel 400 (сплав на основе никеля и меди) [57]; *б* – Monel 400 с добавлением в рабочую жидкость алюминиевого порошка [57]; *в* – высокопрочная низколегированная сталь [56]; *г* – инконель 706 [58]; *д, е* – VV751П на минимальном и максимальном режиме соответственно [59]

Fig. 7. Modifications of the (white) layer on different materials:

a – Monel 400 (a nickel-copper alloy) [57]; *б* – Monel 400 with aluminum powder added to the working fluid [57]; *в* – high-strength low-alloy steel [56]; *г* – Inconel 706 [58]; *д, е* – VV751P at minimum mode [59]; *е* – VV751P at maximum mode [59]

Авторы работы [56] провели факторный эксперимент с исследованием белого измененного слоя и установили (рис. 7, в), что в пределах одного режима при времени включения импульса 96 мкс толщина слоя формируется неравно-

мерно и составляет 14...17 мкм, что связано с неустойчивыми условиями межэлектродного зазора и нестабильностью тока, и предположили, что данный слой формируется остатком расплавленного материала, который не был удален

в процессе обработки из зоны МЭЗ. В статье [57] проведено исследование влияния добавления в рабочую жидкость (РЖ) алюминиевого порошка на формирование белого дефектного слоя. Установлено, что толщина белого слоя с применением дистиллированной воды составляет от 7 до 9 мкм (рис. 7, а), а добавление алюминиевого порошка в РЖ оказало положительное влияние на результат и способствовало уменьшению величины слоя до 5 мкм.

В работе [58] установлено, что при ПВЭЭО материала толщина измененного слоя составила 39,6 мкм (рис. 7, з), что связано с большой энергией единичных импульсов на выбранном режиме. Большая толщина измененного слоя приводит к созданию многочисленных микропустот и микротрещин и характеризуется меньшей твердостью из-за термического изменения данного слоя. В статье [59] были проведены исследования влияния режимов ПВЭЭО, а именно силы тока и времени включения импульса, на формирование измененного слоя. Установлено, что величина дефектного слоя была постоянна и составляла около 10 мкм на всем участке (рис. 7, д, е). В работах [58, 59] были изучены остаточные напряжения в измененном слое. Установлено, что при обработке материала инконель 706 появляются растягивающие напряжения, так же как и при обработке материала ВВ751П. Остаточные напряжения возникают из-за значительного термического локального воздействия и приводят к снижению твердости поверхностного слоя. Связь остаточных напряжений растяжения с микротвердостью приведена в работе [60].

В работе [39] авторы исследовали влияние включений в рабочую жидкость на формирование белого слоя. В качестве включений применялись графен и многослойные углеродные нанотрубки. Авторами установлено, что с использованием графена при обработке инконеля 825 толщина измененного слоя составила 21,5 мкм, а при использовании графеновых нанотрубок – 29,5 мкм, что отличается от обычной обработки, при которой толщина составляет 42,21 мкм.

Разница в формировании белого слоя может быть связана с увеличением скорости передачи тепловой энергии в результате улучшения диэлектрической среды. Именно наличие углерод-

ного проводящего порошка в диэлектрической среде действует в качестве дополнительного канала разрядки для рассеивания тепла.

В работе [40] авторами проведено исследование влияния рабочей жидкости на формирование белого слоя. В качестве используемого диэлектрика наиболее эффективна деионизированная вода, это обусловлено ее более низкой вязкостью и плотностью, что благоприятно влияет на многократную разрядку в межэлектродном зазоре и уменьшению измененного дефектного слоя (рис. 8). Наиболее заметно это при применении максимального режима (при силе тока 9 А) в деионизированной воде, в этом случае толщина измененного слоя составила 16 мкм, а в керосине – 18 мкм. Более гладкая структура измененного слоя, не содержащая резких переходов различных фаз, отмечена также в деионизированной воде, а в керосине наблюдаются отдельные участки неравномерного распределения дефектного слоя. В качестве вывода отметим, что хоть керосиновый диэлектрик и является довольно распространенным коммерческим диэлектриком, но применение деионизированной воды благоприятно влияет на качество поверхности.

В работе [61] авторы провели экспериментальные исследования для анализа роли теплопроводности материала заготовки в процессе электроэрозионной обработки. В качестве заготовок использовались алюминий, латунь и инконель 617. При одинаковых режимах обработки на алюминии сформировался сравнительно более толстый белый слой (16...17,4 мкм), чем на латуни (6,4...8,5 мкм), а на инконеле 617 – самый тонкий измененный слой (1,5...2,1 мкм), поскольку материалы с более низкой теплопроводностью с трудом отводят тепло, выделяющееся при электроэрозионной обработке. Это вызывает локальное повышение температуры, что, в свою очередь, приводит к образованию более тонких слоев, поскольку тепло концентрируется на меньшей площади.

Качество поверхности – трещины, впадины

В работе [43] отмечено, что увеличение тока разряда единичного импульса приводит к интенсификации образования трещин на поверхности образцов и увеличению толщины белого слоя.

Современный перспективный метод, позволяющий улучшить качество поверхности

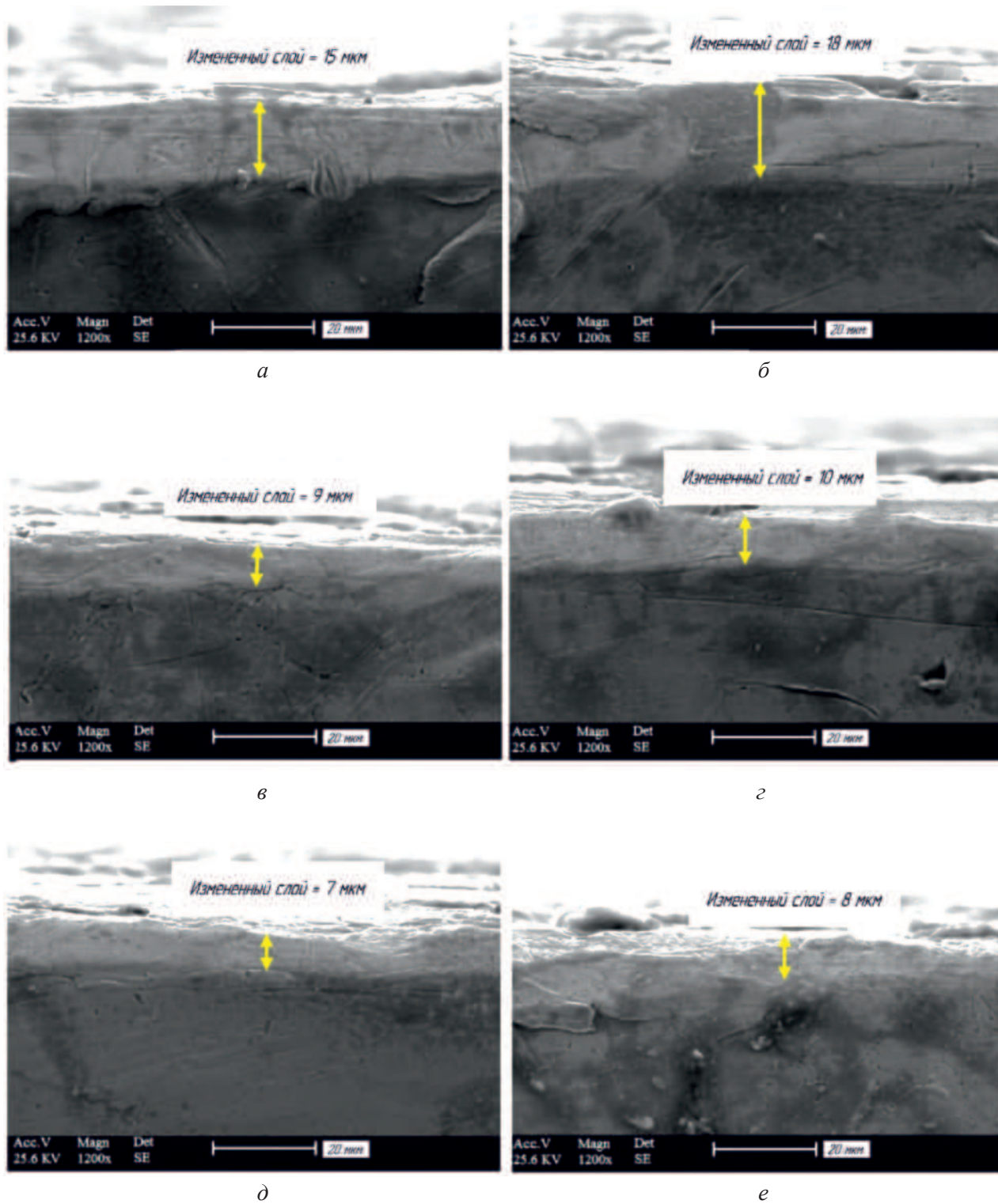


Рис. 8. Измененный слой после КПЭЭО стали AISi 1045 при использовании в качестве диэлектрика деионизированной воды:

a – при силе тока 9 А и времени включения импульса 100 мкс; *б* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 100 мкс; *в* – при силе тока 3 А и времени включения импульса 100 мкс; при использовании воздуха: *г* – при силе тока 9 А и времени включения импульса 100 мкс; *д* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 100 мкс; *е* – при силе тока 3 А и времени включения импульса 100 мкс [40]

Fig. 8. Modified layer after EDM of AISi 1045 steel using deionized water as a dielectric:

a – at a current of 9 A and a pulse on-time of 100 μ s; *б* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 100 μ s; *в* – at a current of 3 A and a pulse on-time of 100 μ s; using air: *г* – at a current of 9 A and a pulse on-time of 100 μ s; *д* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 100 μ s; *е* – at a current of 3 A and a pulse on-time of 100 μ s [40]

и значительно увеличить производительность процесса электроэрозионной обработки, – порошковая электроэрозионная обработка (ПЭЭО). Суть данной технологии заключается в том, что в рабочую жидкость добавляют мелкодисперсные включения (металлические порошки, аллотропные модификации углерода). Мелкодисперсные частицы, смешанные с жидкостью, образуют цепочку проводников в жидкости, тем самым увеличивая энергию электрического пробоя. Увеличение энергии приводит к повышению скорости удаления материала с поверхности электрода-детали (ЭД). Авторы работ [62, 63] установили, что при подаче соответствующего напряжения создается электрическое поле, которое заставляет частицы порошка приобретать положительные и отрицательные заряды. Эти заряженные гранулы движутся быстро и зигзагообразно, что увеличивает разность напряжений между электродами. Именно большая разность между электродами, влияющая на напряженность поля, формирует величину межэлектродного пробоя. При достижении критического значения напряженности на участке с минимальным расстоянием между электродами возникает электрический разряд, который приводит к разрушению материала заготовки.

Авторы работы [64] сообщили о влиянии добавления порошков алюминия, хрома и меди в диэлектрическую жидкость на эффективность удаления материала и скорость износа инструмента во время электроэрозионной обработки. Авторы пришли к выводу, что концентрация частиц, их размер, плотность частиц, электрическое сопротивление и теплопроводность порошков играют важную роль в повышении эффективности электроэрозионной обработки. Правильный выбор порошков (в нужном количестве) приводит к повышению скорости удаления материала и снижению износа инструмента. По результатам исследований авторы пришли к выводу, что порошок с малым размером частиц может повысить эффективность удаления материала, а также качество поверхности. Однако при малом размере частиц был обнаружен сравнительно толстый белый слой, в то время как толщина белого слоя уменьшалась с увеличением размера частиц. Дополнительно применяли электроэрозионную обработку, смешанную с порошком кремния, варьируя концентрацию

порошка и скорость промывки. Был сделан вывод, что использование диэлектрика, смешанного с порошком кремния, может значительно улучшить морфологию поверхности с точки зрения уменьшения размеров кратеров, получения тонкого белого слоя и превосходной отделки поверхности. Авторы также утверждают, что концентрация порошка и скорость промывки должны быть тщательно подобраны для повышения эффективности полировки. Это связано с тем, что реологические свойства рабочей жидкости существенно влияют на эффективность промывки при электроэрозионной обработке. Различные типы частиц по-разному воздействуют на вязкость жидкости, что определяет оптимальные параметры промывки.

Например, порошок вольфрама, смешанный с диэлектрической жидкостью, обеспечивает повышенную скорость удаления материала и снижает износ электрода-инструмента [65]. Порошок карбида кремния, смешанный с диэлектрической жидкостью, улучшает шероховатость поверхности [66] и увеличивает толщину белого слоя [67]. Авторами работы [68] проведено исследование по включению в рабочую жидкость порошка кремния и хрома. Результаты свидетельствуют о значительном улучшении скорости удаления материала и уменьшении скорости износа электрода-инструмента. Хром обладает высокой износостойкостью к истиранию, что обеспечивает высокое качество обработки поверхности. Хром также обладает стойкостью к высоким температурам, что делает его идеальным выбором в качестве включения в рабочую жидкость. Порошок хрома, смешанный с диэлектрической жидкостью, улучшает скорость удаления материала с ЭД, уменьшает износ инструмента и коэффициент износа электродов.

В работе [57] авторы отмечают положительное влияние включения алюминиевого порошка на морфологию поверхности, получив с добавлением алюминиевого порошка более гладкую текстуру поверхностного слоя с меньшим количеством кратеров и трещин. Трещины образуются из-за кавитационных ударов, возникающих при схлопывании парогазового слоя, из-за высоких термических перепадов (в месте обработки температура достигает 10 000 °C, в то время как температура рабочей жидкости 20 °C) [43–45].

В работе [39] авторы исследовали влияние включений в рабочую жидкость на качество поверхности. В качестве включений применялись графен и многослойные углеродные нанотрубки. Отмечено, что присутствие данных материалов в рабочей жидкости уменьшает возникновение трещин в процессе обработки на 20–25 %.

Так, например, в работе [57] авторы приводят объяснение снижения плотности трещин при добавлении углеродных наночастиц в диэлектрическую жидкость. Согласно исследованиям, микрокремний, содержащий углеродные нанопорошки, улучшает теплопроводность диэлектрической среды, что повышает скорость теплопередачи в диэлектрической среде и отвод тепла из зоны МЭЗ. В результате установлено, что улучшенная скорость теплопередачи снижает плотность энергии в канале единичного разряда, тем самым уменьшая концентрацию трещин на поверхности образцов. На основе данного анализа очевидно, что применение токопроводящих наночастиц перспективно и требует дополнительного внимания научных коллективов.

Особенности обработанной поверхности были исследованы методом сканирующей электронной микроскопии в работе [69]. Установлено, что образцы, обработанные с добавлением в жидкость порошка титана, имеют меньшее количество трещин, впадин и микроотверстий, а также осажденных материалов из рабочей жидкости и ЭИ по сравнению с образцом, который обрабатывался в среде с добавлением порошка графита, но в данной работе не проведено исследование по сравнению с масляной средой. Высококарбонатная жидкость признана наиболее подходящей для формирования диэлектрической среды для высоких энергий единичных разрядов. Однако обнаружено, что концентрация дефектов – трещин и микроотверстий – увеличилась с ростом значения разрядов. Толщина измененного слоя также увеличилась с повышением вязкости среды из-за плохого удаления материала из зоны межэлектродного зазора, что приводило к повторному затвердеванию материала в зоне обработки.

В работе [70] проведено исследование по влиянию включений Al_2O_3 в рабочую жидкость при КПЭЭО сплава инконель 825. Выполнено сравнение поверхности после обработки в рабочей жидкости с включениями и обработки

в чистой рабочей жидкости. Авторы отмечают, что при стандартной обработке на поверхности сконцентрировано множество микроотверстий, микротрещин и наплывов, которые возникают из-за неверного осаждения материала из рабочей жидкости. В то время как при обработке с добавлением в рабочую жидкость Al_2O_3 указанные дефекты отсутствуют.

В работе [40] авторы провели исследование влияния времени включения импульса и вида рабочей жидкости на формирование трещин в процессе обработки. Отмечено, что с увеличением длительности импульсов происходит интенсификация образования микротрещин. Связано это с тем, что при большем времени воздействия импульса вводимая энергия в зоне единичных разрядов увеличивается, что повышает температуру в локальных точках и температурный градиент на обрабатываемой поверхности, увеличивая плотность трещин. При использовании керосина в качестве рабочей жидкости отмечено большее количество трещин на поверхности. Из-за многократности в деионизированной воде генерируется меньшая мощность искры и энергия разряда. Соответственно меньшая интенсивность искры и более низкий температурный градиент воздействия на обрабатываемую поверхность приводят к более низкой вероятности появления микротрещин при обработке с использованием деионизированной воды. Другой причиной образования большего количества трещин на обработанной поверхности в керосине является различие в теплопроводностях двух видов диэлектриков, что изменяет скорость охлаждения в зоне разряда. Высокая скорость охлаждения деионизированной воды эффективно рассеивает тепло от расплавленного материала и ограничивает образование микротрещин. Более того, в процессе КПЭЭО с керосином в качестве диэлектрика из-за карбонизации углеродные остатки прилипают к поверхности электрода, что в конечном итоге приводит к образованию карбида на поверхности заготовки. Это состояние вызывает нестабильную обработку в зоне разряда, что сопровождается более высоким импульсным усилием и приводит к большей тенденции распространения трещин при обработке с керосином (рис. 9).

В работе [71] авторы провели комплексное исследование влияния режимов обработки

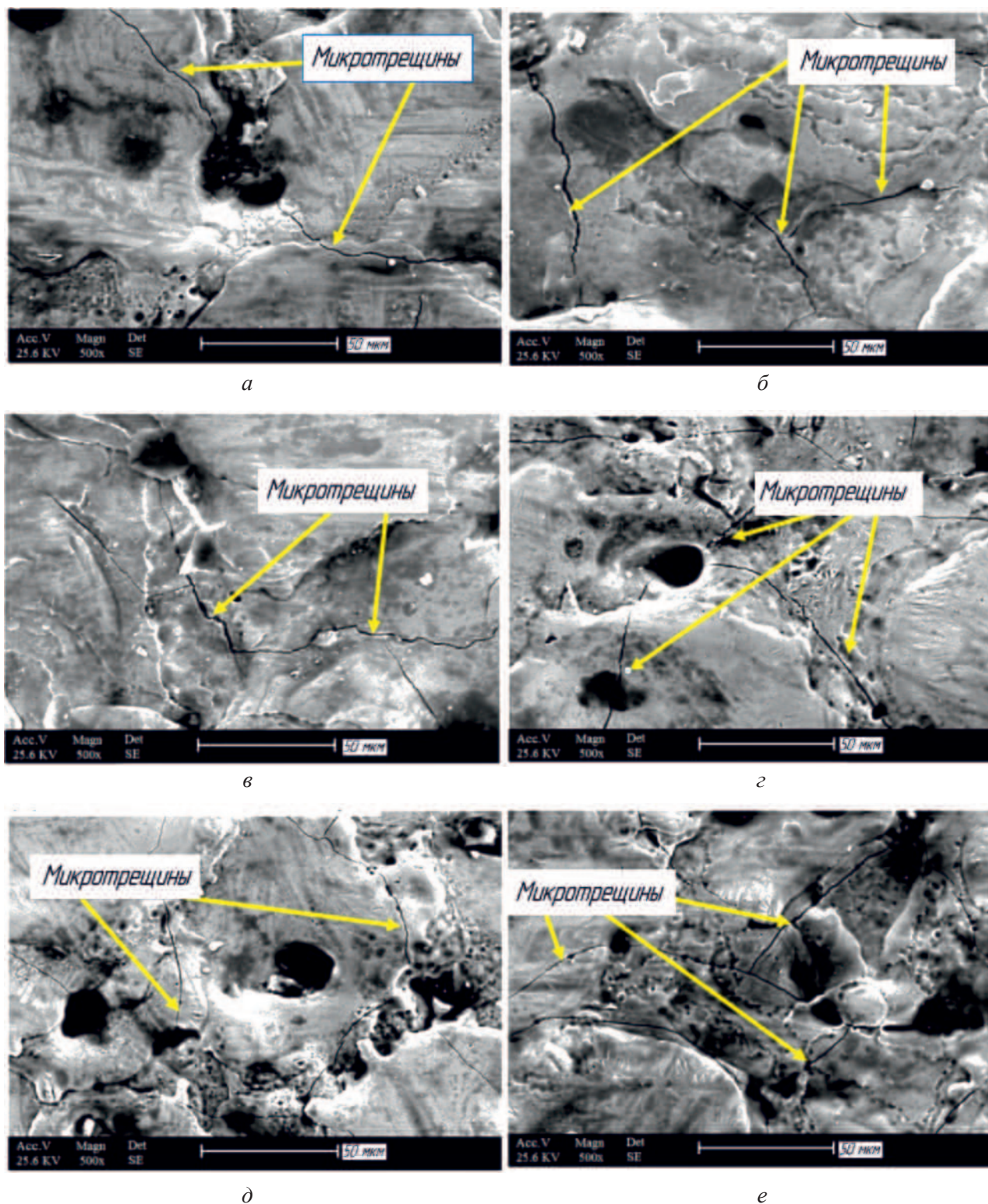


Рис. 9. Поверхность после КПЭЭО стали AISi 1045 при использовании в качестве диэлектрика деионизированной воды:

a – при силе тока 6 А и времени включения импульса 150 мкс; *в* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 100 мкс; *д* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 50 мкс; при использовании керосина: *б* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 150 мкс; *г* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 100 мкс, *е* – при силе тока 6 А и времени включения импульса 50 мкс [40]

Fig. 9. The surface after EDM of AISi 1045 steel using deionized water as a dielectric:

a – at a current of 6 A and a pulse on-time of 150 μ s; *в* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 100 μ s; *д* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 50 μ s; using kerosene: *б* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 150 μ s; *г* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 100 μ s; *е* – at a current of 6 A and a pulse on-time of 50 μ s [40]

с добавлением в рабочую жидкость углеродных нанотрубок на процесс формирования трещин при обработке сплава инконель 718. Обработка проводилась при силе тока от 2 до 8 А. Установлено, что с увеличением пикового тока до 6 А плотность поверхностных трещин имеет тенденцию к увеличению. Однако при силе тока от 6 до 8 А плотность трещин на обработанной поверхности резко снизилась. Такое явление может быть связано с тем, что увеличивающийся пиковый ток удаляет выступающие частицы материала с обрабатываемой поверхности, но с возрастанием силы тока происходит увеличение разрядов единичных импульсов и снимается больший объем материала, что в свою очередь снижает эффективность промывки диэлектрической жидкостью в межэлектродном зазоре. С прекращением разрядов, когда ЭИ поднимается для очистки межэлектродного зазора, из-за большой разницы температур происходит затвердевание частиц, которые остались на поверхности, с образованием вторичного слоя, после чего процесс обработки повторяется и расплавленный материал закрывает эти поры и трещины. Таким образом, затрудняется оценка и видимость наличия поверхностных трещин.

Большинство исследований направлено на изучение обработанной поверхности с добавлением включений, но не в полной мере изучен вопрос влияния добавляемого порошка на свойства рабочей среды и о связи между изменением диэлектрических свойств из-за добавления порошка, на что акцентируют внимание авторы исследования [72]. Они провели сравнение по добавлению в рабочую жидкость проводящего микропорошка (графита) и непроводящего микропорошка (оксида алюминия). Значения напряжения пробоя диэлектрика, измеренные для керосина, смеси керосина с графитовым порошком и смеси керосина с порошком оксида алюминия, составили 1521,74, 26 и 1652,17 В соответственно. Установлено, что напряжение пробоя диэлектрика минимально при наличии в нем графитового порошка и максимально при наличии порошка оксида алюминия. Это может быть связано с тем, что графитовые порошки обладают электропроводностью. Следовательно, при добавлении графитового порошка в диэлектрик снижается его изолирующая способность, а значит, и напряжение пробоя диэлектрика. По-

скольку порошок оксида алюминия не обладает электропроводностью, то при добавлении его в диэлектрик напряжение пробоя диэлектрика увеличивается еще больше, чем в незагрязненном состоянии диэлектрика. Выявлено, что выбор типа порошковых добавок требует тщательного подхода, учитывающего не только их влияние на обработанную поверхность, но и воздействие на диэлектрические свойства рабочей среды.

Включения после процесса в поверхностном слое

Одним из сложно прогнозируемых параметров является легирование поверхности жаропрочных сплавов частичками электрода-инструмента. Это связано с тем, что крайне сложно разработать математическую модель, описывающую процессы, которые происходят на поверхности обработки, и учитывающую массоперенос продуктов эрозии. В настоящее время отсутствует единая термодинамическая модель процесса, как отсутствуют и фундаментальные исследования процессов формирования поверхностных модифицированных слоев. Микроструктурные изменения обработанной поверхности жаропрочных материалов после ЭЭО представлены остатками электроэрозионного шлама, частицами материала электрода-инструмента, продуктами эрозии и закрытыми порами с рабочей жидкостью. Механические характеристики обработанной поверхности существенно зависят от характера и количества включений. Наличие включений в поверхностном слое снижает усталостную прочность изделия. В статье [58] авторы также провели исследование измененного слоя после ПВЭЭО на наличие включений и выявили присутствие в поверхностном слое таких включений, как кислород (12,96 %), что подтверждает образование оксидной пленки на поверхности обработки, и наличие меди и цинка на поверхности слоя (рис. 10).

В работе [73] авторы установили, что в зоне термического влияния происходит изменение химического состава относительно основного материала – снижение содержания никеля на 9 %, уменьшение концентрации кобальта и алюминия на 1 % и появление сторонних элементов, не относящихся к изначальному химическому составу, – натрия 9 %, хлора 4 % и калия около 1 %. При анализе точки, которая расположена

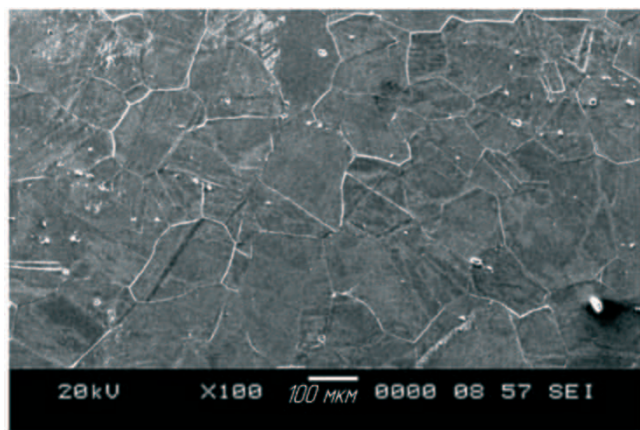


Рис. 10. Включения в поверхностном слое после ПВЭЭО инконеля 706 [44]

Fig. 10. Inclusions in the surface layer after WEDM of Inconel 706 [44]

на белом слое, установлены более значительные изменения основного состава, содержащегося в данном сплаве, – снижение содержания никеля до 50 %, уменьшение содержания хрома на 9 % и алюминия на 3 %. Установлено полное удаление с поверхностного слоя кобальта, молибдена, вольфрама и ванадия. Для данного слоя также характерно появление хлора до 47 % и натрия до 31 %, что объясняется применением в качестве рабочей жидкости дистиллированной воды. Изменение концентрации легирующих элементов связано с высокой температурой обработки и их растворимостью в жидкой фазе, процессами их перемещения в кристаллизующемся материале и направленной кристаллизацией белого слоя, ускоряющей термодиффузию элементов.

В работе [74] авторы провели исследование влияния режима на включения в поверхностный слой и изменение химического состава (рис. 11).

Эксперименты были проведены на грубой обработке, чистовой обработке, шлифовании и шлифовании с травлением. Установлено, что на поверхности после грубой ПВЭЭО отмечено наличие кислорода из-за окисления различных легирующих элементов, а чистовая обработка способствовала небольшому уменьшению (на 10–12 %) кислорода на поверхности заготовки. В поверхностном слое присутствовали элементы цинк и медь, которые диффундировали из ЭИ в процессе обработки. Поверхность, полученная с помощью многопроходной резки, показывает улучшение в процентном соотношении исходных элементов сплава.

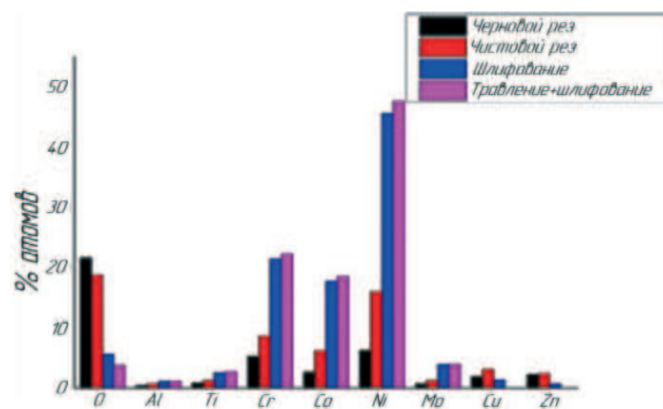


Рис. 11. Включения в поверхностном слое после ПВЭЭО материала нимоник C263

Fig. 11. Inclusions in the surface layer after WEDM of Nimonic C263 material

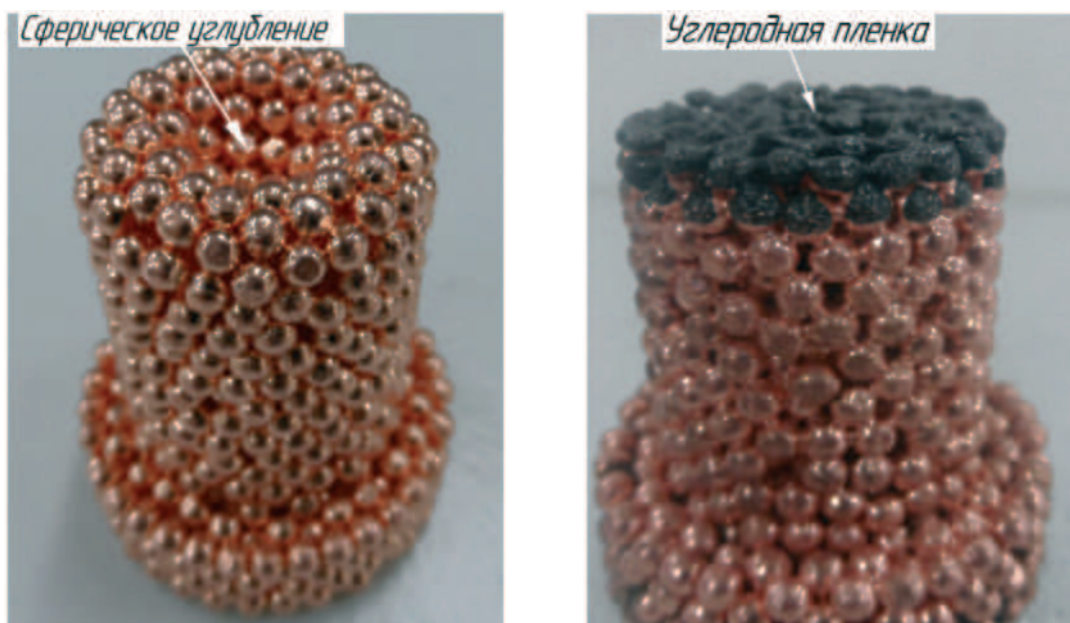
Влияние конфигурации и материала ЭИ

Научные исследования эффективности процесса КПЭЭО в меньшей степени затрагивают влияние промывки в МЭЗ. Авторы отмечают влияние промывки в МЭЗ на повышение производительности процесса и качества поверхности. В работах [75, 76] авторы создали ЭИ с внутренними каналами для более эффективного вывода шлама из зоны обработки и повышения эффективности охлаждения электрода-инструмента, что способствовало увеличению производительности процесса на 40–45 %.

В работе [77] авторы провели сравнение исследования сплошного электрода-инструмента и пористого электрода (рис. 12).

Применение полого пористого электрода привело к увеличению эффективности обработки в три раза по сравнению со сплошным электродом. Время обработки было сокращено на 47 %, что связано с лучшим охлаждением электрода-инструмента и более эффективным потоком рабочей жидкости.

В работе [78, 79] авторы изготовили электроды-инструменты с использованием армирующей матрицы из графена. Уникальные свойства графена (высокая электропроводность и теплопроводность, превосходящие медь) делают его перспективным материалом для применения в качестве электрода-инструмента при ЭЭО, но в связи с дороговизной материала целесообразно использовать его в качестве армирующей матрицы или определенных включений при изготовлении ЭИ. Авторами установлено, что применение



а *б*

Рис. 12. Медный ЭИ, применяемый при КПЭЭО:

а – до обработки; *б* – после обработки [53]

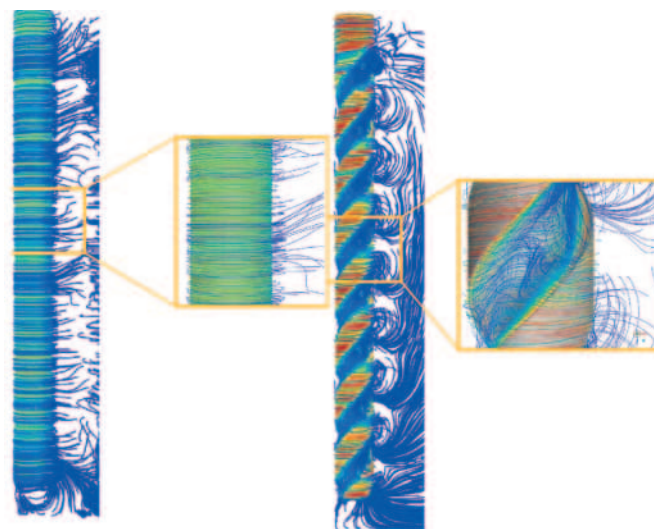
Fig. 12. Copper electrode tool used in CPEDM:

а – before processing; *б* – after processing [53]

композитных ЭИ позволило снизить расход ЭИ в процессе обработки, что связано с более высоким рассеиванием тепла в зоне обработки и со снижением температуры ЭИ, испытываемой в процессе обработки. Использование данных матриц позволяет значительно увеличить срок службы ЭИ.

В работе [80] авторы провели исследования по применению спирального электрода-инструмента. Особое внимание акцентировано на удалении шлама из зоны обработки и подаче рабочей жидкости в зону обработки при обработке инконеля 718. В качестве электродов использовались цилиндрический и спиральный ЭИ (рис. 13), которые в процессе обработки вращались с одинаковой скоростью.

Эффективность спирального электрода при ЭЭО превосходит эффективность традиционных цилиндрических электродов из-за разницы в осевой скорости. С увеличением скорости вращения максимальная осевая скорость спирального электрода возрастает, значительно повышая циркуляцию рабочей жидкости в зоне обработки. Спиральный ЭИ также имеет более низкий коэффициент расхода материала, чем цилиндрический, что положительно сказывается на эффективности применения данных электродов.



а *б*

Рис. 13. Контур осевой скорости ЭИ:

а – цилиндрического; *б* – спирального [80]

Fig. 13. Axial velocity contours of cylindrical (*а*) and spiral (*б*) electrode tools [80]

На боковой стенке прорези шероховатость поверхности заготовки, обработанной спиральным электродом, составляет всего 11 мкм, что лучше, чем 28 мкм в случае цилиндрического электрода. Спиральный электрод демонстрирует превосходство над традиционным цилиндриче-

ским электродом в стабильности разряда, сроке службы электрода, контроле прорезей и качестве поверхности.

При одинаковых режимах обработки толщина белого слоя была уменьшена с 107,82 до 44,37 мкм для спирального электрода по сравнению с обработкой цилиндрическим электродом, при этом в некоторых областях белый слой отсутствовал.

Анализ показывает, что спиральный электрод обладает существенными преимуществами в системе удаления шлама по сравнению с цилиндрическим. Это обусловлено его конструктивными особенностями, которые обеспечивают более эффективное перемещение и удаление частиц шлама из зоны обработки. Спиральная геометрия электрода создает уникальные условия: формирование вихревых потоков рабочей жидкости, улучшенную циркуляцию рабочей жидкости в зоне обработки, оптимизированную и упорядоченную траекторию вывода частичек шлама и предотвращение застойных зон, служащих вторичными зонами переплава.

В работах [81–83] проводились исследования микроэлектроэрозионного сверления тремя разными электродами – твердым электродом из карбида вольфрама (цилиндр), сверлом с твердосплавным наконечником и латунным ЭИ. После анализа результатов авторы установили, что с применением цилиндрического электрода на выходе из сквозного отверстия получился конус в связи с проблемой вывода шлама из зоны обработки при электроэрозионном сверлении. Геометрия твердосплавного сверла позволила улучшить удаление шлама из межэлектродного зазора, стабилизировать температуру в зоне обработки и сократить время обработки. Выбор материала инструмента существенно влияет на производительность электроэрозионной обработки – например, латунь обеспечивает наиболее точные микроотверстия (наименьший износ, перерез и конусность) за счет увеличения времени обработки. Карбид вольфрама обеспечивает высокую износостойкость, но при этом получаются большие углы надреза и конусности при умеренном времени обработки. Твердосплавные сверла обеспечивают баланс износостойкости, времени обработки и угла надреза/конусности.

В работах [84–90] авторы исследовали влияние криогенной обработки электрода-инстру-

мента на качество и эффективность электроэрозионной обработки. На основании полученных результатов было установлено, что криогенный электрод-инструмент обеспечивает лучшую производительность обработки (максимальную скорость съема материала и лучшую шероховатость поверхности) по сравнению с обычным электродом-инструментом. Авторы отметили увеличение электропроводности латунной проволоки при неглубокой криогенной обработке. Кроме того, было обнаружено, что зерна стали более тонкими. Эти результаты связаны непосредственно с влиянием криогенной обработки на структурные изменения ЭИ – формирование более однородной структуры, устранение пор и структурных дефектов и уменьшение внутренних напряжений, в связи с чем повышается износостойкость электрода-инструмента. Эффект криогенной обработки был дополнительно исследован путем проведения исследований обрабатываемости электроэрозионной обработкой инконеля 601 с использованием меди, подвергнутой криогенной обработке, в качестве инструмента. Износ инструмента снижается на 33 % за счет криогенной обработки по сравнению с инструментом из необработанной меди. Указанные работы были сосредоточены на изучении влияния тока, напряжения в зазоре и времени импульса на скорость удаления материала, износ электрода и шероховатость поверхности. Установлено, что наиболее важным фактором контроля является ток.

Выводы

В данной статье рассмотрено современное состояние исследований в области электроэрозионной обработки жаропрочных сплавов. Представлены современные тенденции и интересы для изучения научными коллективами, занимающимися этим вопросом. Проведен анализ научной литературы, посвященной экспериментальным исследованиям. Выявлено отсутствие обобщенных и комплексных результатов исследований. ЭЭО – сложный процесс, на результат которого влияет огромное количество факторов, и в настоящее время отсутствуют технологические базы данных и рекомендательные базы для обработки жаропрочных сплавов.

На основании проведенного анализа литературы установлено следующее.

1. Актуально проведение экспериментальных исследований влияния компонентов различных материалов, добавляемых в рабочую жидкость, для улучшения показателей качества поверхности после КПЭЭО и влияние легирования данными материалами поверхностного слоя жаропрочных материалов.

2. Установлено, что сила тока и время включения импульса являются основными технологическими параметрами, определяющими качество обработанной поверхности и скорость съема материала. При этом превышение параметра времени включения импульса вызывает ускоренный износ электрода-инструмента и оплавление заготовки, что приводит к затруднению вывода шлама из межэлектродного зазора.

3. Установлена эффективность применения модифицированной рабочей жидкости (с добавлением графена и углеродных нанотрубок) при обработке жаропрочных материалов для улучшения качества поверхности.

4. Установлено, что включения в рабочую жидкость оказывают существенное влияние на параметры и качество электроэрозионной обработки. Анализ показывает, что правильный подбор материала и концентрации включений может значительно улучшить результаты процесса.

5. Установлено, что геометрические параметры электрода-инструмента являются одним из определяющих факторов, влияющих на результат электроэрозионной обработки. Анализ литературы показывает, что правильная конфигурация ЭИ способна существенно улучшить качество и эффективность процесса. Правильно подобранная конструкция ЭИ обеспечивает более интенсивное удаление продуктов эрозии из межэлектродного промежутка, что напрямую влияет на качество обработки.

Список литературы

1. Enhancing corrosion resistance of nickel-based alloys: A review of alloying, surface treatments, and environmental effects / X. Wang, G. Wang, W. Wang, X. Liu, Y. Liu, Y. Jin, Y. Zhang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1032. – P. 181–195. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.181014.

2. High-temperature corrosion resistance of weld overlay In625 coating in aggressive environments

of waste incinerators / H. Li, H. Liu, J. Li, H. Yao // *Corrosion Science*. – 2025. – Vol. 249. – DOI: 10.1016/j.corsci.2025.112865.

3. High temperature intergranular oxidation of nickel based superalloy Inconel 718 / S. Madhusudan, E. Epifano, J. Favergeon, T. Sanviemvongsak, D. Marechal, D. Monceau // *High Temperature Corrosion of Materials*. – 2024. – Vol. 101. – P. 873–884. – DOI: 10.1007/s11085-024-10260-z.

4. Karmuhilan M., Kumanan S. A review on additive manufacturing processes of Inconel 625 // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2022. – Vol. 31. – P. 2583–2592. – DOI: 10.1007/s11665-021-06427-3.

5. Pendokhare D., Chakraborty S. A review on multi-objective optimization techniques of wire electrical discharge machining // *Archives of Computational Methods in Engineering*. – 2025. – Vol. 32. – P. 1797–1839. – DOI: 10.1007/s11831-024-10195-3.

6. A state-of-the-art review on metal additive manufacturing: milestones, trends, challenges and perspectives / P. Badoniya, M. Srivastava, P.K. Jain, S. Rathee // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. – 2024. – Vol. 46 (6). – P. 339–351. – DOI: 10.1007/s40430-024-04917-8.

7. Experimental modeling techniques in electrical discharge machining (EDM): A review / M.M. Hasan, T. Saleh, A. Sophian, M.A. Rahman, T. Huang, M.S. Ali // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 127. – P. 2125–2150. – DOI: 10.1007/s00170-023-11603-x.

8. Ajay P., Dabhade V.V. Heat treatments of Inconel 718 nickel-based superalloy: A review // *Metals and Materials International*. – 2025. – Vol. 31. – P. 1204–1231. – DOI: 10.1007/s12540-024-01812-8.

9. Computer simulation of phase transformation and plastic deformation in IN718 superalloy: Microstructural evolution during precipitation / N. Zhou, D.C. Lv, H.L. Zhang, D. McAllister, F. Zhang, M.J. Mills, Y. Wang // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 65. – P. 270–286. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.10.069.

10. Deformation mechanisms of D022 ordered intermetallic phase in superalloys / D.C. Lv, D. McAllister, M.J. Mills, Y. Wang // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 118 (1). – P. 350–361. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.055.

11. An overview on welding of Inconel 718 alloy – Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints / T. Sonar, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi, T. Venkateswaran, D. Sivakumar // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 174. – P. 1–22. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110997.

12. Erdoğan N.N., Başıyigit A.B. Investigating thermal shock and corrosion resistance of Inconel 601 super al-



loy after thermal barrier coating with %8 YSZ powder // *Materials Today Communications*. – 2023. – Vol. 36. – P. 1–14. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106516.

13. Re-heat treatment effect on the microstructure and mechanical properties of the Inconel 706 alloy for repair / H.S. Kang, H. Kim, E.Y. Yoon, Y.S. Lee, S. Kim, J.G. Kim // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 31. – P. 2193–2201. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.07.011.

14. The experimental and numerical studies on multi-axial creep behavior of Inconel 783 at 700 °C / J. Mao, X. Li, S. Bao, R. Ge, L. Yan // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2019. – Vol. 173. – P. 133–146. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2019.05.005.

15. Varied heat treatments and properties of laser powder bed printed Inconel 718 / R. Jiang, A. Mostafaei, J. Pauza, C. Kantzos, A.D. Rollett // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 755. – P. 170–180. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.03.103.

16. *Jamil M.F., Sahto M.P., Mehmood A.* Comprehensive study on high-performance machining (HPM) of Inconel-718: a review // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2025. – Vol. 139 (11–12). – P. 5305–5337. – DOI: 10.1007/s00170-025-16225-z.

17. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Шестаков А.В. Жаропрочные интерметаллидные никелевые сплавы для двигателей летательных аппаратов // *Идеи и новации*. – 2020. – Т. 8, № 3–4. – С. 138–146. – DOI: 10.48023/2411-7943_2020_8_3_4_138.

18. Высокопрочные конструкционные стали для валов газотурбинных двигателей (обзор) / В.И. Громов, Н.А. Якушева, А.В. Востриков, Н.Н. Черкашнев // *Авиационные материалы и технологии*. – 2021. – № 1 (62). – С. 3–12. – DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.

19. Кузнецов В.П., Лесников В.П., Попов Н.А. Структура и свойства жаропрочных никелевых сплавов. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – 164 с.

20. *Sudhir, Sehgal A.K., Nain S.S.* Machine learning algorithms evaluation and optimization of WEDM of nickel based super alloy: A review // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 50 (5). – P. 1793–1798. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.09.202.

21. *Abhilash P.M., Chakradhar D.* Prediction and analysis of process failures by ANN classification during wire-EDM of Inconel 718 // *Advanced Manufacturing*. – 2020. – Vol. 8. – P. 519–536. – DOI: 10.1007/s40436-020-00327-w.

22. Machine learning and statistical approach in modeling and optimization of surface roughness in wire electrical discharge machining / U.M.R. Paturi, S. Cheruku, V.P.K. Pasunuri, S. Salike, N.S. Reddy, S. Cheruku //

Machine Learning with Applications. – 2021. – Vol. 6. – DOI: 10.1016/j.mlwa.2021.100099.

23. Optimization of wire electrical discharge machining of Monel 400 using Taguchi-Grey approach / N. Manikandan, R. Raju, K.L. Narasimhamu, A.K. Damodaram // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 68 (5). – P. 1690–1696. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.08.215.

24. Multi aspects optimization on spark erosion machining of Incoloy 800 by Taguchi Grey approach / N. Manikandan, J.S. Binoj, P. Thejasree, H. Abhishek, B.K. Goud // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 39 (1). – P. 148–154. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.06.403.

25. *Goyal A.* Investigation of material removal rate and surface roughness during wire electrical discharge machining (WEDM) of Inconel 625 super alloy by cryogenic treated tool electrode // *Journal of King Saud University – Science*. – 2017. – Vol. 29. – P. 528–535. – DOI: 10.1016/j.jksus.2017.06.005.

26. *Archana G., Dharma K.D., Venkataramaiah P.* Study on machining response in wire EDM of Inconel 625 // *International Journal of Applied Engineering Research*. – 2018. – Vol. 13 (21). – P. 15270–15277.

27. *Tata N., Pacharu R.K., Devarakonda S.K.* Multi response optimization of process parameters in wire-cut EDM on INCONEL 625 // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 47 (19). – P. 6960–6964. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.05.214.

28. *Tondy H.R., Tigga A.M.* Empirical assessment and modeling of MRR and surface roughness acquired from wire electrical discharge machining of Inconel 718 // *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*. – 2017. – Vol. 8 (1). – P. 152–159.

29. *Sinha A., Majumder A., Gupta K.* A RSM based MOGOA for process optimization during WEDM of Inconel 625 // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 236 (5). – P. 1824–1832. – DOI: 10.1177/09544089221074837.

30. Multi-material modeling for wire electro-discharge machining of Ni-based superalloys using hybrid neural network and stochastic optimization techniques / S. Biswas, A.R. Paul, A.R. Dhar, Y. Singh, M. Mukherjee // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2023. – Vol. 41. – P. 350–364. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2022.12.005.

31. Повышение эффективности электроэрозионной обработки изделий, выполненных из гранулированного жаропрочного никелевого сплава ВВ751П / Е.С. Шлыков, Т.Р. Абляз, В.Б. Блохин, И.В. Осинников, К.Р. Муратов // *Конструкции из композиционных материалов*. – 2025. – № 1 (177). – С. 27–30. – DOI: 10.52190/2073-2562_2025_1_27.

32. *Said A., Lajis M.A.* An electrical discharge machining (EDM) of Inconel 718 by using copper electrode at higher peak current and pulse duration // Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 15 (5). – P. 1–7.
33. *Tsai H.C., Yan B.H., Huang F.Y.* The properties and characteristics of the new electrodes based on Cr-Cu for EDM machines // International Journal of Machine Tools & Manufacture. – 2003. – Vol. 43 (3). – P. 245–252.
34. Performance and microstructure of TiN/Cu EDM electrodes / J.J. Zhang, K.Y. Jiang, J. Yan, F. Wang, X.W. Wang // Applied Mechanics and Materials. – 2012. – Vol. 268. – P. 82–86. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.268-270.82.
35. *Rajyalakshmi G.* Optimization of process parameters of wire electrical discharge machining on Inconel825 using grey relational analysis coupled with principle component analysis // International Journal of Applied Engineering Research. – 2013. – Vol. 8 (11). – P. 1294–1314.
36. *Jay M., Çaydas U., Hasçalık A.* Optimization of micro-EDM drilling of Inconel 718 superalloy // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 66 (5). – P. 1015–1023. – DOI: 10.1007/s00170-012-4385-8.
37. Machining of Inconel 718 with a defined geometry tool or by electrical discharge machining / V. Baldin, C.R.B. Baldin, A.R. Machado, F.L. Amorim // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2020. – Vol. 42 (5). – P. 1–14. – DOI: 10.1007/s40430-020-02358-7.
38. *Mohanty A., Talla G., Gangopadhyay S.* Experimental investigation and analysis of EDM characteristics of Inconel 825 // Materials and Manufacturing Processes. – 2014. – Vol. 29. – P. 540–459. – DOI: 10.1080/10426914.2014.901536.
39. Experimental study on EDM of CFRP based on graphene aqueous solution / N. Chen, L. Kong, W. Lei, R. Qiu // Materials and Manufacturing Processes. – 2023. – Vol. 38 (9). – P. 1180–1189. – DOI: 10.1080/10426914.2023.2165674.
40. *Rahimi H., Masoudi S., Tolouei-Rad M.* Experimental investigation of the effect of EDM parameters and dielectric type on the surface integrity and topography // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 118. – P. 1767–1778. – DOI: 10.1007/s00170-021-08040-z.
41. Surface microstructure evolution and mechanical property investigation of Inconel 718 alloy using multiple trimmings and WEDM / L. Sun, S. Shi, X. Li, Y. Hou, Z. Chu, B. Chen // Experimental Techniques. – 2025. – Vol. 49. – P. 299–312. – DOI: 10.1007/s40799-024-00749-2.
42. *Hasçalık A., Caydas U.* Electrical discharge machining of titanium alloy (Ti–6Al–4V) // Applied Surface Science. – 2007. – Vol. 253. – P. 9007–9016. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.05.031.
43. *Mohanty C.P., Mahapatra S.S., Singh M.R.* An experimental investigation of machinability of Inconel 718 in electrical discharge machining // Procedia Materials Science. – 2014. – Vol. 6. – P. 605–611. – DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.075.
44. *Talla G., Gangopadhyay S., Biswas C.K.* Influence of graphite powder mixed EDM on the surface integrity characteristics of Inconel 625 // Particulate Science and Technology. – 2016. – Vol. 35 (2). – P. 219–226. – DOI: 10.1080/02726351.2016.1150371.
45. An analysis of machining response parameters, crystalline structures, and surface topography during EDM of die-steel using EDM oil and liquid based viscous dielectrics: a comparative analysis of machining performance / K. Paswan, A. Pramanik, S. Chattopadhyaya, A.M. Khan, S. Singh // Arabian Journal for Science and Engineering. – 2023. – Vol. 48 (1). – P. 1–17. – DOI: 10.1007/s13369-023-07626-x.
46. *Sonker P.K., Nahak B., Singh T.J.* Comparative study of copper and graphite electrodes performance in Electrical Discharge Machining (EDM) of die steel // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 68. – P. 167–170. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.07.182.
47. Comparison of copper and tungsten electrodes for the electric discharge machined SUS-316L / G. Singh, A. Mahajan, S. Devgan, S.S. Sidhu // Sustainable Machining Strategies for Better Performance: Select Proceedings of SMSBP 2020. – Springer, 2022. – P. 197–206. – DOI: 10.1007/978-981-16-2278-6_17.
48. Исследование влияния режимов процесса проволочно-вырезной электроэрозионной обработки на формирование значения ширины реза при обработке жаропрочного никелевого сплава ВВ751П / В.Т. Хайрулин, Т.Р. Абляз, Е.С. Шлыков, В.Б. Блохин, К.Р. Муратов // СТИН. – 2024. – № 6. – С. 27–30.
49. Utilizing wire electrical discharge machining for surface quality and precise profile control of Inconel 718 fir-tree slot / L. Sun, Z. Chu, Y. Hou, K. Rajurkar, X. Li, S. Shi // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2024. – Vol. 133. – P. 1271–1283. – DOI: 10.1007/s00170-024-13826-y.
50. *Dzionk S., Siemiatkowski M.S.* Studying the effect of working conditions on WEDM machining performance of super alloy Inconel 617 // Machines. – 2020. – Vol. 8 (3). – P. 1–18. – DOI: 10.3390/machines8030054.
51. Factors affecting the cut width in the wire-cut electrical discharge machining of VV751P heat-resistant nickel alloy / V.T. Khairulin, T.R. Ablyaz, E.S. Shlykov, V.B. Blokhin, K.R. Muratov // Russian Engineering Research. – 2024. – Vol. 44 (7). – P. 1014–1016. – DOI: 10.3103/S1068798X24701387.



52. *Padhi P.C., Routara B.C.* Effect of recast layer thickness of high-carbon alloy (EN-31) in wire EDM process by varying operating parameters // *Recent Advances in Thermofluids and Manufacturing Engineering: Select Proceedings of ICTMS 2022.* – Springer, 2022. – P. 505–517. – DOI: 10.1007/978-981-19-4388-1_43.
53. *Walder G., Richard J.* Removal of the heat affect zone created by EDM with pico-second LASER machining // *Procedia CIRP.* – 2016. – Vol. 42. – P. 475–480. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.235.
54. Influence of electrical resistivity and machining parameters on electrical discharge machining performance of engineering ceramics / R. Ji, Y. Liu, R. Diao, C. Xu, X. Li, B. Cai, Y. Zhang // *PLoS ONE.* – 2017. – Vol. 9 (11). – P. 1–9. – DOI: 10.1371/journal.pone.0110775.
55. Исследование микроструктуры поверхностного слоя жаропрочных материалов, обработанных методом электроэрозионной обработки / Т.Р. Абляз, Е.С. Шлыков, И.В. Осинников, К.Р. Муратов, В.Т. Хайруллин // *СТИН.* – 2024. – № 6. – С. 33–35.
56. Parametric analysis of recast layer formation in wire-cut EDM of HSLA steel / M. Azam, M. Jahanzaib, J.A. Abbasi, M. Abbas, A. Wasim, S. Hussain // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2016. – Vol. 87. – P. 713–722. – DOI: 10.1007/s00170-016-8518-3.
57. Surface integrity analysis of surfaces of nickel-based alloys machined with distilled water and aluminium powder-mixed dielectric fluid after WEDM / V.K. Rohilla, R. Goyal, A. Kumar, Y.K. Singla, N. Sharma // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2021. – Vol. 116. – P. 2467–2472. – DOI: 10.1007/s00170-021-07610-5.
58. *Sharma P., Chakradhar D., Narendranath S.* Analysis and optimization of WEDM performance characteristics of Inconel 706 for aerospace application // *Silicon.* – 2018. – Vol. 10. – P. 921–930. – DOI: 10.1007/s12633-017-9549-6.
59. Исследование влияния режимов электроэрозионной обработки на эксплуатационные свойства изделий, выполненных из гранулированного жаропрочного никелевого сплава ВВ751П / Т.Р. Абляз, Е.С. Шлыков, В.Б. Блохин, И.В. Осинников, В.Т. Хайруллин, К.Р. Муратов // *Конструкции из композиционных материалов.* – 2024. – № 2 (174). – С. 22–27. – DOI: 10.52190/2073-2562_2024_2_22.
60. *Sharma R.K., Singh J.* Determination of multi-performance characteristics for powder mixed electric discharge machining of tungsten carbide alloy // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture.* – 2016. – Vol. 230 (2). – P. 303–315. – DOI: 10.1177/0954405414554017.
61. Unravelling the analysis of electrical discharge machining process parameters, microstructural morphology, surface integrity, recast layer formation, and material properties: A comparative study of aluminum, brass, and Inconel 617 materials / K. Paswan, S. Sharma, C. Li, K.A. Mohammed, A. Kumar, M. Abbas, E.M. Tag-Eldin // *Journal of Materials Research and Technology.* – 2023. – Vol. 27. – P. 7713–7729. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.11.186.
62. *Bui V.D., Mwangi J.W., Schubert A.* Powder mixed electrical discharge machining for antibacterial coating on titanium implant surfaces // *Journal of Manufacturing Processes.* – 2019. – Vol. 44. – P. 261–270. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.032.
63. Antibacterial activity and biofilm inhibition by surface modified titanium alloy medical implants following application of silver, titanium dioxide and hydroxyapatite nanocoatings / A. Besinis, S.D. Hadi, H.R. Le, C. Tredwin, R.D. Handy // *Nanotoxicology.* – 2017. – Vol. 11 (3). – P. 327–338. – DOI: 10.1080/17435390.2017.1299890.
64. *Kumar S., Dhingra A.K., Kumar S.* Parametric optimization of powder mixed electrical discharge machining for nickel-based superalloy inconel-800 using response surface methodology // *Mechanics of Advanced Materials and Modern Processes.* – 2017. – Vol. 7 (3). – DOI: 10.1186/s40759-017-0022-4.
65. *Kumar N., Ahsan R.* Study of PMEDM efficiency on EN-31 steel using tungsten powder in dielectric fluid // *International Journal of Emerging Technologies in Engineering Research.* – 2017. – Vol. 5 (5). – P. 17–24.
66. *Bhaumik M., Maity K.* Effect of machining parameter on the surface roughness of AISI 304 in silicon carbide powder mixed EDM // *Decision Science Letters.* – 2017. – Vol. 6 (3). – P. 261–268. – DOI: 10.5267/j.dsl.2016.12.004.
67. *Al-Khazraji A.N., Amin S.A., Ali S.M.* The effect of SiC powder mixing electrical discharge machining on white layer thickness, heat flux and fatigue life of AISI D2 die steel // *Engineering Science and Technology, an International Journal.* – 2016. – Vol. 19 (3). – P. 1400–1415. – DOI: 10.1016/j.jestch.2016.01.014.
68. *Kazi F., Waghmare C.A., Sohani M.S.* Multi-objective optimization of machining parameters in hybrid powder-mixed EDM process by response surface methodology and normalized fuzzy logic algorithm // *The International Journal on Interactive Design and Manufacturing.* – 2021. – Vol. 15. – P. 695–706. – DOI: 10.1007/s12008-021-00788-8.
69. Synthesis and characterization of titanium and graphite powder mixed electric discharge machining on Inconel 718 / S. Bhowmick, A. Paul, N. Biswas, S. Sarkar, G. Majumdar // *Advances in Transdisciplinary*

Engineering. – 2022. – Vol. 27. – P. 58–63. – DOI: 10.3233/ATDE220722.

70. Comparison in the performance of EDM and NPMEDM using Al_2O_3 nanopowder as an impurity in DI water dielectric / A. Kumar, A. Mandal, A.R. Dixit, A. Kumar, S. Kumar, R. Ranjan // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 100. – P. 1327–1339. – DOI: 10.1007/s00170-018-3126-z.

71. Kumar S.B., Saurav D., Mahapatra S.S. On electro-discharge machining of Inconel 718 super alloys: An experimental investigation // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5. – P. 4861–4869. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.12.062.

72. Sahu D.R., Kumar V., Mandal A. Surface integrity analysis in powder mixed EDM of Nimonic 263 // Materials Today: Proceedings. – 2022. – Vol. 62 (1). – P. 353–359. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.03.467.

73. Электронно-микроскопический анализ поверхностного слоя изделий из жаропрочных никелевых сплавов после электроэрозионной обработки / Т.Р. Абляз, Е.С. Шлыков, И.В. Осинников, В.Б. Блохин, К.Р. Муратов // СТИН. – 2025. – № 5. – С. 55–58.

74. Improvement of surface integrity of Nimonic C 263 super alloy produced by WEDM through various post-processing techniques / A. Mandal, A.R. Dixit, S. Chattopadhyaya, A. Paramanik, S. Hloch, G. Królczuk // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Vol. 93. – P. 433–443. – DOI: 10.1007/s00170-017-9993-x.

75. Nguyen H.P., Ngo N.V., Nguyen C.T. Study on multi-objects optimization in EDM with nickel coated electrode using Taguchi-AHP-Topsis // International Journal of Engineering. – 2022. – Vol. 35 (2). – P. 276–282. – DOI: 10.5829/ije.2022.35.02b.02.

76. Bozdana A.T., Alkarkhi N.K. Comparative experimental investigation and gap flow simulation in electrical discharge drilling using new electrode geometry // International Journal of Mechanical Sciences. – 2017. – Vol. 8 (2). – P. 289–298. – DOI: 10.5194/ms-8-289-2017.

77. Experimental research on preparation and machining performance of porous electrode in electrical discharge machining / Y. Jiang, L. Kong, J. Yu, C. Hua, W. Zhao // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2022. – Vol. 36 (12). – P. 6201–6215. – DOI: 10.1007/s12206-022-1134-2.

78. Fabrication of graphene reinforced aluminium metal matrix composites for advanced tool materials / S. Mondal, G. Paul, S.C. Mondal, K. Mondal, Z. Seikh, M. Sekh // Journal of the Institution of Engineers (India): Series D. – 2024. – DOI: 10.1007/s40033-024-00847-w.

79. Electric discharge machining with graphene reinforced aluminium metal matrix composite (Gr Al MMC) tool for EN 31 die steel work piece / S. Mondal, G. Paul,

K. Mondol, S.C. Mondal // The Journal of the Institution of Engineers (India): Series C. – 2025. – Vol. 106. – P. 541–551. – DOI: 10.1007/s40032-025-01163-2.

80. Study on immersion rotary helical electrode electrochemical discharge machining of Inconel 718 alloy / X. Chen, N. Ma, H. Liu, Y. Chen, R. Nie, Z. Zhang, J. Zhou, Z. Zhou // Journal of Materials Research and Technology. – 2025. – Vol. 38. – P. 288–305. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.07.191.

81. A novel application of the micro-wire-electrodischarge-grinding (μ -WEDG) method for the generation of tantalum and brass nanoparticles / A. Korgal, P.N. Karanth, A.K. Shettigar, J.B. Madhavi // Micro and Nano Systems Letters. – 2024. – Vol. 12 (1). – P. 1–19. – DOI: 10.1186/s40486-024-00210-4.

82. Micro-drill on Al/SiC composite by EDD process: An RSM-MOGOA based hybrid approach / A. Sharma, N. Sharma, R.P. Singh, R. Arora, R.S. Gill, G. Singh // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2022. – Vol. 5 (4). – P. 564–575. – DOI: 10.1016/j.ijlmm.2022.07.002.

83. Electro-discharge machining of microholes on 3d printed Hastelloy using the novel tool-feeding approach / A. Korgal, A.K. Shettigar, N.P. Karanth, N. Kumar, M.J. Bindu // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2025. – Vol. 8 (2). – P. 157–164. – DOI: 10.1016/j.ijlmm.2024.10.005.

84. Goyal A. Investigation of material removal rate and surface roughness during wire electrical discharge machining (WEDM) of Inconel 625 super alloy by cryogenic treated tool electrode // Journal of King Saud University – Science. – 2017. – Vol. 29 (4). – P. 528–535. – DOI: 10.1016/j.jksus.2017.06.005.

85. Pandey A., Kumar R. Some studies using cryogenically treated rotary Cu-tool electrode electrical discharge machining // Materials Today: Proceedings. – 2018. – Vol. 5 (2). – P. 7635–7639. – DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.438.

86. Torres A., Puertas I., Luis C.J. Modelling of surface finish, electrode wear and material removal rate in electrical discharge machining of hard-to-machine alloys // Precision Engineering. – 2015. – Vol. 40. – P. 33–45. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2014.10.001.

87. Kumar S.V., Kumar M.P. Optimization of cryogenic cooled EDM process parameters using grey relational analysis // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2018. – Vol. 28. – P. 3777–3784. – DOI: 10.1007/s12206-014-0840-9.

88. Tharian B.K., Dhanish P.B., Manu R. Enhancement of material removal rate in electric discharge machining of Inconel 718 using cryo-treated graphite electrodes // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 47. – P. 5172–5176. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.05.506.



89. *Datta R.S., Biswal B.B.* Experimental studies on electro-discharge machining of Inconel 825 super alloy using cryogenically treated tool/workpiece // *Measurement*. – 2019. – Vol. 145. – P. 611–630. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.06.006.

90. *Singh N., Routara B.C., Nayak R.K.* Study of machining characteristics of Inconel 601 with cryogenic cooled electrode in EDM using RSM // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (11). – P. 24277–24286. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.223.

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



Research and analysis of electrical discharge machining in the manufacture of products from heat-resistant alloys: a literature review

Evgeniy Shlykov^{a,*}, Timur Ablyaz^b, Vladimir Blokhin^c, Karim Muratov^d, Ilya Osinnikov^e

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-8076-0509>, Kruspert@mail.ru; ^b <http://orcid.org/0000-0001-6607-4692>, lowrider11-13-11@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0009-0009-2693-6580>, warkk98@mail.ru; ^d <http://orcid.org/0000-0001-7612-8025>, Karimur_80@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0006-4478-3803>, ilyuhaosinnikov@bk.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 June 2025

Revised: 04 July 2025

Accepted: 09 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Electrical discharge machining

Heat-resistant alloys

Experimental studies

Working fluid

Surface roughness

Accuracy

Microcracks

Surface layer

ABSTRACT

Introduction. In modern mechanical engineering, there is a growing trend toward the development and implementation of novel heat-resistant alloys with enhanced physical and mechanical properties. Electrical discharge machining (*EDM*) is a promising method for manufacturing products from these new-generation heat-resistant alloys. This paper presents an analysis of current research in the field of *EDM* of heat-resistant alloys. The primary focus is on analyzing output qualitative and quantitative indicators in relation to input parameters – machining mode and conditions. The key factors influencing the efficiency of *EDM* are considered, including machining parameters and the composition of the working fluid and electrode material. This analysis of current research is intended for specialists in the field of heat-resistant alloy machining, developers of *EDM* technologies, and researchers working to improve manufacturing methods for aircraft engine components. **The purpose of this work** is to conduct a literature review of existing research on modern methods for ensuring and improving the efficiency and quality of electrical discharge machining (*EDM*) of heat-resistant materials. **The methods of investigation** involved a theoretical analysis of current research on electrical discharge machining of heat-resistant alloys. **Results and discussion.** A literature analysis was conducted, and it revealed that current strength and pulse duration are the main technological parameters determining the quality of the processed surface and the material removal rate. The effectiveness of using modified working fluids (with graphene and carbon nanotubes) during heat-resistant material processing to improve surface quality was confirmed. It is of particular interest to conduct experimental studies on the influence of adding various material components to the working fluid to improve surface quality indicators after complex pulse electrical discharge machining (*CPEDM*) and to assess the impact of these alloying materials on the surface layer of heat-resistant materials.

For citation: Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Blokhin V.B., Muratov K.R., Osinnikov I.V. Research and analysis of electrical discharge machining in the manufacture of products from heat-resistant alloys: a literature review. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 16–47. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-16-47. (In Russian).

References

1. Wang X., Wang G., Wang W., Liu X., Liu Y., Jin Y., Zhang Y. Enhancing corrosion resistance of nickel-based alloys: A review of alloying, surface treatments, and environmental effects. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1032, pp. 181–195. DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.181014.
2. Li H., Liu H., Li J., Yao H. High-temperature corrosion resistance of weld overlay In625 coating in aggressive environments of waste incinerators. *Corrosion Science*, 2025, vol. 249. DOI: 10.1016/j.corsci.2025.112865.
3. Madhusudan S., Epifano E., Favergeon J., Sanviemvongsak T., Marechal D., Monceau D. High temperature intergranular oxidation of nickel based superalloy Inconel 718. *High Temperature Corrosion of Materials*, 2024, vol. 101, pp. 873–884. DOI: 10.1007/s11085-024-10260-z.

* Corresponding author

Shlykov Evgeniy S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Perm National Research Polytechnic University,
29 Komsomolsky prospekt,
614990, Perm, Russian Federation
Tel.: +7 961 759-88-49, e-mail: Kruspert@mail.ru

4. Karmuhilan M., Kumanan S. A review on additive manufacturing processes of Inconel 625. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, vol. 31, pp. 2583–2592. DOI: 10.1007/s11665-021-06427-3.
5. Pendokhare D., Chakraborty S. A review on multi-objective optimization techniques of wire electrical discharge machining. *Archives of Computational Methods in Engineering*, 2025, vol. 32, pp. 1797–1839. DOI: 10.1007/s11831-024-10195-3.
6. Badoniya P., Srivastava M., Jain P.K., Rathee S. A state-of-the-art review on metal additive manufacturing: milestones, trends, challenges and perspectives. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2024, vol. 46 (6), pp. 339–351. DOI: 10.1007/s40430-024-04917-8.
7. Hasan M.M., Saleh T., Sophian A., Rahman M.A., Huang T., Ali M.S. Experimental modeling techniques in electrical discharge machining (EDM): A review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 127, pp. 2125–2150. DOI: 10.1007/s00170-023-11603-x.
8. Ajay P., Dabhade V.V. Heat treatments of Inconel 718 nickel-based superalloy: A review. *Metals and Materials International*, 2025, vol. 31, pp. 1204–1231. DOI: 10.1007/s12540-024-01812-8.
9. Zhou N., Lv D.C., Zhang H.L., McAllister D., Zhang F., Mills M.J., Wang Y. Computer simulation of phase transformation and plastic deformation in IN718 superalloy: Microstructural evolution during precipitation. *Acta Materialia*, 2014, vol. 65, pp. 270–286. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.10.069.
10. Lv D.C., McAllister D., Mills M.J., Wang Y. Deformation mechanisms of D022 ordered intermetallic phase in superalloys. *Acta Materialia*, 2016, vol. 118 (1), pp. 350–361. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.055.
11. Sonar T., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Venkateswaran T., Sivakumar D. An overview on welding of Inconel 718 alloy – Effect of welding processes on microstructural evolution and mechanical properties of joints. *Materials Characterization*, 2021, vol. 174, pp. 1–22. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.110997.
12. Erdoğan N.N., Başyigit A.B. Investigating thermal shock and corrosion resistance of Inconel 601 super alloy after thermal barrier coating with %8 YSZ powder. *Materials Today Communications*, 2023, vol. 36, pp. 1–14. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106516.
13. Kang H.S., Kim H., Yoon E.Y., Lee Y.S., Kim S., Kim J.G. Re-heat treatment effect on the microstructure and mechanical properties of the Inconel 706 alloy for repair. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 31, pp. 2193–2201. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.07.011.
14. Mao J., Li X., Bao S., Ge R., Yan L. The experimental and numerical studies on multiaxial creep behavior of Inconel 783 at 700 °C. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2019, vol. 173, pp. 133–146. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2019.05.005.
15. Jiang R., Mostafaei A., Pauza J., Kantzos C., Rollett A.D. Varied heat treatments and properties of laser powder bed printed Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 755, pp. 170–180. DOI: 10.1016/J.MSEA.2019.03.103.
16. Jamil M.F., Sahto M.P., Mehmood A. Comprehensive study on high-performance machining (HPM) of Inconel-718: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 139 (11–12), pp. 5305–5337. DOI: 10.1007/s00170-025-16225-z.
17. Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G., Shestakov A.V. Zharoprochnye intermetallidnye nikelovye splavy dlya dvigatelei letatel'nykh apparatov [High-temperature intermetallic nickel alloys for aircraft engines]. *Idei i novatsii = Ideas and Innovations*, 2020, vol. 8, no. 3–4, pp. 138–146. DOI: 10.48023/2411-7943_2020_8_3_4_138.
18. Gromov V.I., Yakusheva N.A., Vostrikov A.V., Cherkashneva N.N. Vysokoprochnye konstruktsionnye stali dlya valov gazoturbinnnykh dvigatelei (obzor) [High strength structural steels for gas turbine engine shafts (review)]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii = Aviation Materials and Technologies*, 2021, vol. 62, iss. 1, pp. 3–12. DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-3-12.
19. Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Popov N.A. *Struktura i svoistva zharoprochnykh nikelovykh splavov* [Structure and properties of heat-resistant nickel alloys]. Yekaterinburg, Ural University Publ., 2016. 164 p.
20. Sudhir, Sehgal A.K., Nain S.S. Machine learning algorithms evaluation and optimization of WEDM of nickel based super alloy: A review. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 50 (5), pp. 1793–1798. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.09.202.
21. Abhilash P.M., Chakradhar D. Prediction and analysis of process failures by ANN classification during wire-EDM of Inconel 718. *Advanced Manufacturing*, 2020, vol. 8, pp. 519–536. DOI: 10.1007/s40436-020-00327-w.
22. Paturi U.M.R., Cheruku S., Pasunuri V.P.K., Salike S., Reddy N.S., Cheruku S. Machine learning and statistical approach in modeling and optimization of surface roughness in wire electrical discharge machining. *Machine Learning with Applications*, 2021, vol. 6. DOI: 10.1016/j.mlwa.2021.100099.
23. Manikandan N., Raju R., Narasimhamu K.L., Damodaram A.K. Optimization of wire electrical discharge machining of Monel 400 using Taguchi-Grey approach. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 68 (5), pp. 1690–1696. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.08.215.

24. Manikandan N., Binoj J.S., Thejasree P., Abhishek H., Goud B.K. Multi aspects optimization on spark erosion machining of Incoloy 800 by Taguchi Grey approach. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 39 (1), pp. 148–154. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.06.403.
25. Goyal A. Investigation of material removal rate and surface roughness during wire electrical discharge machining (WEDM) of Inconel 625 super alloy by cryogenic treated tool electrode. *Journal of King Saud University – Science*, 2017, vol. 29, pp. 528–535. DOI: 10.1016/j.jksus.2017.06.005.
26. Archana G., Dharma K.D., Venkataramaiah P. Study on machining response in wire EDM of Inconel 625. *International Journal of Applied Engineering Research*, 2018, vol. 13 (21), pp. 15270–15277.
27. Tata N., Pacharu R.K., Devarakonda S.K. Multi response optimization of process parameters in wire-cut EDM on INCONEL 625. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 47 (19), pp. 6960–6964. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.05.214.
28. Tonday H.R., Tigga A.M. Empirical assessment and modeling of MRR and surface roughness acquired from wire electrical discharge machining of Inconel 718. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2017, vol. 8 (1), pp. 152–159.
29. Sinha A., Majumder A., Gupta K. A RSM based MOGOA for process optimization during WEDM of Inconel 625. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 2022, vol. 236 (5), pp. 1824–1832. DOI: 10.1177/09544089221074837.
30. Biswas S., Paul A.R., Dhar A.R., Singh Y., Mukherjee M. Multi-material modeling for wire electro-discharge machining of Ni-based superalloys using hybrid neural network and stochastic optimization techniques. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2023, vol. 41, pp. 350–364. DOI: 10.1016/j.cirpj.2022.12.005.
31. Shlykov E.S., Ablyaz T.R., Blokhin V.B., Osinnikov I.V., Muratov K.R. Povyshenie effektivnosti elektroerozionnoi obrabotki izdelii, vpolnennykh iz granulirovannogo zharoprochnogo nikelvogo splava VV751P [Increasing the efficiency of electrical discharge machining of products made of granulated heat-resistant nickel alloy VV751P]. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov = Composite Materials Constructions*, 2025, no. 1 (177), pp. 27–30. DOI: 10.52190/2073-2562_2025_1_27.
32. Said A., Lajis M.A. An electrical discharge machining (EDM) of Inconel 718 by using copper electrode at higher peak current and pulse duration. *Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 15 (5), pp. 1–7.
33. Tsai H.C., Yan B.H., Huang F.Y. The properties and characteristics of the new electrodes based on Cr-Cu for EDM machines. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2003, vol. 43 (3), pp. 245–252.
34. Zhang J.J., Jiang K.Y., Yan J., Wang F., Wang X.W. Performance and microstructure of TiN/Cu EDM electrodes. *Applied Mechanics and Materials*, 2012, vol. 268, pp. 82–86. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.268-270.82.
35. Rajyalakshmi G. Optimization of process parameters of wire electrical discharge machining on Inconel825 using grey relational analysis coupled with principle component analysis. *International Journal of Applied Engineering Research*, 2013, vol. 8 (11), pp. 1294–1314.
36. Jay M., Çaydas U., Hasçalık A. Optimization of micro-EDM drilling of Inconel 718 superalloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 66 (5), pp. 1015–1023. DOI: 10.1007/s00170-012-4385-8.
37. Baldin V., Baldin C.R.B., Machado A.R., Amorim F.L. Machining of Inconel 718 with a defined geometry tool or by electrical discharge machining. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2020, vol. 42 (5), pp. 1–14. DOI: 10.1007/s40430-020-02358-7.
38. Mohanty A., Talla G., Gangopadhyay S. Experimental investigation and analysis of EDM characteristics of Inconel 825. *Materials and Manufacturing Processes*, 2014, vol. 29, pp. 540–559. DOI: 10.1080/10426914.2014.901536.
39. Chen N., Kong L., Lei W., Qiu R. Experimental study on EDM of CFRP based on graphene aqueous solution. *Materials and Manufacturing Processes*, 2023, vol. 38 (9), pp. 1180–1189. DOI: 10.1080/10426914.2023.2165674.
40. Rahimi H., Masoudi S., Tolouei-Rad M. Experimental investigation of the effect of EDM parameters and dielectric type on the surface integrity and topography. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 118, pp. 1767–1778. DOI: 10.1007/s00170-021-08040-z.
41. Sun L., Shi S., Li X., Hou Y., Chu Z., Chen B. Surface microstructure evolution and mechanical property investigation of Inconel 718 alloy using multiple trimmings and WEDM. *Experimental Techniques*, 2025, vol. 49, pp. 299–312. DOI: 10.1007/s40799-024-00749-2.
42. Hasçalık A., Caydas U. Electrical discharge machining of titanium alloy (Ti–6Al–4V). *Applied Surface Science*, 2007, vol. 253, pp. 9007–9016. DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.05.031.

43. Mohanty C.P., Mahapatra S.S., Singh M.R. An experimental investigation of machinability of Inconel 718 in electrical discharge machining. *Procedia Materials Science*, 2014, vol. 6, pp. 605–611. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.07.075.
44. Talla G., Gangopadhyay S., Biswas C.K. Influence of graphite powder mixed EDM on the surface integrity characteristics of Inconel 625. *Particulate Science and Technology*, 2016, vol. 35 (2), pp. 219–226. DOI: 10.1080/02726351.2016.1150371.
45. Paswan K., Pramanik A., Chattopadhyaya S., Khan A.M., Singh S. An analysis of machining response parameters, crystalline structures, and surface topography during EDM of die-steel using EDM oil and liquid based viscous dielectrics: a comparative analysis of machining performance. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2023, vol. 48 (1), pp. 1–17. DOI: 10.1007/s13369-023-07626-x.
46. Sonker P.K., Nahak B., Singh T.J. Comparative study of copper and graphite electrodes performance in Electrical Discharge Machining (EDM) of die steel. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 68, pp. 167–170. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.07.182.
47. Singh G., Mahajan A., Devgan S., Sidhu S.S. Comparison of copper and tungsten electrodes for the electric discharge machined SUS-316L. *Sustainable Machining Strategies for Better Performance: Select Proceedings of SMSBP 2020*. Springer, 2022, pp. 197–206. DOI: 10.1007/978-981-16-2278-6_17.
48. Khayrulin V.T., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Blokhin V.B., Muratov K.R. Issledovanie vliyaniya rezhimov protsessa provolochno-vyreznoi elektroerozionnoi obrabotki na formirovanie znacheniya shiriny reza pri obrabotke zharoprochnogo nikelovogo splava VV751P [Study of the influence of wire-cut electrical discharge machining process modes on the formation of the cut width value when processing heat-resistant nickel alloy VV751P]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2024, no. 6, pp. 27–30. (In Russian).
49. Sun L., Chu Z., Hou Y., Rajurkar K., Li X., Shi S. Utilizing wire electrical discharge machining for surface quality and precise profile control of Inconel 718 fir-tree slot. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 133, pp. 1271–1283. DOI: 10.1007/s00170-024-13826-y.
50. Dzionk S., Siemiatkowski M.S. Studying the effect of working conditions on WEDM machining performance of super alloy Inconel 617. *Machines*, 2020, vol. 8 (3), pp. 1–18. DOI: 10.3390/machines8030054.
51. Khairulin V.T., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Blokhin V.B., Muratov K.R. Factors affecting the cut width in the wire-cut electrical discharge machining of VV751P heat-resistant nickel alloy. *Russian Engineering Research*, 2024, vol. 44 (7), pp. 1014–1016. DOI: 10.3103/S1068798X24701387.
52. Padhi P.C., Routara B.C. Effect of recast layer thickness of high-carbon alloy (EN-31) in wire EDM process by varying operating parameters. *Recent Advances in Thermofluids and Manufacturing Engineering: Select Proceedings of ICTMS 2022*. Springer, 2022, pp. 505–517. DOI: 10.1007/978-981-19-4388-1_43.
53. Walder G., Richard J. Removal of the heat affect zone created by EDM with pico-second LASER machining. *Procedia CIRP*, 2016, vol. 42, pp. 475–480. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.235.
54. Ji R., Liu Y., Diao R., Xu C., Li X., Cai B., Zhang Y. Influence of electrical resistivity and machining parameters on electrical discharge machining performance of engineering ceramics. *PLoS ONE*, 2017, vol. 9 (11), pp. 1–9. DOI: 10.1371/journal.pone.0110775.
55. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Osinnikov I.V., Muratov K.R., Khayrullin V.T. Issledovanie mikrostruktury poverkhnostnogo sloya zharoprochnykh materialov, obrabotannykh metodom elektroerozionnoi obrabotki [Study of the microstructure of the surface layer of heat-resistant materials processed by electrical discharge machining]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2024, no. 6, pp. 33–35. (In Russian).
56. Azam M., Jahanzaib M., Abbasi J.A., Abbas M., Wasim A., Hussain S. Parametric analysis of recast layer formation in wire-cut EDM of HSLA steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 87, pp. 713–722. DOI: 10.1007/s00170-016-8518-3.
57. Rohilla V.K., Goyal R., Kumar A., Singla Y.K., Sharma N. Surface integrity analysis of surfaces of nickel-based alloys machined with distilled water and aluminium powder-mixed dielectric fluid after WEDM. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 116, pp. 2467–2472. DOI: 10.1007/s00170-021-07610-5.
58. Sharma P., Chakradhar D., Narendranath S. Analysis and optimization of WEDM performance characteristics of Inconel 706 for aerospace application. *Silicon*, 2018, vol. 10, pp. 921–930. DOI: 10.1007/s12633-017-9549-6.
59. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Blokhin V.B., Osinnikov I.V., Khayrulin V.T., Muratov K.R. Issledovanie vliyaniya rezhimov elektroerozionnoi obrabotki na ekspluatatsionnye svoistva izdelii, vypolnennykh iz granulirovannogo zharoprochnogo nikelovogo splava VV751P [Investigation of the influence of electrical discharge machining modes on operational properties of products made of granulated heat-resistant nickel alloy VV751P]. *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov = Composite Materials Constructions*, 2024, vol. 2 (174), pp. 22–27. DOI: 10.52190/2073-2562_2024_2_22.

60. Sharma R.K., Singh J. Determination of multi-performance characteristics for powder mixed electric discharge machining of tungsten carbide alloy. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2016, vol. 230 (2), pp. 303–315. DOI: 10.1177/0954405414554017.
61. Paswan K., Sharma S., Li C., Mohammed K.A., Kumar A., Abbas M., Tag-Eldin E.M. Unravelling the analysis of electrical discharge machining process parameters, microstructural morphology, surface integrity, recast layer formation, and material properties: A comparative study of aluminum, brass, and Inconel 617 materials. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 27, pp. 7713–7729. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.11.186.
62. Bui V.D., Mwangi J.W., Schubert A. Powder mixed electrical discharge machining for antibacterial coating on titanium implant surfaces. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 44, pp. 261–270. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.05.032.
63. Besinis A., Hadi S.D., Le H.R., Tredwin C., Handy R.D. Antibacterial activity and biofilm inhibition by surface modified titanium alloy medical implants following application of silver, titanium dioxide and hydroxyapatite nanocoatings. *Nanotoxicology*, 2017, vol. 11 (3), pp. 327–338. DOI: 10.1080/17435390.2017.1299890.
64. Kumar S., Dhingra A.K., Kumar S. Parametric optimization of powder mixed electrical discharge machining for nickel-based superalloy inconel-800 using response surface methodology. *Mechanics of advanced materials and modern processes*, 2017, vol. 7 (3). DOI: 10.1186/s40759-017-0022-4.
65. Kumar N., Ahsan R. Study of PMEDM efficiency on EN-31 steel using tungsten powder in dielectric fluid. *International Journal of Emerging Technologies in Engineering Research*, 2017, vol. 5 (5), pp. 17–24.
66. Bhaumik M., Maity K. Effect of machining parameter on the surface roughness of AISI 304 in silicon carbide powder mixed EDM. *Decision Science Letters*, 2017, vol. 6 (3), pp. 261–268. DOI: 10.5267/j.dsl.2016.12.004.
67. Al-Khazraji A.N., Amin S.A., Ali S.M. The effect of SiC powder mixing electrical discharge machining on white layer thickness, heat flux and fatigue life of AISI D2 die steel. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2016, vol. 19 (3), pp. 1400–1415. DOI: 10.1016/j.jestch.2016.01.014.
68. Kazi F., Waghmare C.A., Sohani M.S. Multi-objective optimization of machining parameters in hybrid powder-mixed EDM process by response surface methodology and normalized fuzzy logic algorithm. *The International Journal on Interactive Design and Manufacturing*, 2021, vol. 15, pp. 695–706. DOI: 10.1007/s12008-021-00788-8.
69. Bhowmick S., Paul A., Biswas N., Sarkar S., Majumdar G. Synthesis and characterization of titanium and graphite powder mixed electric discharge machining on Inconel 718. *Advances in Transdisciplinary Engineering*, 2022, vol. 27, pp. 58–63. DOI: 10.3233/ATDE220722.
70. Kumar A., Mandal A., Dixit A.R., Kumar A., Kumar S., Ranjan R. Comparison in the performance of EDM and NPMEDM using Al_2O_3 nanopowder as an impurity in DI water dielectric. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 100, pp. 1327–1339. DOI: 10.1007/s00170-018-3126-z.
71. Kumar S.B., Saurav D., Mahapatra S.S. On electro-discharge machining of Inconel 718 super alloys: An experimental investigation. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, pp. 4861–4869. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.12.062.
72. Sahu D.R., Kumar V., Mandal A. Surface integrity analysis in powder mixed EDM of Nimonic 263. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 62 (1), pp. 353–359. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.03.467.
73. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Osinnikov I.V., Blokhin V.B., Muratov K.R. Elektronno-mikroskopicheskie analiz poverkhnostnogo sloya izdelii iz zharoprochnykh nikelovykh splavov posle elektroerozionnoi obrabotki [Electron-microscopic analysis of the surface layer of products made of heat-resistant nickel alloys after electrical discharge machining]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2025, no. 5, pp. 55–58. (In Russian).
74. Mandal A., Dixit A.R., Chattopadhyaya S., Paramanik A., Hloch S., Królczyk G. Improvement of surface integrity of Nimonic C 263 super alloy produced by WEDM through various post-processing techniques. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 93, pp. 433–443. DOI: 10.1007/s00170-017-9993-x.
75. Nguyen H.P., Ngo N.V., Nguyen C.T. Study on multi-objects optimization in EDM with nickel coated electrode using Taguchi-AHP-Topsis. *International Journal of Engineering*, 2022, vol. 35 (2), pp. 276–282. DOI: 10.5829/ije.2022.35.02b.02.
76. Bozdana A.T., Alkarkhi N.K. Comparative experimental investigation and gap flow simulation in electrical discharge drilling using new electrode geometry. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2017, vol. 8 (2), pp. 289–298. DOI: 10.5194/ms-8-289-2017.
77. Jiang Y., Kong L., Yu J., Hua C., Zhao W. Experimental research on preparation and machining performance of porous electrode in electrical discharge machining. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2022, vol. 36 (12), pp. 6201–6215. DOI: 10.1007/s12206-022-1134-2.

78. Mondal S., Paul G., Mondal S.C., Mondal K., Seikh Z., Sekh M. Fabrication of graphene reinforced aluminium metal matrix composites for advanced tool materials. *Journal of the Institution of Engineers (India): Series D*, 2024. DOI: 10.1007/s40033-024-00847-w.
79. Mondal S., Paul G., Mondol K., Mondal S.C. Electric discharge machining with graphene reinforced aluminium metal matrix composite (Gr Al MMC) tool for EN 31 die steel work piece. *The Journal of the Institution of Engineers (India): Series C*, 2025, vol. 106, pp. 541–551. DOI: 10.1007/s40032-025-01163-2.
80. Chen X., Ma N., Liu H., Chen Y., Nie R., Zhang Z., Zhou J., Zhou Z. Study on immersion rotary helical electrode electrochemical discharge machining of Inconel 718 alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 38, pp. 288–305. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.07.191.
81. Korgal A., Karanth P.N., Shettigar A.K., Madhavi J.B. A novel application of the micro-wire-electro-discharge-grinding (μ -WEDG) method for the generation of tantalum and brass nanoparticles. *Micro and Nano Systems Letters*, 2024, vol. 12 (1), pp. 1–19. DOI: 10.1186/s40486-024-00210-4.
82. Sharma A., Sharma N., Singh R.P., Arora R., Gill R.S., Singh G. Micro-drill on Al/SiC composite by EDD process: An RSM-MOGOA based hybrid approach. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2022, vol. 5 (4), pp. 564–575. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2022.07.002.
83. Korgal A., Shettigar A.K., Karanth N.P., Kumar N., Bindu M.J. Electro-discharge machining of microholes on 3d printed Hastelloy using the novel tool-feeding approach. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, 2025, vol. 8 (2), pp. 157–164. DOI: 10.1016/j.ijlmm.2024.10.005.
84. Goyal A. Investigation of material removal rate and surface roughness during wire electrical discharge machining (WEDM) of Inconel 625 super alloy by cryogenic treated tool electrode. *Journal of King Saud University – Science*, 2017, vol. 29 (4), pp. 528–535. DOI: 10.1016/j.jksus.2017.06.005.
85. Pandey A., Kumar R. Some studies using cryogenically treated rotary Cu-tool electrode electrical discharge machining. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (2), pp. 7635–7639. DOI: 10.1016/j.matpr.2017.11.438.
86. Torres A., Puertas I., Luis C.J. Modelling of surface finish, electrode wear and material removal rate in electrical discharge machining of hard-to-machine alloys. *Precision Engineering*, 2015, vol. 40, pp. 33–45. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2014.10.001.
87. Kumar S.V., Kumar M.P. Optimization of cryogenic cooled EDM process parameters using grey relational analysis. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2018, vol. 28, pp. 3777–3784. DOI: 10.1007/s12206-014-0840-9.
88. Tharian B.K., Dhanish P.B., Manu R. Enhancement of material removal rate in electric discharge machining of Inconel 718 using cryo-treated graphite electrodes. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 47, pp. 5172–5176. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.05.506.
89. Datta R.S., Biswal B.B. Experimental studies on electro-discharge machining of Inconel 825 super alloy using cryogenically treated tool/workpiece. *Measurement*, 2019, vol. 145, pp. 611–630. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.06.006.
90. Singh N., Routara B.C., Nayak R.K. Study of machining characteristics of Inconel 601 with cryogenic cooled electrode in EDM using RSM. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (11), pp. 24277–24286. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.10.223.

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



ANFIS-моделирование токарной обработки гибридных нанокompозитов на основе алюминиевого сплава Al7075 при охлаждении сжатым воздухом

Сатиш Чинчаникар^{1, а, *}, Сухас Патил^{2, б}, Пареш Кулкарни^{3, в}

¹ Кафедра машиностроения, Технологический институт Вишвакарма, филиал Университета Савитрибай Пхуле Пуны, Пуна – 411037, Махараштра, Индия

² Кафедра машиностроения, Институт информационных технологий Вишвакарма, филиал Университета Савитрибай Пхуле Пуны, Пуна – 411048, Махараштра, Индия

³ Кафедра машиностроения, Международный университет имени Д.И. Патила, Акурди, Пуна, Махараштра, 411044, Индия

^а <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>, satish.chinchaniakar@vit.edu; ^б <https://orcid.org/0000-0002-2965-1531>, suhas.221p0007@vit.ac.in;

^в <https://orcid.org/0000-0002-2761-8754>, paresh2410@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.941.025:004.891.3:669.715:621.56

История статьи:

Поступила: 13 августа 2025

Рецензирование: 02 сентября 2025

Принята к печати: 09 сентября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Токарная обработка

Нанокompозит Al7075

Охлаждение сжатым воздухом

ANFIS

Производительность обработки

АННОТАЦИЯ

Введение. Гибридные металломатричные композиты (HMMC) находят все более широкое применение в авиационной и автомобильной промышленности благодаря их низкой плотности, высокой жесткости и исключительной удельной прочности. В частности, алюминиевые HMMC, особенно на основе сплава Al7075, получают все большее признание. Непрерывные исследования и разработки в данной области направлены на поиск способов повышения долговечности и производительности этих передовых материалов. **Цель работы.** Обрабатываемость сплава Al7075 является серьезной проблемой из-за его абразивной армирующей фазы, которая вызывает быстрое изнашивание инструмента, увеличение сил резания и ухудшение качества обработанной поверхности. Кроме того, ориентация промышленности на экологически чистое производство привела к переходу от традиционной обработки с применением СОЖ к устойчивым альтернативам. Исходя из этого, исследователи оптимизируют производительность обработки, используя передовые технологические достижения и методы. Однако имеется ограниченное количество работ, посвященных моделированию производительности обработки нанокompозитов на основе алюминиевого сплава Al7075 при токарной обработке в условиях охлаждения сжатым воздухом. **Методы исследования.** Разработка комплексной модели позволит производителям лучше понимать, как повысить эффективность процессов токарной обработки нанокompозитов на основе сплава Al7075. С этой целью в данной работе проводится моделирование производительности обработки гибридных нанокompозитов на основе алюминиевого сплава Al7075 при точении в условиях охлаждения сжатым воздухом с использованием адаптивной сети на основе системы нечеткого вывода (ANFIS) для прогнозирования износа инструмента (TW), шероховатости поверхности (Ra) и силы резания (F_c) в зависимости от параметров процесса. **Результаты и обсуждение.** Разработана ANFIS-модель для прогнозирования производительности обработки с учетом влияния параметров процесса, таких как скорость резания, подача и глубина резания, для различных нанокompозитов на основе алюминиевого сплава Al7075, которые были изготовлены методом механического замешивания частиц в расплав с использованием наночастиц карбида кремния (30...50 нм) и графена (5...10 нм) в качестве армирующих элементов. Армирующие материалы влияют на механические и физические свойства композитов. Для инженерных приложений SiC и графен являются предпочтительными армирующими элементами, обладающими отличительными характеристиками. ANFIS-модели были разработаны для прогнозирования Ra , F_c и TW на основе экспериментальных результатов. Метод Сугено был выбран для представления нечетких правил и функций принадлежности, поскольку он использует взвешенные средние значения в процессе дефазификации и обеспечивает лучшую эффективность обработки. Инструментарий MATLAB ANFIS применялся для разработки и настройки нечетких систем вывода. Разработанная ANFIS-модель эффективно прогнозирует характеристики обработки, предлагая практический подход к оптимизации параметров процесса с высокой надежностью. Исследование продемонстрировало хорошее соответствие между экспериментальными результатами и прогнозируемыми ANFIS-результатами, при этом средняя ошибка прогнозирования составила менее 8 %. В частности, ANFIS-модель дала ошибки в 5,1 % для Ra , 13,45 % для F_c и 7,92 % для TW . Модель продемонстрировала отличное соответствие экспериментальным данным, демонстрируя высокую точность прогнозирования и возможность обобщения. Для лучшего понимания влияния параметров процесса на F_c , Ra и TW для различных нанокompозитов построены 3D-графики. Полученные результаты подтверждают эффективность охлаждения сжатым воздухом для улучшения обрабатываемости при минимизации воздействия на окружающую среду. Кроме того, разработанная ANFIS-модель служит надежным инструментом для оптимизации параметров токарной обработки композитов на основе алюминиевого сплава Al7075, поддерживая развитие стратегий экологически чистого производства.

Для цитирования: Чинчаникар С., Патил С., Кулкарни П. ANFIS-моделирование токарной обработки гибридных нанокompозитов на основе алюминиевого сплава Al7075 при охлаждении сжатым воздухом // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 48–61. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-48-61.

*Адрес для переписки

Чинчаникар Сатиш, д.т.н., профессор

Кафедра машиностроения,

Институт информационных технологий Вишвакарма,

филиал Университета Савитрибай Пхуле Пуны,

Пуна – 411048, Махараштра, Индия

Тел.: +91-2026950401, e-mail: satish.chinchaniakar@vit.ac.in

Введение

Гибридные металлматричные композиты (НММС) находят все более широкое применение в авиастроении и автомобильной промышленности благодаря уникальному сочетанию свойств, включающему в себя низкую плотность, повышенную жесткость, высокую удельную прочность и низкий коэффициент теплового расширения. Возрастающая потребность в передовых конструкционных материалах для авиационной, автомобильной и оборонной отраслей стимулирует активное внедрение алюминиевых металлматричных композитов (ММС), особенно на основе сплава Al7075, характеризующегося высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью [1].

Несмотря на преимущества, обрабатываемость сплава Al7075 остается серьезной проблемой, обусловленной наличием абразивных упрочняющих фаз, которые вызывают интенсивный износ режущего инструмента, увеличение сил резания и ухудшение качества обработанной поверхности. В контексте растущего внимания к экологически безопасному производству традиционные методы обработки с обильным применением смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ) все чаще заменяются устойчивыми альтернативными технологиями. Одним из перспективных решений является охлаждение сжатым воздухом, которое не только снижает негативное воздействие на окружающую среду, но и способствует эффективному удалению стружки и интенсификации локального охлаждения в зоне резания.

Ввиду нелинейного и многофакторного характера процесса точения в условиях охлаждения сжатым воздухом широкое распространение получили методы интеллектуального моделирования. Традиционное жидкостное охлаждение подразумевает использование СОЖ на основе минеральных масел, что сопряжено с экологическими рисками, негативным воздействием на здоровье персонала и высокими затратами на утилизацию. Альтернативные подходы, включающие в себя минимальное количество смазки (MQL), применение наножидкостей и сжатого воздуха, а также криогенное охлаждение, приобретают все большую актуальность в машиностроении, поскольку позволяют одновремен-

но решать задачи экологической безопасности и улучшения обрабатываемости, снижения износа инструмента, уменьшения сил резания и повышения качества поверхности [2, 3].

Исследования показывают, что применение MQL с охлажденной жидкостью (до $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$) при точении сплава Al7075 позволяет существенно улучшить качество поверхности и снизить силы резания по сравнению с другими условиями обработки [4]. Установлено, что радиус вершины режущего инструмента оказывает существенное влияние на шероховатость обработанной поверхности. В последние годы при разработке технологических процессов широко использовались эмпирические данные, полученные в предшествующих исследованиях. Внедрение современных методов обработки и научно обоснованных подходов, таких как методы искусственного интеллекта (AI), позволяет значительно расширить технологические возможности. Для достижения оптимальных результатов обработки необходимы точные методы моделирования. В частности, методы мягких вычислений, основанные на нечетких правилах и обладающие способностью к самообучению и адаптации, находят широкое применение в задачах моделирования [5].

Анализ научной литературы показывает, что искусственная нейронечеткая система вывода (ANFIS) демонстрирует превосходные результаты по сравнению с другими вычислительными методами при оценке характеристик обработки [6, 7]. Ряд исследований указывает на то, что генетическое программирование (GEP) в определенных задачах превосходит искусственные нейронные сети (ANN), в то время как в других случаях ANFIS дает более точные прогнозы. Установлено также, что ANN и ANFIS могут обеспечивать более высокую точность, чем методы планирования эксперимента (RSM) [8–12]. Оптимизация технологических параметров является ключевым фактором повышения качества поверхности и совершенствования процессов обработки [13]. Генетические алгоритмы (GA) применялись для оптимизации параметров фрезерования сплава Al7075-T6, при этом была подтверждена адекватность математических моделей для прогнозирования силы резания [14]. В ряде работ искусственные нейронные сети (ANN) использовались для прогнозирования трибологических свойств композитов Al7075-

Al_2O_3 , при этом наблюдалось хорошее соответствие между расчетными и экспериментальными данными [15].

Исследования применения наножидкостей при минимальной подаче смазки (NFMQL) для повышения эффективности обработки резанием представлены в работах [16, 17]. В большинстве исследований для моделирования производительности обработки использовалась ANFIS, что обусловлено ее эффективностью в аппроксимации сложных нелинейных зависимостей между параметрами процесса [18–21]. Тем не менее работ, посвященных изучению влияния концентрации наночастиц в матрице Al7075 на характеристики обработки, крайне мало. В частности, отсутствует информация об ANFIS-моделировании течения гибридных нанокомпози́тов на основе сплава Al7075 с применением охлаждения сжатым воздухом. В связи с этим в настоящей работе предпринята попытка ANFIS-моделирования процесса обработки гибридных нанокомпози́тов Al7075 с целью установления взаимосвязи между концентрацией нанодисперсных частиц в матрице Al7075 и производительностью обработки в зависимости от режимов резания.

Для достижения поставленной цели было изготовлено девять различных нанокомпози́тов на основе сплава Al7075 с варьируемым содержанием карбида кремния (SiC) и графена. Для каждого композиционного материала проведено девять экспериментов по точению в условиях охлаждения сжатым воздухом. На основе полученных данных разработана ANFIS-модель для прогнозирования силы резания, износа по задней поверхности инструмента и шероховатости обработанной поверхности с учетом режимов резания и состава нанокомпози́та. Проведена серия дополнительных экспериментов для верификации результатов моделирования ANFIS.

Методы

В данном разделе представлена структура эксперимента по построению ANFIS-моделей, предназначенных для прогнозирования шероховатости поверхности (Ra), силы резания (F_c) и износа инструмента (TW) при точении композиционного материала на основе сплава Al7075. Подробно описаны схема экспериментальной

установки и условия проведения токарной обработки, а также методология разработки ANFIS-моделей.

В качестве материала для экспериментов использовали образцы из сплава Al7075 в форме цилиндрических прутков (300×30 мм), которые подвергались точению с применением твердосплавного режущего инструмента CNMG120408MS, закрепленного в державке PCBNR2525M12 (ISO). Все эксперименты проводились на прецизионном токарном станке с ЧПУ, что обеспечивало стабильность геометрии и положения инструмента в процессе обработки. Схема экспериментальной установки представлена на рис. 1. Химический состав сплава Al7075 приведен на рис. 2. Описание характеристик различных композиционных материалов, полученных методом механического перемешивания компонентов в расплаве, представлено в табл. 1.

Выбор диапазонов варьирования входных параметров (режимов резания) основывался на результатах анализа данных из научной литературы, предварительных экспериментов, технических характеристиках используемого оборудования и рекомендациях производителя режущего инструмента. Оптимизированные диапазоны параметров обеспечивали повышение производительности обработки и увеличение стойкости инструмента. Общее количество экспериментов составило 81, при этом исследовались девять различных композиционных материалов (рис. 3).

Варьировались следующие параметры: скорость резания V в диапазоне 100...200 м/мин, подача $f = 0,1...0,3$ мм/об и глубина резания $d = 0,2...0,8$ мм. Для каждого режима течения определяли значения Ra , F_c и TW . Силу резания F_c измеряли с помощью предварительно откалиброванного динамометра. Износ задней поверхности инструмента TW оценивали после каждого прохода с использованием цифрового микроскопа Dino-Lite. Шероховатость поверхности Ra измеряли с помощью профилометра. Контроль износа инструмента осуществлялся в соответствии с требованиями стандарта ISO 3685-1977(E). Критериями предельного состояния инструмента являлись достижение величины износа по задней поверхности 0,2 мм или внезапный скол режущей кромки.

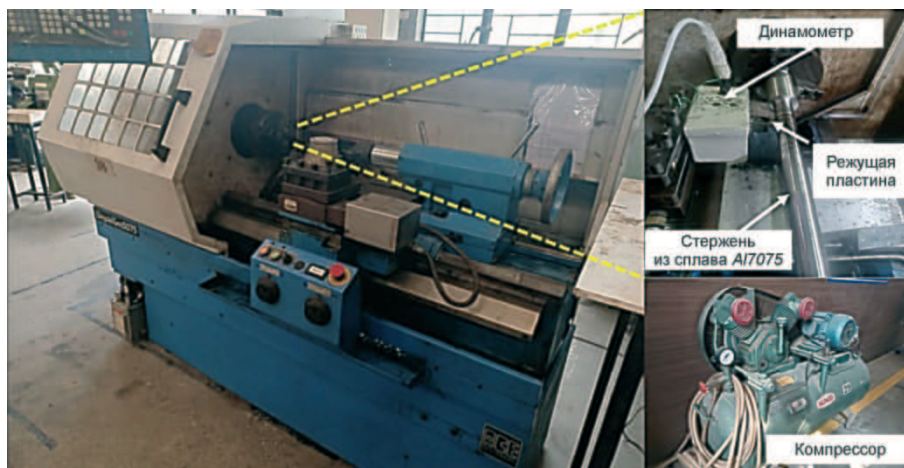


Рис. 1. Внешний вид токарной установки

Fig. 1. Appearance and components of the lathe setup

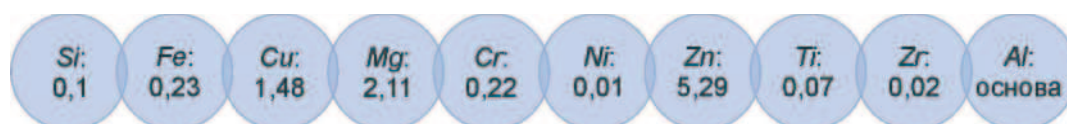


Рис. 2. Химический состав сплава Al7075

Fig. 2. Elemental composition of Al7075 alloy

Таблица 1

Table 1

Нанокompозиты на основе алюминиевого сплава Al7075 с различным армированием

Al7075 aluminum alloy nanocomposites with different types of reinforcement

Образец / Specimen	Типы армирования / types of reinforcement
S1	Неупрочненный сплав Al7075 / Unreinforced Al7075
S2	Al7075 + 0,5 % SiC + 0,1 % графен / Al7075 + 0.5 % SiC + 0.1 % graphene
S3	Al7075 + 0,5 % SiC + 0,2 % графен / Al7075 + 0.5 % SiC + 0.2 % graphene
S4	Al7075 + 0,5 % SiC + 0,3 % графен / Al7075 + 0.5 % SiC + 0.3 % graphene
S5	Al7075 + 0,5 % графен + 1 % SiC / Al7075 + 0.5 % graphene + 1 % SiC
S6	Al7075 + 0.5 % графен + 2 % SiC / Al7075 + 0.5 % graphene + 2 % SiC
S7	Al7075 + 0,5 % графен + 3 % SiC / Al7075 + 0.5 % graphene + 3 % SiC
S8	Al7075 + 1 % графен + 2 % SiC / Al7075 + 1 % graphene + 2 % SiC
S9	Al7075 + 1 % графен + 4 % SiC / Al7075 + 1 % graphene + 4 % SiC



Рис. 3. Девять образцов различных композиционных материалов

Fig. 3. Nine samples of various composite materials

Искусственная нейронечеткая система вывода (ANFIS)

Искусственная нейронечеткая система вывода (ANFIS) представляет собой эффективный инструмент для моделирования сложных систем, характеризующихся неопределенностью и нечеткостью исходной информации. ANFIS сочетает в себе логический аппарат нечеткого вывода и способность нейронных сетей к обучению, что позволяет создавать прозрачные и интерпретируемые модели. В основе ANFIS лежит адаптивная сеть, осуществляющая отображение входных переменных в выходные посредством применения механизмов нечеткого вывода и алгоритмов нейросетевого обучения. Типовая архитектура ANFIS включает в себя пять последовательных слоев, состоящих из взаимосвязанных узлов (рис. 4) [8]. Передача входных данных осуществляется последовательно через все слои сети, при этом каждый слой выполняет определенную функцию в рамках общего механизма нечеткого вывода.

Функцией первого слоя, или слоя фаззификации, является преобразование четких значений входных переменных в нечеткие значения (степени принадлежности) посредством применения функций принадлежности. Второй слой, называемый продукционным, осуществляет расчет степени активации каждого правила путем умножения соответствующих значений функций принадлежности. Назначением нор-

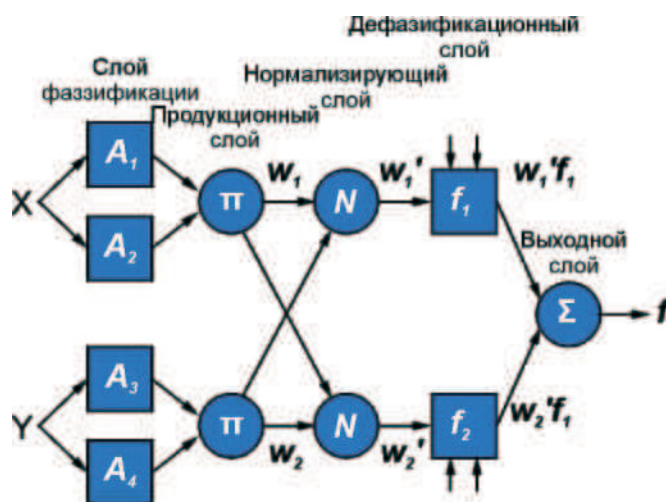


Рис. 4. Общая структура ANFIS

Fig. 4. General structure of ANFIS

мализирующего слоя является преобразование степеней активации правил в относительные значения посредством деления каждого значения на их сумму, что обеспечивает нормировку вкладов правил. Четвертый слой, или слой дефаззификации, выполняет преобразование нормализованных значений степеней активации в выходные переменные для каждого правила посредством применения линейных функций. Заключительный, выходной слой осуществляет агрегирование результатов, полученных на основе отдельных правил, для формирования единого четкого значения выходной переменной, представляющего собой окончательное решение системы.

Результаты и их обсуждение

В настоящем разделе представлено ANFIS-моделирование процесса точения нанокompозитов на основе сплава Al7075 в условиях охлаждения сжатым воздухом. Рассмотрено влияние режимов резания и состава композиционных материалов на основе Al7075 на характеристики процесса. Исходя из полученных экспериментальных данных построены ANFIS-модели для прогнозирования шероховатости поверхности Ra , силы резания F_c и износа инструмента TW . Адекватность представления процесса принятия решений системой ANFIS обеспечивается применением нечетких правил и функций принадлежности, при этом повышение точности моделирования достигается за счет использования экспериментальных данных.

Метод Сугено упрощает реализацию ANFIS-моделей и повышает эффективность вычислений, поскольку в процессе дефаззификации используются взвешенные средние значения. Важным преимуществом метода Сугено является возможность представления нелинейных систем в виде совокупности линейных уравнений. Пакет MATLAB предоставляет широкие возможности для реализации ANFIS-моделей. Инструментарий MATLAB ANFIS обеспечивает удобный интерфейс для разработки и настройки систем нечеткого вывода, который может быть использован исследователями и специалистами, работающими в области нечеткой логики и искусственного интеллекта.

На рис. 5 представлена блок-схема алгоритма построения ANFIS-модели в MATLAB. Модели для каждого отклика исследуются независимо, поскольку ANFIS оперирует только с одним выходным значением одновременно. Для прогнозирования Ra , F_c и TW были разработаны три отдельные ANFIS-модели, в которых в качестве входных переменных использовались скорость резания V , подача f и глубина резания d . Начальным этапом построения ANFIS-модели является

определение входных и выходных переменных, диапазонов их варьирования и подготовка соответствующих экспериментальных данных для обучения и тестирования модели.

Генерация FIS осуществлялась с использованием метода разбиения сетки, реализованного в инструментарии ANFIS MATLAB. Применение данного метода позволяет упростить базу правил и улучшить интерпретируемость FIS-модели. На следующем этапе формировались треугольные функции принадлежности. В настоящей работе в качестве выходных функций принадлежности использовались константы. Для точной настройки параметров FIS, включая функции принадлежности и веса правил, применялся алгоритм гибридной оптимизации, при этом общее количество эпох обучения составляло 10. Гиперпараметры, выбранные для создания ANFIS-моделей для прогнозирования Ra , F_c и TW , представлены на рис. 6.

Обучение FIS завершалось после достижения целевого количества эпох и определения минимального значения среднеквадратичной ошибки ($RMSE$) разработанной модели. Значения $RMSE$ для ANFIS-моделей, предназначенных для прогнозирования Ra , F_c и TW , при использовании

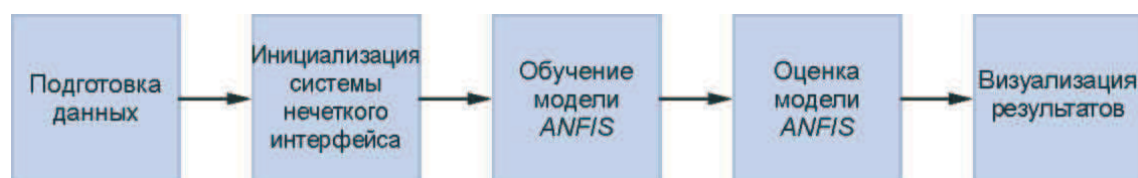


Рис. 5. Этапы ANFIS-моделирования

Fig. 5. Stages of ANFIS modeling



Рис. 6. Параметры ANFIS-модели

Fig. 6. ANFIS model parameters

треугольных функций принадлежности (MF) составили 1,56637, 1,56637 и 3,31021 соответственно. В данном исследовании база состояла из 81 нечеткого правила. Структура разработанных ANFIS-моделей для прогнозирования Ra , F_c и TW представлена на рис. 7.

После завершения процесса обучения проводилось тестирование разработанных моделей. Оценивались ошибки, полученные при обработке данных обучения и тестирования. Для установления связи между данными и результатами прогнозирования использовались треугольные функции принадлежности (рис. 8). Установлено, что ошибки обучения и тестирования составили 0,057101 и 0,085732 для шероховатости поверхности, 1,55 и 0,818 для силы резания и 3,31021 и 4,15 для износа инструмента соответственно.

Для визуализации влияния режимов резания на характеристики процесса были построены поверхностные графики зависимостей Ra , F_c и TW от двух параметров при фиксированном значении третьего параметра ($V_c = 150$ м/мин, $f = 0,2$ мм/об и $d = 0,5$ мм). Полученные графические зависимости (рис. 9–11) облегчают анализ и интерпретацию результатов моделирования.

Анализ графиков, представленных на рис. 9–11, показывает, что для достижения минимальной

шероховатости поверхности Ra рекомендуется использовать более высокую скорость резания V в сочетании с умеренными или низкими значениями подачи f и глубины резания d . Снижение силы резания F_c достигается при высокой скорости резания V и низких значениях подачи f и глубины резания d . Аналогично для минимизации износа инструмента TW рекомендуется использовать повышенные значения скорости резания V при умеренных значениях подачи f и глубины резания d .

С целью верификации адекватности разработанных ANFIS-моделей были проведены дополнительные эксперименты по точению на режимах резания, не задействованных при обучении моделей. В табл. 2 представлено сопоставление экспериментально измеренных значений выходных параметров с результатами прогнозирования, полученными с использованием ANFIS. Проведение данного эксперимента позволило выполнить комплексную оценку прогностической способности разработанных моделей в расширенном диапазоне входных переменных. Для минимизации влияния случайных факторов в табл. 2 представлены усредненные значения Ra , F_c и TW , полученные по результатам трех параллельных испытаний инструмента.

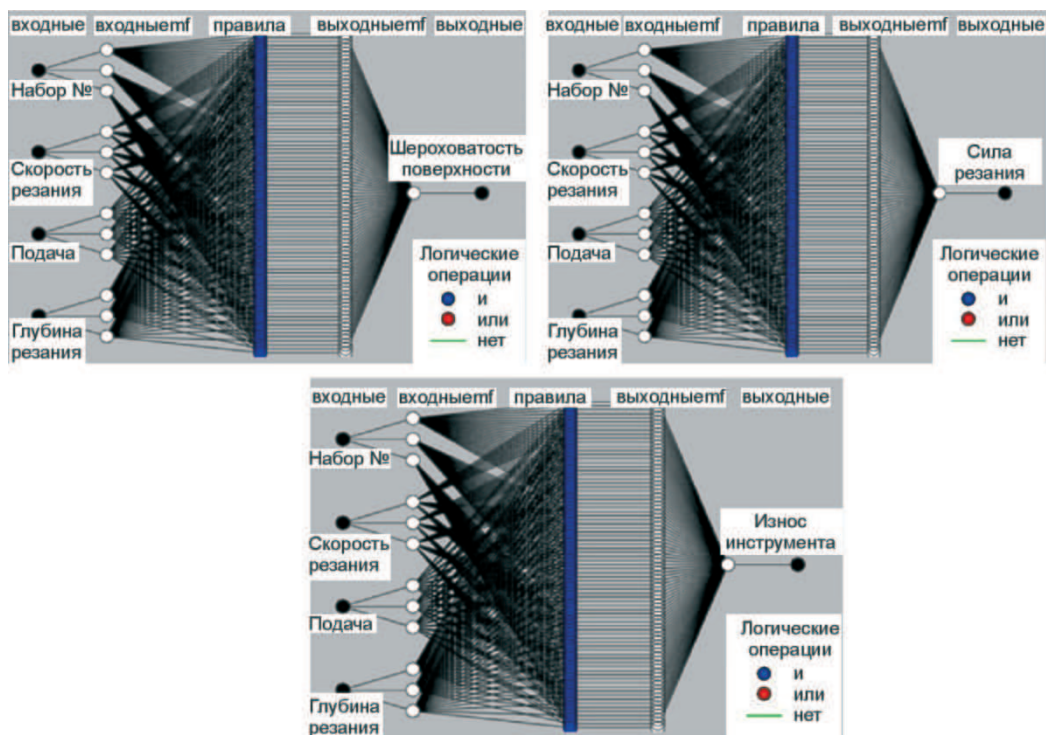


Рис. 7. Разработанная структура ANFIS-модели

Fig. 7. Developed ANFIS model structure

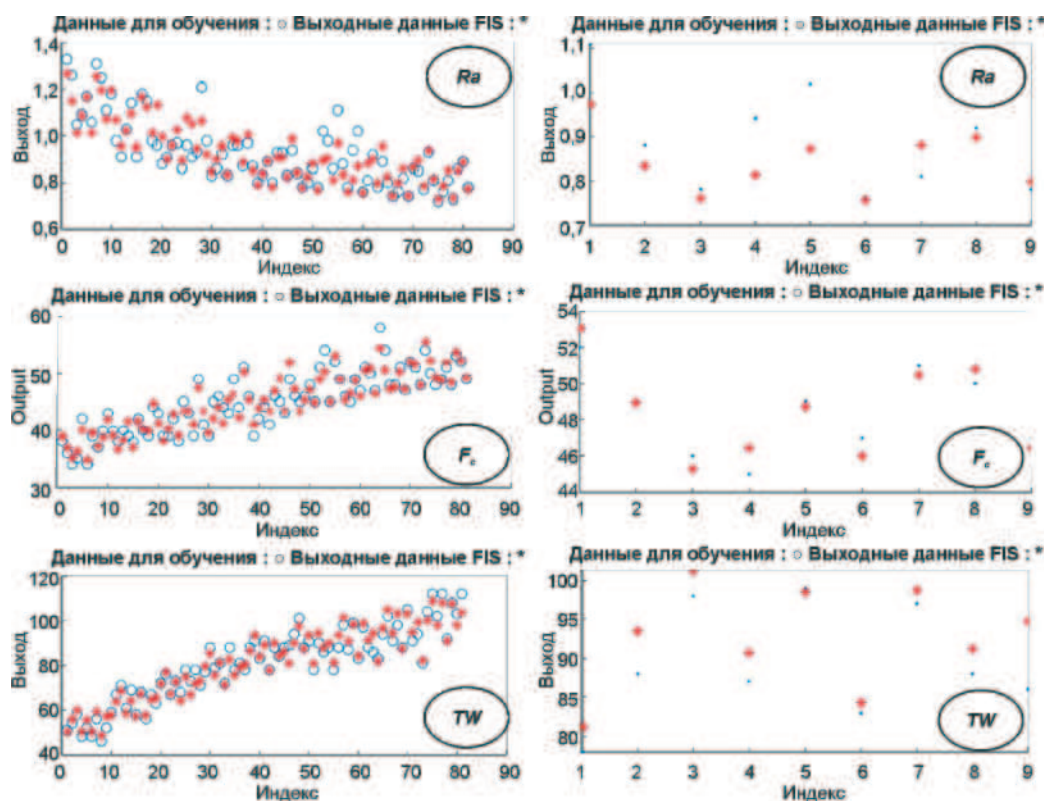


Рис. 8. Картирование тестовых и обучающих данных с использованием выходных данных FIS

Рис. 8. Mapping test and training data using FIS output

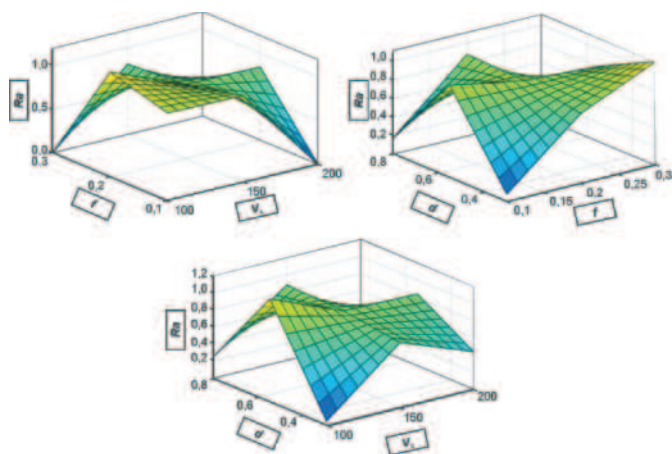


Рис. 9. Зависимость Ra от параметров процесса
Fig. 9. Dependence of Ra on process parameters

Результаты анализа свидетельствуют о высокой прогностической точности ANFIS-моделей, которые характеризуются средней погрешностью, не превышающей 8 % для всех исследованных параметров (Ra , F_c и TW), что подтверждается хорошим соответствием расчетных и экспериментальных данных. В частности, погрешность прогнозирования износа

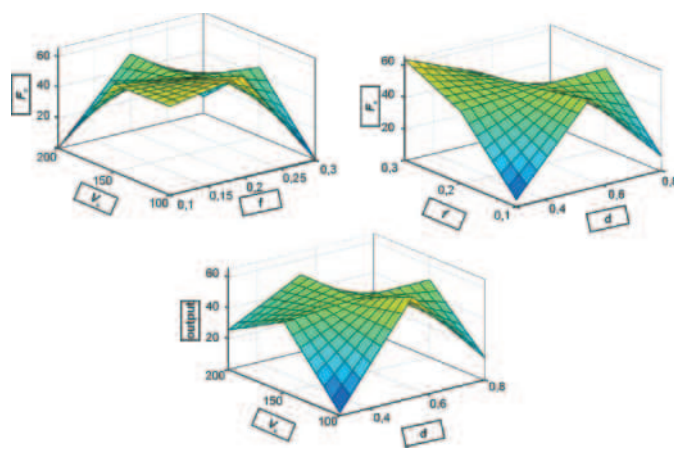


Рис. 10. Зависимость F_c от параметров процесса
Fig. 10. Dependence of F_c on process parameters

инструмента составила 7,92 %, силы резания – 13,45 %, а шероховатости поверхности – 5,1 %. Полученные результаты подтверждают перспективность использования ANFIS в качестве эффективного и надежного инструмента для прогнозирования характеристик процесса точения металломатричных композитов на основе сплава Al7075.

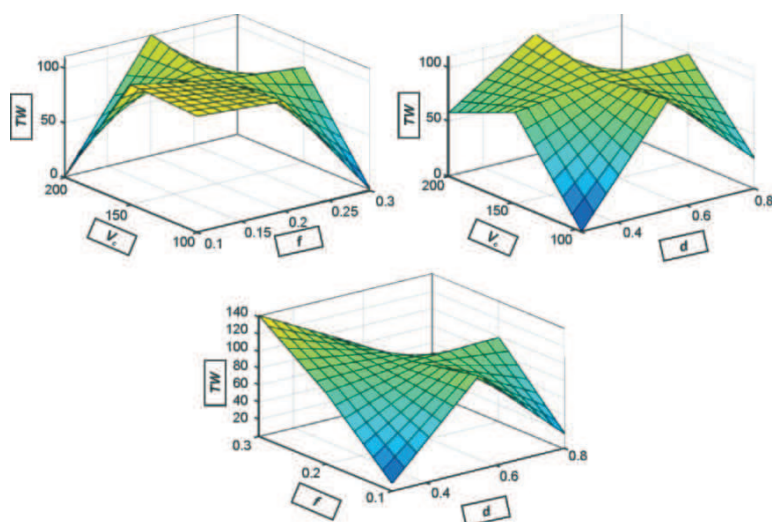


Рис. 11. Зависимость TW от параметров процесса

Fig. 11. Dependence of TW on process parameters

Таблица 2

Table 2

Эксперименты для проверки достоверности (модели)

Validation experiments

V (m/min), f (mm/rev), d (mm)	Ra (μm)		Fc (N)		TW (μm)	
	Expt.	ANFIS	Expt.	ANFIS	Expt.	ANFIS
110; 0,12; 0,4	0,854	0,843	51,39	55,7	83,47	87,5
130; 0,17; 0,45	0,875	0,835	55,92	63,1	86,19	91,7
165; 0,23; 0,65	0,836	0,841	58,38	49,7	94,88	103,7
180; 0,27; 0,75	0,812	0,896	48,33	57,7	112,32	122,7
200; 0,15; 0,35	0,701	0,759	39,89	44,6	94,95	104,3

Закключение

В настоящей работе представлено моделирование процесса точения нанокompозитов на основе сплава Al7075 в условиях охлаждения сжатым воздухом с применением ANFIS. На основании проведенных исследований сформулированы следующие выводы.

1. Результаты работы подтверждают, что применение охлаждения сжатым воздухом является эффективной и экологически безопасной альтернативой традиционным методам жидкостного охлаждения, при этом обеспечивается повышение производительности точения нанокompозитов на основе сплава Al7075.

2. Разработанная ANFIS-модель обеспечивает эффективное прогнозирование характеристик процесса, что открывает возможности для оптимизации режимов резания с высокой степенью надежности.

3. Установлено хорошее соответствие между экспериментальными данными и результатами

моделирования с использованием ANFIS, при этом средняя ошибка прогнозирования не превышала 9 %. В частности, погрешность прогнозирования шероховатости поверхности составила 5,1 %, силы резания – 13,45 %, а износа инструмента – 7,92 %. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования ANFIS в качестве эффективного инструмента для прогнозирования характеристик процесса точения металлomатричных композитов на основе сплава Al7075.

4. Предложенный подход, сочетающий устойчивое охлаждение и интеллектуальное предиктивное моделирование, представляет собой важный шаг на пути к внедрению экологически безопасных технологий обработки металлomатричных композитов.

5. Результаты проведенных исследований демонстрируют значительное влияние процентного содержания армирующего элемента, дисперсности частиц и качества их распределения

в матрице на механические свойства гибридных нанокompозитов на основе сплава Al7075, что представляет ценность для разработки перспективных промышленных технологий.

Список литературы

1. Boron nitride nanotubes induced strengthening in aluminium 7075 composite via cryomilling and spark plasma sintering / S.M.A.K. Mohammed, A. Nisar, D. John, A.K. Sukumaran, Y. Fu, T. Paul, A.F. Hernandez, S. Seal, A. Agarwal // *Advanced Composites and Hybrid Materials*. – 2025. – Vol. 8 (1). – Art. 155. – DOI: 10.1007/s42114-024-01173-1.
2. Devitte C., Souza A.J., Amorim H.J. Impact of cooled compressed air and high-speed cutting on the drilling of hybrid composite-metal stacks // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 125 (11). – P. 5445–5461. – DOI: 10.1007/s00170-023-11083-z.
3. Kulkarni P., Chinchani S. Machinability of Inconel 718 using unitary and hybrid nanofluids under minimum quantity lubrication // *Advances in Materials and Processing Technologies*. – 2025. – Vol. 11 (1). – P. 421–449. – DOI: 10.1080/2374068X.2024.2307103.
4. Bagheri A., Abedini V., Hajialimohamadi A. Impact of machining parameters on surface roughness and machining forces in Al7075 turning with minimum quantity lubrication and cold fluid // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*. – 2025. – DOI: 10.1177/09544089241308052.
5. Kulkarni P., Chinchani S. Modelling turning performance of Inconel 718 with hybrid nanofluid under MQL using ANN and ANFIS // *Fracture and Structural Integrity*. – 2024. – Vol. 18 (70). – P. 71–90. – DOI: 10.3221/IGF-ESIS.70.04.
6. Prabhu S., Vinayagam B.K. Adaptive neuro fuzzy inference system modelling of multi-objective optimisation of electrical discharge machining process using single-wall carbon nanotubes // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. – 2015. – Vol. 13 (2). – P. 97–117. – DOI: 10.7158/M13-074.2015.13.2.
7. Sharma D., Bhowmick A., Goyal A. Enhancing EDM performance characteristics of Inconel 625 superalloy using response surface methodology and ANFIS integrated approach // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2022. – Vol. 37. – P. 155–173. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2022.01.005.
8. Hewidy M., Salem O. Integrating experimental modelling techniques with the Pareto search algorithm for multiobjective optimization in the WEDM of Inconel 718 // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2023. – Vol. 129 (1–2). – P. 299–319. – DOI: 10.1007/s00170-023-12200-8.
9. GEP-and ANN-based tool wear monitoring: a virtually sensing predictive platform for MQL-assisted milling of Inconel 690 / B. Sen, M. Mia, U.K. Mandal, S.P. Mondal // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 105. – P. 395–410. – DOI: 10.1007/s00170-019-04187-y.
10. Kumar A., Pradhan M.K. An ANFIS modelling and genetic algorithm-based optimization of through-hole electrical discharge drilling of Inconel-825 alloy // *Journal of Materials Research*. – 2023. – Vol. 38 (2). – P. 312–327. – DOI: 10.1557/s43578-022-00728-6.
11. Premnath A.A., Alwarsamy T., Sugapriya K. A comparative analysis of tool wear prediction using response surface methodology and artificial neural networks // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. – 2014. – Vol. 12 (1). – P. 38–48. – DOI: 10.7158/M12-075.2014.12.1.
12. Babu K.N., Karthikeyan R., Punitha A. An integrated ANN-PSO approach to optimize the material removal rate and surface roughness of wire cut EDM on INCONEL 750 // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 19. – P. 501–505. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.643.
13. Optimising subsurface integrity and surface quality in mild steel turning: A multi-objective approach to tool wear and machining parameters / M. Imran, S. Shuangfu, B. Yuzhu, W. Yuming, N. Raheel // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2025. – Vol. 35. – P. 3440–3462. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.01.246.
14. Optimization of cutting parameters for cutting force in shoulder milling of Al7075-T6 using response surface methodology and genetic algorithm / M. Subramanian, M. Sakthivel, K. Sooryaprakash, R. Sudhakaran // *Procedia Engineering*. – 2013. – Vol. 64. – P. 690–700. – DOI: 10.1016/j.proeng.2013.09.144.
15. A study on the Al₂O₃ reinforced Al7075 metal matrix composites wear behavior using artificial neural networks / R. Pramod, G.V. Kumar, P.S. Gouda, A.T. Mathew // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5 (5). – P. 11376–11385. – DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.105.
16. Kulkarni P., Chinchani S. Cutting force modeling during turning Inconel 718 using unitary Al₂O₃ and hybrid MWCNT + Al₂O₃ nanofluids under minimum quantity lubrication // *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)*. – 2025. – Vol. 19 (7). – P. 5185–5202. – DOI: 10.1007/s12008-024-02120-6.
17. Chinchani S., Kulkarni P. Machining effects and multi-objective optimization in Inconel 718 turning with unitary and hybrid nanofluids under MQL // *Fracture and Structural Integrity*. – 2024. – Vol. 18 (68). – P. 222–241. – DOI: 10.3221/IGF-ESIS.68.15.
18. Zare Chavoshi S. Tool flank wear prediction in CNC turning of 7075 AL alloy SiC composite //

Production Engineering. – 2011. – Vol. 5 (1). – P. 37–47. – DOI: 10.1007/s11740-010-0282-x.

19. Surface roughness accuracy prediction in turning of Al7075 by adaptive neuro-fuzzy inference system / B. Veluchamy, N. Karthikeyan, B.R. Krishnan, C.M. Sundaram // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 37. – P. 1356–1358. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.06.560.

20. The prediction of surface roughness and tool vibration by using metaheuristic-based ANFIS during dry turning of Al alloy (AA6013) / M.A. Guvenc, H.H. Bilgic,

M. Cakir, S. Mistikoglu // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2022. – Vol. 44 (10). – P. 474. – DOI: 10.1007/s40430-022-03798-z.

21. Experimental investigation of turning Al 7075 using Al₂O₃ nano-cutting fluid: ANOVA and TOPSIS approach / H. Ramakrishnan, R. Balasundaram, P. Selvaganapathy, M. Santhakumari, P. Sivasankaran, P. Vignesh // SN Applied Sciences. – 2019. – Vol. 1 (12). – P. 1639. – DOI: 10.1007/s42452-019-1664-0.

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



ANFIS modeling of turning Al7075 hybrid nanocomposites under compressed air cooling

Satish Chinchani^{1, a, *}, Suhas Patil^{2, b}, Paresh Kulkarni^{3, c}

¹ Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Technology, Affiliated to Savitribai Phule Pune University, Pune- 411037, India

² Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Information Technology, Affiliated to Savitribai Phule Pune University, Pune-- 411048, India

³ Department of Mechanical Engineering, D.Y. Patil International University, Akurdi, Pune, Maharashtra, 411044, India

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4175-3098>,  satish.chinchani@vit.edu; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-2965-1531>,  suhas.221p0007@viit.ac.in;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-2761-8754>,  paresh2410@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 August 2025

Revised: 02 September 2025

Accepted: 09 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Turning

Al7075 nanocomposite

Compressed air cooling

ANFIS

Machining performance

ABSTRACT

Introduction. Hybrid metal matrix composites (HMMCs) are increasingly used in the aviation and automotive industries due to their low density, high stiffness, and exceptional specific strength. Among aluminum MMCs, Al7075-based composites are gaining wider acceptance. Continuous research and development in this field focuses on improving the durability and performance of these advanced materials. **Purpose of the work.** Machinability of Al7075 is a significant challenge because the abrasive reinforcement phase causes rapid tool deterioration, increased machining forces, and a poor surface finish. Moreover, the industrial focus on green manufacturing has led to a shift from traditional coolant-based machining to sustainable alternatives. In this context, researchers have optimized machining performance using advanced technological advancements and techniques. However, limited work is reported on modeling the machining performance of Al7075 nanocomposites during turning under compressed air cooling. **Methods of investigation.** Manufacturers can gain a better understanding of increasing the effectiveness of turning processes for Al7075 nanocomposites by creating a comprehensive model. Therefore, this work models the machining performance of hybrid Al7075 nanocomposites during turning under compressed air-cooling conditions with an artificial neuro-fuzzy inference system (ANFIS) to predict tool wear (TW), surface roughness (Ra), and cutting force (Fc) as a function of process parameters. **Results and discussion.** In this work, an ANFIS model was developed to predict the machining performance considering the effect of process parameters such as cutting speed, feed rate, and depth of cut for different Al7075-based nanocomposites. These nanocomposites were prepared using silicon carbide (30–50 nm) and graphene (5–10 nm) nanoparticles as reinforcements by the stir casting process. Reinforcement materials affect the mechanical and physical properties of composites. For engineering applications, SiC and graphene are preferred reinforcements with distinctive features. ANFIS models were developed to predict Ra, Fc, and TW based on the experimental results. The Sugino method was used to represent fuzzy rules and membership functions, as it utilizes weighted averages in the defuzzification process and offers better processing efficiency. The MATLAB ANFIS toolbox was used to design and tune fuzzy inference systems. The developed ANFIS model predicts machining responses effectively and offers a practical approach for optimizing process parameters with high reliability. The results of this research show good agreement between the experimental results and the predicted ANFIS outcomes, with an average prediction error below 8%. Specifically, the ANFIS model yielded errors of 5.1% for Ra, 13.45% for Fc, and 7.92% for TW. The model exhibited excellent agreement with experimental data, demonstrating high prediction accuracy and generalization capability. 3-D graphs are plotted for a better understanding of the effect of process parameters on Fc, Ra, and TW for different nanocomposites. The findings affirm the efficacy of compressed air cooling in improving machinability while minimizing environmental impact. Furthermore, the developed ANFIS model serves as a reliable tool for optimizing turning parameters for Al7075 composites, supporting the advancement of green manufacturing strategies. This research warrants further investigation into the application of ANFIS in machining processes, specifically exploring various metal matrix composite types and rigorously assessing the long-term effects of compressed air cooling on both environmental sustainability and tool life.

For citation: Chinchani S., Patil S., Kulkarni P. ANFIS modeling of turning Al7075 hybrid nanocomposites under compressed air cooling. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 48–61. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-48-61. (In Russian).

* Corresponding author

Satish Chinchani, Ph.D. (Engineering), Professor

Department of Mechanical Engineering,

Vishwakarma Institute of Information Technology,

Affiliated to Savitribai Phule Pune University, Pune – 411048, India

Tel.: 91-2026950401, e-mail: satish.chinchani@vit.edu

References

1. Mohammed S.M.A.K., Nisar A., John D., Sukumaran A.K., Fu Y., Paul T., Hernandez A.F., Seal S., Agarwal A. Boron nitride nanotubes induced strengthening in aluminium 7075 composite via cryomilling and spark plasma sintering. *Advanced Composites and Hybrid Materials*, 2025, vol. 8 (1), art. 155. DOI: 10.1007/s42114-024-01173-1.
2. Devitte C., Souza A.J., Amorim H.J. Impact of cooled compressed air and high-speed cutting on the drilling of hybrid composite-metal stacks. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 125 (11), pp. 5445–5461. DOI: 10.1007/s00170-023-11083-z.
3. Kulkarni P., Chinchani S. Machinability of Inconel 718 using unitary and hybrid nanofluids under minimum quantity lubrication. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2025, vol. 11 (1), pp. 421–449. DOI: 10.1080/2374068X.2024.2307103.
4. Bagheri A., Abedini V., Hajjalimohamadi A. Impact of machining parameters on surface roughness and machining forces in Al7075 turning with minimum quantity lubrication and cold fluid. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 2025. DOI: 10.1177/09544089241308052.
5. Kulkarni P., Chinchani S. Modelling turning performance of Inconel 718 with hybrid nanofluid under MQL using ANN and ANFIS. *Fracture and Structural Integrity*, 2024, vol. 18 (70), pp. 71–90. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.70.04.
6. Prabhu S., Vinayagam B.K. Adaptive neuro fuzzy inference system modelling of multi-objective optimisation of electrical discharge machining process using single-wall carbon nanotubes. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2015, vol. 13 (2), pp. 97–117. DOI: 10.7158/M13-074.2015.13.2.
7. Sharma D., Bhowmick A., Goyal A. Enhancing EDM performance characteristics of Inconel 625 superalloy using response surface methodology and ANFIS integrated approach. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2022, vol. 37, pp. 155–173. DOI: 10.1016/j.cirpj.2022.01.005.
8. Hewidy M., Salem O. Integrating experimental modelling techniques with the Pareto search algorithm for multiobjective optimization in the WEDM of Inconel 718. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2023, vol. 129 (1–2), pp. 299–319. DOI: 10.1007/s00170-023-12200-8.
9. Sen B., Mia M., Mandal U.K., Mondal S.P. GEP-and ANN-based tool wear monitoring: a virtually sensing predictive platform for MQL-assisted milling of Inconel 690. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 105, pp. 395–410. DOI: 10.1007/s00170-019-04187-y.
10. Kumar A., Pradhan M.K. An ANFIS modelling and genetic algorithm-based optimization of through-hole electrical discharge drilling of Inconel-825 alloy. *Journal of Materials Research*, 2023, vol. 38 (2), pp. 312–327. DOI: 10.1557/s43578-022-00728-6.
11. Premnath A.A., Alwarsamy T., Sugapriya K. A comparative analysis of tool wear prediction using response surface methodology and artificial neural networks. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2014, vol. 12 (1), pp. 38–48. DOI: 10.7158/M12-075.2014.12.1.
12. Babu K.N., Karthikeyan R., Punitha A. An integrated ANN–PSO approach to optimize the material removal rate and surface roughness of wire cut EDM on INCONEL 750. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 19, pp. 501–505. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.643.
13. Imran M., Shuangfu S., Yuzhu B., Yuming W., Raheel N. Optimising subsurface integrity and surface quality in mild steel turning: A multi-objective approach to tool wear and machining parameters. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 35, pp. 3440–3462. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.01.246.
14. Subramanian M., Sakthivel M., Sooryaprakash K., Sudhakaran R. Optimization of cutting parameters for cutting force in shoulder milling of Al7075-T6 using response surface methodology and genetic algorithm. *Procedia Engineering*, 2013, vol. 64, pp. 690–700. DOI: 10.1016/j.proeng.2013.09.144.
15. Pramod R., Kumar G.V., Gouda P.S., Mathew A.T. A study on the Al₂O₃ reinforced Al7075 metal matrix composites wear behavior using artificial neural networks. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5 (5), pp. 11376–11385. DOI: 10.1016/j.matpr.2018.02.105.
16. Kulkarni P., Chinchani S. Cutting force modeling during turning Inconel 718 using unitary Al₂O₃ and hybrid MWCNT + Al₂O₃ nanofluids under minimum quantity lubrication. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)*, 2025, vol. 19 (7), pp. 5185–5202. DOI: 10.1007/s12008-024-02120-6.
17. Chinchani S., Kulkarni P. Machining effects and multi-objective optimization in Inconel 718 turning with unitary and hybrid nanofluids under MQL. *Fracture and Structural Integrity*, 2024, vol. 18 (68), pp. 222–241. DOI: 10.3221/IGF-ESIS.68.15.

18. Zare Chavoshi S. Tool flank wear prediction in CNC turning of 7075 AL alloy SiC composite. *Production Engineering*, 2011, vol. 5 (1), pp. 37–47. DOI: 10.1007/s11740-010-0282-x.
19. Veluchamy B., Karthikeyan N., Krishnan B.R., Sundaram C.M. Surface roughness accuracy prediction in turning of Al7075 by adaptive neuro-fuzzy inference system. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 37, pp. 1356–1358. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.06.560.
20. Guvenc M.A., Bilgic H.H., Cakir M., Mistikoglu S. The prediction of surface roughness and tool vibration by using metaheuristic-based ANFIS during dry turning of Al alloy (AA6013). *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2022, vol. 44 (10), p. 474. DOI: 10.1007/s40430-022-03798-z.
21. Ramakrishnan H., Balasundaram R., Selvaganapathy P., Santhakumari M., Sivasankaran P., Vignesh P. Experimental investigation of turning Al 7075 using Al_2O_3 nano-cutting fluid: ANOVA and TOPSIS approach. *SN Applied Sciences*, 2019, vol. 1 (12), p. 1639. DOI: 10.1007/s42452-019-1664-0.

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



Фрезерование заготовки из аустенитной нержавеющей стали AISI 321, наплавленной методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM)

Цинжун Чжан^{1, a}, Василий Клименов^{1, b, *}, Виктор Козлов^{1, c}, Дмитрий Чинахов^{2, d},
Цзэли Хань^{1, e}, Мэнсюй Ци^{1, f}, Цзэжу Дин^{1, g}, Мэнхуа Пань^{1, h}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

² Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия

^a <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>, cinzhun1@tpu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-7583-0170>, klimenov@tpu.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, kozlov-viktor@bk.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>, chinakhov@corp.nstu.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, hanelizy@gmail.com; ^f <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, mensyuy1@tpu.ru;
^g <https://orcid.org/0009-0009-6303-7453>, czechu1@tpu.ru; ^h <https://orcid.org/0009-0004-1128-9935>, menhual@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.754.3; 621.914.1

История статьи:

Поступила: 28 мая 2025

Рецензирование: 18 июня 2025

Принята к печати: 06 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Аддитивное производство дуговым

наплавлением проволокой

Холодный перенос металла

Аустенитная нержавеющая сталь ER321

Микроструктура

Механическое свойство

Сила фрезерования

Шероховатость

Благодарности

В работе для исследований было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета.

АННОТАЦИЯ

Введение. Проволоочно-дуговое аддитивное производство (WAAM) благодаря своей характеристике «проектирование как производство» постепенно становится одной из перспективных технологий. Однако в настоящее время отсутствуют сравнительные исследования микроструктуры и механических свойств наплавленных образцов из аустенитной нержавеющей стали на различных участках, а также недостаточно изучена их обрабатываемость. **Цель работы.** Сравнение микроструктуры и механических свойств образцов из аустенитной нержавеющей стали ER321 (аналоги – AISI 321, 08X18H10T), полученных методом WAAM, на различных участках и оценка их обрабатываемости по величине составляющих силы резания при концевом фрезеровании и шероховатости обработанной поверхности. **В работе исследованы** свойства и микроструктура образцов, полученных проволоочно-дуговой аддитивной технологией, измерены силы фрезерования. Установлено влияние подачи на составляющие силы резания и шероховатость обработанных поверхностей при встречном фрезеровании образцов из стали ER321 концевыми фрезами из твердого сплава BK10 диаметром 12 мм с износостойким покрытием AlTiN, нанесенным методом физического осаждения из паровой фазы (PVD). **Методы исследования.** С использованием микрорентгеноспектрального анализа определялись содержание элементов и схема затвердевания в различных участках образцов. Металлографическим методом исследовалась микроструктура образцов. В результате испытаний на растяжение были получены диаграммы растяжения, а также измерялась микротвердость образцов. По сравнению с закономерностью при встречном фрезеровании прокатанных образцов была установлена закономерность изменения сил резания и шероховатости поверхности в зависимости от величины подачи при фрезеровании наплавленных образцов. **Результаты и обсуждение.** При наплавке на нижнем участке образца первично выделяется феррит червеобразной формы, а на остальных участках – аустенит, в котором феррит имеет дендритную форму. Значения микротвердости наплавленных и прокатанных образцов близки и составляют около 230 HV_{0.1}. Предел прочности на растяжение прокатанных образцов составляет 666 МПа, что примерно на 40 МПа выше, чем у наплавленных образцов. При фрезеровании наплавленных образцов боковая сила, действующая перпендикулярно направлению подачи, больше, а качество обработанной поверхности хуже. При большой минутной подаче при фрезеровании наплавленных образцов сила подачи, действующая в направлении подачи, больше, чем у прокатанных образцов.

Для цитирования: Фрезерование заготовки из аустенитной нержавеющей стали AISI 321, наплавленной методом проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) / Ц. Чжан, В.А. Клименов, В.Н. Козлов, Д.А. Чинахов, Ц. Хань, М. Ци, Ц. Дин, М. Пань // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 62–79. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-62-79.

*Адрес для переписки

Клименов Василий Александрович, д.т.н., профессор
Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
пр. Ленина, 30,
634050, г. Томск, Россия
Тел.: +7 913 850-44-51, e-mail: klimenov@tpu.ru

Введение

Аддитивное производство изделий с применением дуговой наплавки проволокой (Wire Arc Additive Manufacturing, WAAM) благодаря высокой скорости наплавки (до 800 г/мин) и низкой себестоимости (на порядок дешевле использования порошка) демонстрирует значительные преимущества в области быстрого прототипирования, в едином формовании сложных структур и изготовлении специальных функциональных материалов по требованию, что делает ее основным направлением развития аддитивного производства (Additive Manufacturing, AM) [1–7]. Среди способов дуговой наплавки технология холодного переноса металла (Cold Metal Transfer, CMT) наиболее интересна благодаря управлению короткими замыканиями, поэтому она значительно снижает требуемое тепловложение и способствует измельчению зерен, что делает ее наиболее используемой для WAAM при невысоких требованиях к точности размеров и шероховатости поверхности, получаемых непосредственно в процессе синтеза заготовки [6, 7].

Аустенитная нержавеющая сталь благодаря высокой пластичности, превосходной прочности и хорошей коррозионной стойкости стала предпочтительным материалом для аддитивного производства в инженерных и медицинских областях [8]. Однако из-за высокой сложности тепловых процессов в аддитивном производстве микроструктура и механические свойства напечатанных деталей из аустенитной нержавеющей стали становятся сложными для прогнозирования. Например, в образцах из нержавеющей стали AISI 308LSi, полученных послойной электродуговой наплавкой в среде аргона с использованием графитовых ограничителей, наблюдается более равномерный рост элементов структуры и увеличение твердости за счет более активной диффузии δ -феррита в аустенит в среднем на 12 % [9]. Различия в условиях охлаждения приводят к тому, что разница пределов прочности на растяжение между верхней и нижней частями образцов из нержавеющей стали AISI 304 составляет до 10 % [10]. Направленная теплопередача вызывает различие в 10 % предела прочности на растяжение в разных направлениях у нержавеющей стали AISI 316L [11].

Кроме того, качество поверхности деталей, полученных методом AM, особенно методом WAAM, низкое. Высокое тепловложение приводит к нестабильности и растеканию сварочной ванны, а также сопровождается проблемой прилипания капель расплава к поверхности материала заготовки. Неровность боковой поверхности изделия, очерченной сварными валиками, составляет значительную величину, достигая 1,06 мм [12]. Таким образом, для повышения качества поверхности деталей требуется последующая механическая обработка [13]. Более того, при обработке нержавеющей стали высокая пластичность приводит к выраженному деформационному упрочнению обработанной поверхности, а также вызывает такие технологические проблемы, как адгезионное налипание прирезцовой поверхности стружки на поверхность инструмента, появление на ней нароста и микро раковины в обработанной поверхности.

В работе [14] исследовались сила резания и качество обработанной поверхности образцов из стали 316L, полученных методом лазерного спекания порошка при различных параметрах печати; в работе [15] – сила резания и качество поверхности образцов, изготовленных методом лазерной наплавки порошка, при различных скоростях фрезерования. Ни в одной из указанных работ не проводилось сравнение с традиционными прокатанными образцами. В аддитивном производстве методом наплавки проволокой часто используется проволока производства КНР, поэтому важно сравнить образцы, полученные в России и в КНР, учитывая особенности процесса синтеза образцов в КНР и разницу в химическом составе исходной проволоки.

Исходя из вышеизложенного и в связи с тем, что в настоящее время основное внимание уделяется исследованию обрабатываемости никелевых жаропрочных сплавов и титановых сплавов методами AM, тогда как данные по обрабатываемости аустенитных нержавеющих сталей остаются недостаточными [16], существует необходимость в исследовании обрабатываемости заготовок из аустенитной нержавеющей стали, особенно изготовленных методом WAAM, в сравнении с прокатанными образцами.

Цель данной работы состоит в определении структуры и механических свойств на различных участках наплавленного образца, изго-

товленного методом WAAM, а также в оценке обрабатываемости наплавленного образца по сравнению с прокатанным. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение схемы затвердевания по химическому составу на различных участках наплавленного образца;
- исследование зависимости механических свойств (твердости, предела прочности, относительного удлинения) от микроструктуры в разных участках наплавленного образца;
- сравнение закономерностей изменения сил резания и шероховатости поверхности в зависимости от минутной подачи при фрезеровании наплавленного и прокатанного образцов.

Обозначения

λ – теплопроводность, Вт/(м·°C);

C – теплоемкость, Дж/(кг·K);

γ – аустенитная фаза;

δ – ферритная фаза;

L – жидкость;

масс. % – массовая доля, %;

γ_ϕ – передний угол фрезы, град.;

α_ϕ – задний угол фрезы, град.;

z – количество зубьев фрезы, шт.;

B – ширина фрезерования, мм;

t – глубина фрезерования, мм;

s_m – минутная подача, мм/мин;

s_z – подача на зуб, мм/мин;

n – частота вращения фрезы, об/мин;

v – скорость резания, мм/мин;

ψ – центральный угол, указывающий угловое положение вершины режущей кромки зуба фрезы от точки врезания в заготовку до текущего ее положения при встречном фрезеровании, град.;

$Ph(Fx)$ – сила подачи, Н. Направлена вдоль линии действия минутной подачи. При использовании схемы встречного фрезерования направлена на заготовку в противоположном направлении вектора минутной подачи. При использовании схемы попутного фрезерования направлена на заготовку и совпадает с направлением вектора минутной подачи;

$Pv(Fy)$ – боковая сила, Н. Направлена перпендикулярно линии действия минутной подачи;

$Px(Fz)$ – осевая сила, Н. Направлена вдоль оси фрезы;

P_y – радиальная сила, Н. Направлена перпендикулярно вектору скорости резания и направле-

на от оси вращения к рассматриваемой точке на режущей кромке;

P_z – тангенциальная сила, Н. Совпадает с направлением вектора скорости резания;

N – нормальная сила, Н. Действует от поверхности резания на заднюю поверхность режущего клина;

Phv – суммарная сила Ph и Pv , Н. $Phv = (Ph^2 + Pv^2)^{1/2}$;

P_{yz} – суммарная сила P_y и P_z , Н. $P_{yz} = (Py^2 + Pz^2)^{1/2}$;

T – температура, °C;

Ra – шероховатость, мкм. Это среднее арифметическое из абсолютных значений отклонений профиля поверхности в пределах базовой длины;

P_{cy} – суммарная сила фрезерования, Н. $P_{cy} = (Ph^2 + Pv^2 + Px^2)^{1/2}$;

$h_{вы}$ – высота выступа, не удаленного фрезой, мкм.

Методика исследований

Образец размерами 194×80×34 мм был наплавлен методом WAAM + СМТ с использованием робота KUKA R1810 и источника питания сварки Fronius TPS 400i. С целью обеспечения отсутствия коробления наплавленного образца в процессе печати была выбрана более дешевая сталь марки Q235B (аналог: Ст3кп) в качестве подложки, так как структура и механические свойства наплавленного образца могут измениться только из-за разницы теплопроводности λ и, в меньшей степени, удельной теплоемкости C подложки по сравнению с наплавленным металлом [17]. Разницы удельной теплоемкости практически нет ($C_{Q235B} = 498$ Дж/(кг·K), $C_{ER321(AISI 321)} = 494$ Дж/(кг·K)). Несмотря на большую разницу теплопроводности при температуре 200 °C ($\lambda_{Q235B} = 54$ Вт/(м·°C), $\lambda_{ER321(AISI 321)} = 18$ Вт/(м·°C)), это может быть значимо только для первых двух-трех слоев наплавленного образца, а в дальнейшем влияние практически отсутствует из-за высокой температуры наплавленных слоев и достаточно большой толщины слоев, служащих своеобразным тепловым барьером, поэтому влияние теплопроводности подложки практически отсутствует при отдалении от подложки [10, 18]. К тому же получение заготовки при аддитивных технологиях WAAM

всегда выполняется на подложке, для которой обычно выбирают более дешевую и распространенную сталь, как, например, СтЗкп. Толщина подложки составляет 10 мм, чтобы обеспечить достаточную ее жесткость и предотвратить деформацию при печати.

В качестве защитного газа была выбрана смесь, состоящая из 98 % Ar и 2 % CO₂. Применяли аустенитную нержавеющую сварочную проволоку ER321 (российский аналог: 08X18H10T) диаметром 1,2 мм. Для обеспечения научной обоснованности и сопоставимости результатов исследования в качестве контрольной группы использовался прокат той же марки. Химические составы проволоки, подложки и проката представлены в табл. 1.

Табл. 2 содержит параметры наплавки при изготовлении образца. Внешний вид и модель установки наплавки приведены на рис. 1.

Образцы подвергались травлению смесью, состоящей из 67 масс. % концентрированной азотной кислоты HNO₃ и 33 масс. % соляной кислоты HCl, после чего проводилось микроструктурные исследования на оптическом микроскопе

Axio Observer A1m. Содержание феррита в образцах было определено с помощью программы ImageJ на основе фотографий их микроструктуры. Для проведения микрорентгеноспектрального анализа различных участков использовалась система с электронным и сфокусированным пучками Quanta 200 3D. Назначение различных частей и схема вырезки образца представлены на рис. 2, б. Среди них ось OX ориентирована вдоль направления сканирования при наплавке, ось OY – в поперечном направлении, а ось OZ – вдоль перемещения при наплавке следующего слоя. Измерение твердости проводилось на универсальном микротвердомере Durascan-10 (компания EMCO TEST, Австрия) при нагрузке 0,1 кгс и времени выдержки 10 с.

Испытания на растяжение выполнялись на испытательной установке МИМ.4 со скоростью растяжения 2 мм/мин. Размеры образцов толщиной 2 мм представлены на рис 2, в. Несмотря на то что процесс фрезерования затрагивает высокоскоростную деформацию материала, диаграммы растяжения при комнатной температуре в определенной степени отражают механиче-

Таблица 1

Table 1

Химический состав проволоки, подложки и проката
Chemical composition of the wire, substrate, and rolled product

Материал / Material	Массовая доля химических элементов, % / Mass fraction of chemical elements, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti
Проволока / Wire	0,06	0,49	1,52	0,021	0,002	18,9	9,08	0,08	0,13	0,17
Подложка / Substrate	0,18	0,16	0,45	0,019	0,019					
Прокат / Rolled products	0,08	0,45	1,51	0,023	0,002	18,2	9,12	0,05		0,16

Таблица 2

Table 2

Параметры наплавки WAAM + CMT
WAAM + CMT Process Parameters

Скорость подачи проволоки, м/мин / Wire feed speed, m/min	4,5	Поток защитного газа, л/мин / Shielding gas flow rate, L/min	20
Скорость печати, м/мин / Printing speed, m/min	0,6	Напряжение, В / Voltage, V	19,1
Контролируемая температура, °C / Controlled temperature, °C	200	Ток, А / Current, A	121



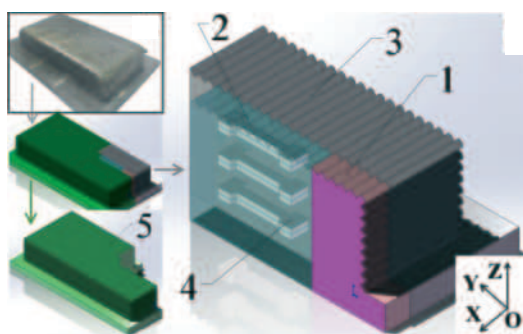
а



б

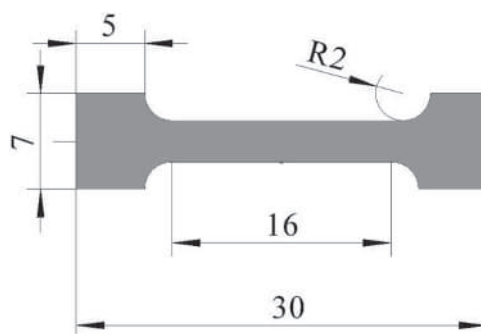
Рис. 1. Внешний вид (а) и модель (б) установки для WAAM + CMT

Fig. 1. Appearance (а) and model (б) of the WAAM + CMT setup



а

б



в

Рис. 2. Фотография наплавленного образца (а), схема вырезки образцов на растяжение (б) и размеры образцов (мм) для растяжения, толщина 2 мм (в):

1 – для металлографических наблюдений; 2 – для получения образцов на растяжение; 3 – для проведения фрезерных экспериментов; 4 – образцы для растяжения; 5 – другое

Fig. 2. Photograph of the deposited sample (а), designation of each part (б), and dimensions (mm) of the tensile specimens (в):

1 – for metallographic observations; 2 – for obtaining tensile test specimens; 3 – for milling experiments; 4 – for tensile test specimens; 5 – other

ские свойства материала при высокоскоростной деформации [19]. Поэтому в данной работе не проводились испытания на растяжение при высокоскоростной деформации.

Позиции для металлографического наблюдения, отбора образцов на растяжение и измерения твердости на нижнем участке наплавленного образца находятся на расстоянии 3 мм от подложки; на верхнем участке – на расстоянии 3 мм от верхней поверхности.

Образец фрезеровался на станке с ЧПУ EMCO CONCEPT Mill 155 (EMCO, Австрия).

Фотография крепления образца при фрезеровании приведена на рис. 3, а. Устройство 1 представляет собой трехкомпонентный динамометр модели Kistler 9257 ВА (Швейцария), который измеряет три составляющие силы фрезерования: силу подачи $F_x = Ph$, действующую в направлении минутной подачи s_m ; боковую силу $F_y = P_v$, действующую перпендикулярно направлению подачи s_m ; осевую силу $F_z = P_x$, действующую вдоль оси фрезы (рис. 3, б). В программном обеспечении динамометра Kistler 9257 В направления осей F_x , F_y и F_z соответствуют направлениям

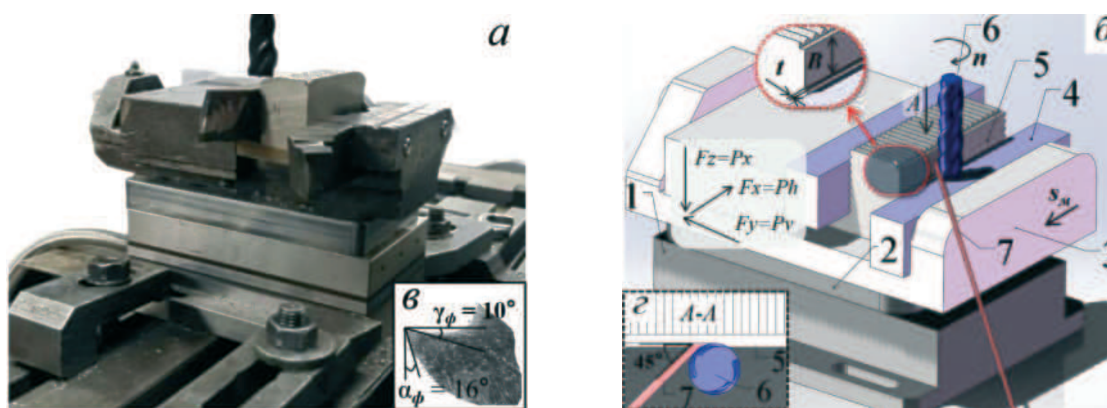


Рис. 3. Внешний вид (а) и модель (б) установки динамометра, фрезы и образца, геометрические параметры зуба фрезы в главной секущей плоскости (е) и расположение луча инфракрасного термометра, образца и фрезы при взгляде в направлении стрелки А, где В – ширина фрезерования; t – глубина фрезерования; n – частота вращения фрезы; s_m – минутная подача (з)

Fig. 3. Appearance (a) and model (б) of the installation of the dynamometer, milling cutter, geometric parameters of the milling cutter tooth in the major reference plane (е) and arrangement of the infrared thermometer beam, sample, and end mill when viewed in the direction of arrow A, where B is the milling width; t is the milling depth; n – spindle speed; s_m – table feed (з)

сил, действующих при продольной токарной обработке. Чувствительность динамометра при выбранном диапазоне величин сил $F_x(Ph)$, $F_y(Pv)$ и $F_z(Px)$ составляет 7,5 Н, погрешность измерения $\pm 0,005\%$.

Плита 2 используется для установки и крепления тисков 3 на динамометре 1. Деталь 4 соединена винтами с губкой тисков 3 и имеет неглубокий длинный паз, в который вставляется образец для предотвращения смещения наплавленного и прокатанного образца 5 с размерами $80 \times 35 \times 34$ мм вдоль губок тисков от силы подачи Ph при большой величине подачи. Направление прокатки прокатанного образца устанавливается параллельно направлению минутной подачи s_m .

Твердосплавная концевая фреза 6 диаметром 12 мм с четырьмя зубьями и углом подъема винтовой канавки 35° изготовлена из материала ВК10 с нанесенным покрытием AlTiN методом физического осаждения из паровой фазы (PVD). Величины переднего γ_ϕ и заднего α_ϕ углов показаны на рис. 3, в. Обозначенный под номером 7 лучевой путь одноточечного инфракрасного термометра YCR-D2080AR (Wuxi Youtian Environmental Technology, Китай) расположен по касательной к фрезе и образует угол в 45° с обработанной поверхностью (рис. 3, з). Точка измерения температуры T расположена на средней высоте обработанной поверхности. Коэффициент излучения термометра установлен 0,39.

Шероховатость Ra измерялась с использованием профилометра J1TATR200 (JITA, Китай) на средней высоте вертикальной обработанной поверхности (ширины фрезерования B). Результат представляет собой среднее значение трех измерений. Обработанная поверхность наблюдалась микроскопом GP-304K (KSGAOPIN, Китай).

Результаты измерения сил Ph , Pv , Px , температуры поверхности резания T и шероховатости Ra представляют собой средние значения трех измерений. Режимы фрезерования приведены в табл. 3.

Для обеспечения практической значимости при фрезеровании на станках без ЧПУ выбраны параметры, широко используемые на таких станках. В данном исследовании применялась схема несимметричного встречного фрезерования, наиболее распространенная при черновой обработке поверхностей, имеющих неровности и неравномерный припуск, что характерно при механической обработке заготовок, полученных с использованием проволоочной аддитивной технологии WAAM. Вылет фрезы всегда составлял 35 мм.

Результаты и их обсуждение

Содержание элементов на различных участках наплавленного образца представлено в табл. 4. В процессе наплавки содержание

Таблица 3

Table 3

Режимы фрезерования

Milling modes

Параметр / Parameter	Минутная подача s_m , мм/мин / Feed per minute s_m , mm/min	Частота вращения n , об/мин / Rotational speed n , rpm	Ширина B , мм / Width B , mm	Глубина t , мм/ Depth t , mm
Значение / Value	25, 50, 80, 125, 160, 200	315	7	1

Таблица 4

Table 4

Данные микрорентгеноспектрального анализа различных участков наплавленного образца

The data of micro-X-ray spectral analysis of various areas of the deposited sample

Участки наплавленного образца / Area of the deposited samples	Массовая доля химических элементов, % / Mass fraction of chemical elements, %						
	Cr	Ni	C	Si	Mn	Fe	Другие / Others
Нижнего / The lower	17,86	8,02	0,18	0,31	1,3	70,21	2,12
Среднего / The middle	18,75	9,18	0,05	0,51	1,61	68,33	1,57
Верхнего / The upper	18,97	9,12	0,06	0,53	1,62	68,14	1,56

углерода С на верхнем и среднем участках образца близко к его содержанию в исходной проволоке. Содержание углерода на нижнем участке образца имеет повышенное значение, что обусловлено диффузией углерода из подложки в нижний наплавленный слой. В результате диффузии высококонцентрированного железа Fe из подложки в наплавленный слой содержание хрома Cr и никеля Ni на нижнем участке наплавленного образца снижается.

На основе содержания элементов в аустенитной нержавеющей стали можно рассчитать соотношение эквивалента хрома $Cr_{эк}$ к эквиваленту никеля $Ni_{эк}$ по следующим формулам [22]:

$$Cr_{эк} = \text{масс. \% Cr} + \text{масс. \% Mo} + 1,5 \text{ масс. \% Si} + 0,5 \text{ масс. \% Nb}, \quad (1)$$

$$Ni_{эк} = \text{масс. \% Ni} + \text{масс. \% Mn} + 30 \text{ масс. \% C} + 30 \text{ масс. \% N}. \quad (2)$$

Это позволит определить схему затвердевания в различных участках наплавленного образца по формуле

Схема А ($Cr_{эк} / Ni_{эк} < 1,25$):

$$: L \rightarrow (L + g) \rightarrow g,$$

Схема АF ($1,25 < Cr_{эк} / Ni_{эк} < 1,48$):

$$: L \rightarrow (L + \gamma) \rightarrow (L + \gamma + \delta) \rightarrow (\gamma + \delta), \quad (3)$$

Схема FА ($1,48 < Cr_{эк} / Ni_{эк} < 1,95$):

$$: L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\delta + \gamma),$$

Схема F ($Cr_{эк} / Ni_{эк} > 1,95$):

$$: L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow \delta,$$

где $Cr_{эк} / Ni_{эк}$ – соотношение эквивалента хрома и эквивалента никеля, масс. % – массовая доля элемента. При разных схемах затвердевания порядок выделения аустенита γ и феррита δ различен.

Несмотря на то что формула (3) не учитывает влияния скорости охлаждения, она обладает определенной степенью достоверности [23]. Результаты расчета $Cr_{эк} / Ni_{эк}$ на разных участках представлены в табл. 5.

Поскольку содержание элемента Ti невелико, а его влияние на схему затвердевания относительно слабое, то оно не учитывалось при

Соотношение эквивалентов хрома и никеля различных участков наплавленного образца
Ratio of equivalents of chromium and nickel of various areas of the deposited sample

Участки наплавленного образца / Area of the deposited samples	Хром эквивалентный $Cr_{эк}$ / Chromium equivalent Cr_{eq}	Никель эквивалентный $Ni_{эк}$ / Nickel equivalent Ni_{eq}	Соотношение $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ / Cr_{eq}/Ni_{eq} ratio
Нижнего / The lower	18,32	14,07	1,30
Среднего / The middle	19,51	11,49	1,70
Верхнего / The upper	19,77	11,73	1,69

расчетах. Согласно результатам, приведенным в табл. 5 и формуле (2), схема затвердевания на верхнем и среднем участке образца соответствует типу AF , а на нижнем участке – типу FA . Изменение схемы затвердевания на нижнем участке обусловлено диффузией углерода, являющегося стабилизатором аустенита, из подложки в наплавленный слой.

Микроструктура наплавленного образца на нижнем участке представлена на рис. 4, *а*, где феррит имеет червеобразную форму, что характерно для схемы затвердевания AF [22]. В схеме затвердевания AF содержание феррита изначально невелико. Более того, так как скорость охлаждения при наплавке высокая и охлаждение вблизи подложки происходит быстро, в процессе эвтектической реакции диффузия углерода в наплавленном слое подавляется. Это приводит к тому, что выделение феррита дополнительно снижается, а его содержание уменьшается. Кроме того, атомы углерода из подложки диффундируют в наплавленный слой, увеличивая содержание углерода на нижнем участке, что повышает прочность этого участка.

На среднем участке наплавленного образца (рис. 4, *б*) наблюдается дендритный феррит. На этом участке многократные термические циклы обуславливают диффузию элементов, способствующих образованию феррита, что приводит к увеличению толщины феррита и достижению его максимального содержания [23].

На верхнем участке наплавленного образца (рис. 4, *в*) из-за меньшего числа термических циклов диффузия элементов, способствующих образованию феррита, является недостаточной, что приводит к формированию более мелких ферритных фаз. Однако общее содержание феррита при этом не снижается и остается на вы-

соком уровне. Мелкий и плотно расположенный феррит препятствует скольжению дислокаций на границах фаз, что повышает твердость данного участка. При этом ограниченное число термических циклов приводит к недостаточной переплавке верхнего участка и образованию большого количества пор, что снижает прочность этого участка, но увеличивает относительное удлинение.

На краевом участке наплавленного образца (рис. 4, *г*) наблюдается микроструктура, схожая с микроструктурой на верхнем участке. Содержание феррита и твердость также находятся на уровне, близком к значениям на верхнем участке, и остаются высокими. Формирование такой микроструктуры в основном обусловлено более высокой скоростью охлаждения. Кроме того, площадь областей с различными микроструктурными характеристиками на краевом участке оказывается недостаточной для вырезки образцов, соответствующих стандартным размерам испытаний на растяжение, поэтому на краевом участке такое испытание не проводится.

В прокатанном образце (рис. 4, *д*) феррит имеет более мелкую структуру и меньшее содержание. Его морфология вытянута вдоль направления прокатки. Твердость прокатанного образца близка к значениям верхних и крайних участков наплавленного образца. Прочность и относительное удлинение у прокатанного образца выше.

Как показано в табл. 6 и на рис. 5, за исключением нижнего участка наплавленного образца, остальные участки демонстрируют определенные различия в микроструктуре и механических свойствах. Это близко к результатам, полученным при электронно-лучевом наплавлении проволокой [10]. Однако эти различия невелики и не

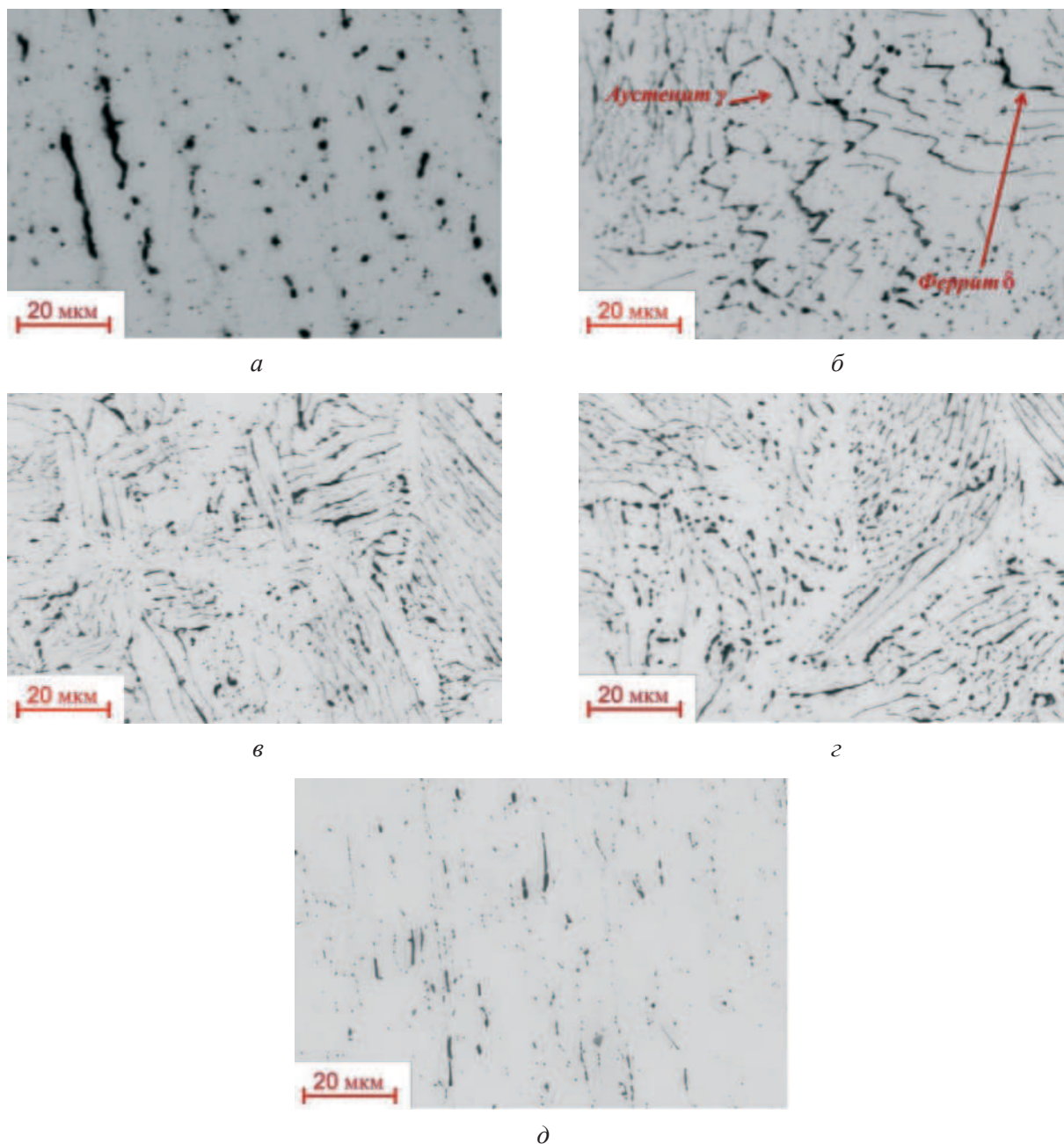


Рис. 4. Микроструктуры нижнего (а), среднего (б), верхнего (в) и краевого (г) участка наплавленного образца и прокатанного образца (д)

Fig. 4. Microstructures of the bottom (a), middle (b), top (c), and edge (d) regions of the deposited sample and the rolled sample (e)

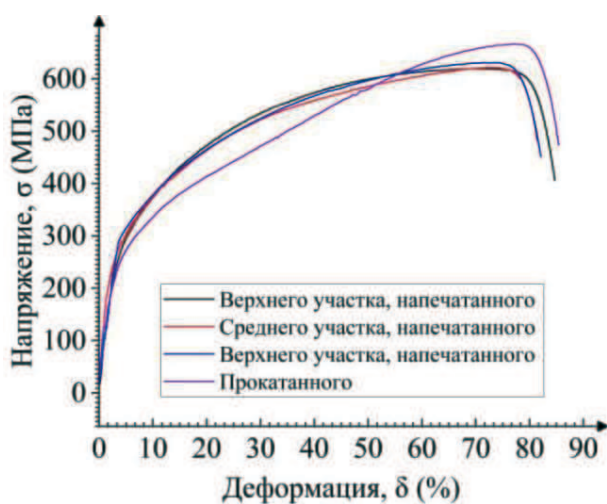
оказывают существенного влияния на обрабатываемость при фрезеровании. Поэтому в данной работе не проводилось отдельное исследование обрабатываемости по фрезерованию для различных участков. Нижний участок наплавленного образца удаляется одновременно с подложкой электроэрозионным станком, а электроэрозионная резка не относится к исследуемой технологии в данной работе, поэтому обрабатываемость по фрезерованию наплавленного

образца на нижнем участке не включена в данную работу.

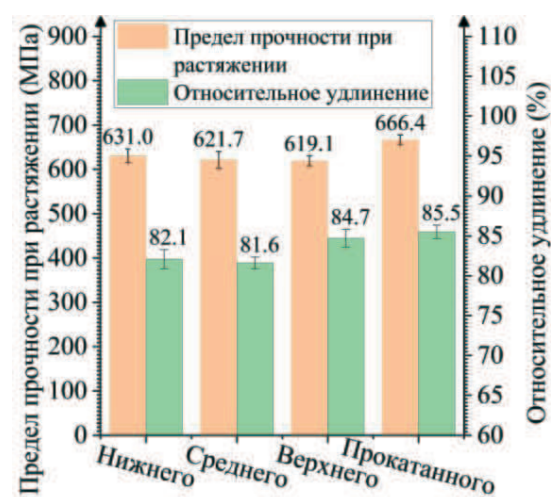
На рис. 6 представлены основные параметры на поперечном сечении фрезы и образца при встречном фрезеровании (вид сверху). Значения s_m , n , Ph и Pv соответствуют указанным на рис. 3. Центральный угол ψ показывает угловое положение зуба фрезы относительно точки его врезания в заготовку; v обозначает скорость резания; a_i – толщину среза; Pz – тангенциальную силу,

Твердость и содержание феррита исследованных образцов
Hardness and ferrite content of the studied samples

	Наплавленного / Deposited				Прокатанного / Rolled
	На нижнем участке / In the lower area	На среднем участке / In the middle area	На верхнем участке / In the upper area	На краевом участке / In the peripheral area	
Твердость $HV_{0,1}$ / Hardness $HV_{0,1}$	$226,7 \pm 4,6$	$227,6 \pm 5,3$	$231,4 \pm 9,2$	$230,1 \pm 4,1$	$230 \pm 3,1$
Содержание феррита φ_{δ} , % / Ferrite content φ_{δ} , %	$5,8 \pm 1,4$	$17,56 \pm 5,2$	$16,21 \pm 4,8$	$15,89 \pm 6,3$	$3,2 \pm 1,2$



а



б

Рис. 5. Диаграммы растяжения (а), прочности и относительные удлинения (б) наплавленного и прокатанного образцов

Fig. 5. Tensile stress-strain diagrams, ultimate tensile strengths, and percent elongations of the deposited and rolled samples

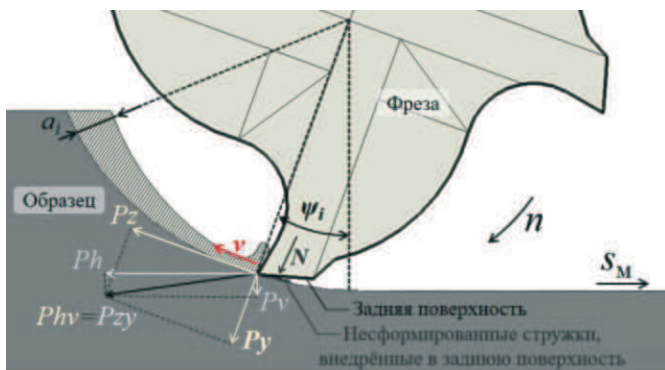


Рис. 6. Направление сил Ph , Pv , Pz и Py при встречном фрезеровании

Fig. 6. Direction of forces Ph , Pv , Pz , and Py in conventional milling

действующую на режущую кромку вдоль направления скорости резания v ; P_y – радиальную силу, действующую на режущую кромку перпендикулярно направлению скорости резания v .

Значения P_z и P_y определены по следующим формулам с небольшим упрощением на основе геометрических соотношений:

$$P_z = Ph \cos \psi - Pv \sin \psi, \quad (4)$$

$$P_y = Ph \sin \psi + Pv \cos \psi. \quad (5)$$

N обозначает нормальную силу, действующую на заднюю поверхность режущей кромки, которая возникает вследствие несформированных стружек, внедренных в эту поверхность, и является составляющей радиальной силы P_y .

Скорость резания v , толщина среза a_r , тангенциальная сила P_z и радиальная сила P_y изменяются в зависимости от центрального угла ψ . Силы Phv представляют собой результирующую силу Ph и Pv , а силы Pzy – результирующую силу Pz и P_y . Значения Phv и Pzy равны и рассчитываются по формулам

$$Phv = \sqrt{Ph^2 + Pv^2}, \quad (6)$$

$$Pzy = \sqrt{Pz^2 + Py^2}. \quad (7)$$

Суммарная сила P_{cy} рассчитывается по формуле

$$P_{cy} = \sqrt{Ph^2 + Pv^2 + Px^2}. \quad (8)$$

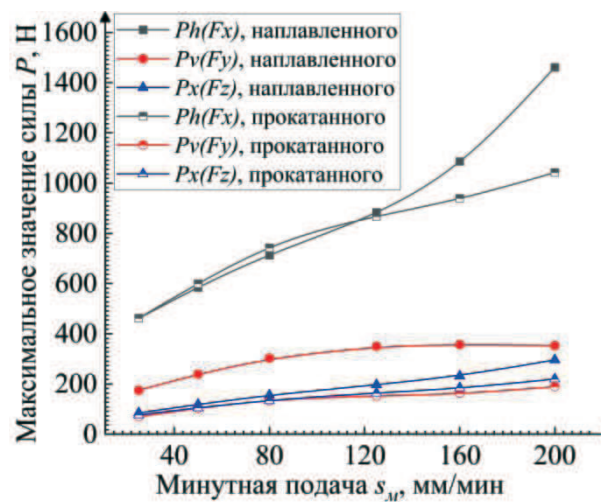
На рис. 7 представлены изменения различных параметров в зависимости от минутной подачи s_m . Символ s_z обозначает подачу на зуб, полученную по формуле

$$s_z = s_m / nz, \quad (9)$$

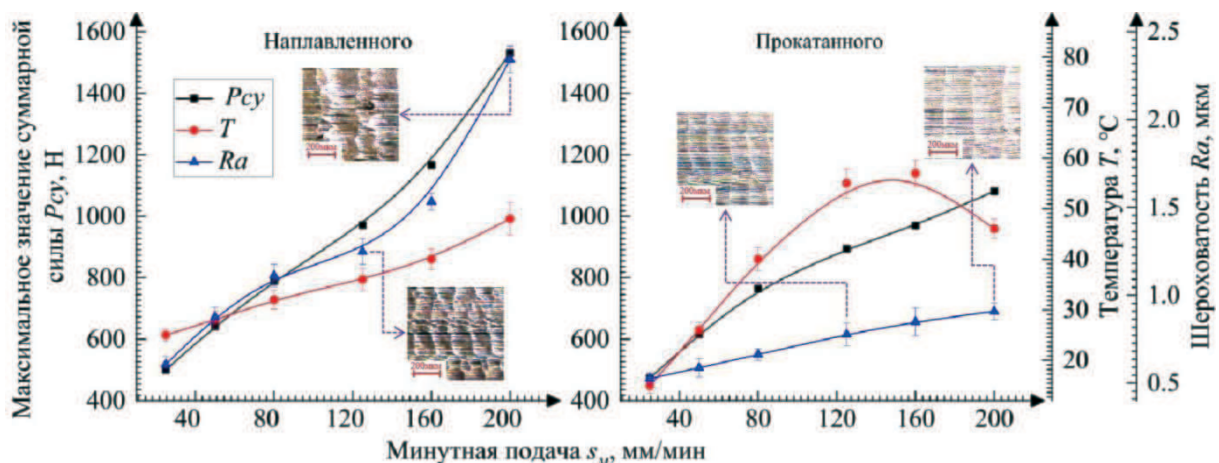
где z – количество зубьев фрезы. При выполнении данных исследований $z = 4$ шт.

Влияние минутной подачи s_m на составляющие силы резания Ph , Pv и Px при фрезеровании наплавленного и прокатанного образцов представлено на рис. 7, а.

С увеличением s_m составляющие силы Ph , Pv и Px возрастают из-за увеличения толщины среза a_r . Сила подачи Ph является наибольшей



а



б

Рис. 7. Влияние минутной подачи s_m на максимальное значение силы подачи Ph , боковой силы Pv и осевой силы Px (а), а также на максимальное значение суммарной силы F_{cy} , температуру T и шероховатость Ra (б) при фрезеровании напечатанного и прокатанного образца

Fig. 7. The effect of feed rate s_m on the maximum feed force Ph , radial force Pv , and axial force Px (а), as well as on the maximum value of the resultant force F_{cy} , temperature T , and surface roughness Ra (б), during milling of printed and rolled workpieces

и наиболее чувствительна к изменению минутной подачи s_m . Это связано с тем, что в данном эксперименте используется встречное фрезерование, и малая глубина фрезерования t составляет всего 8,3 % от диаметра фрезы. В процессе встречного фрезерования, когда зуб фрезы начинает врезаться в заготовку, результирующая сила P_{zy} действует преимущественно в направлении подачи. По мере вращения фрезы из-за небольшой глубины фрезерования направление силы P_{zy} не успевает значительно измениться до момента выхода зубьев фрезы из контакта с заготовкой. Поэтому результирующая сила P_{zy} оказывает наибольшее влияние на силу подачи Ph [24]. Следовательно, составляющая сила Ph является максимальной и наиболее чувствительна к изменению минутной подачи s_m . Кроме того, это приводит к тому, что изменение суммарной силы P_{cy} имеет тенденцию, аналогичную изменению силы подачи Ph , но суммарная сила P_{cy} немного превышает силу подачи Ph по величине (рис. 7, б).

Боковая сила P_v при фрезеровании прокатанного образца меньше, чем при фрезеровании наплавленного, что объясняется нами уменьшением вдавливания обрабатываемого материала под режущую кромку из-за большего предела прочности при растяжении прокатанного образца (см. рис. 5, б), что подробнее рассмотрено в работе [25]. Радиус округления режущей кромки даже у острозаточенного и неизношенного инструмента составляет от 1 до 5 мкм в зависимости от размеров зерен твердосплавного инструмента, переднего и заднего углов [26].

При больших значениях минутной подачи s_m по мере ее дальнейшего увеличения рост силы подачи Ph замедляется при фрезеровании прокатанного образца, а при фрезеровании наплавленного образца этого не происходит. Причины различий в составляющих силах P_v и Ph при фрезеровании прокатанного и наплавленного образца можно объяснить различиями в свойствах материала (см. табл. 6 и рис. 5) и влиянием s_m на температуру T (рис. 7, а).

Из-за более низкой твердости наплавленного образца при его фрезеровании большее количество обрабатываемого материала вдавливается под округленную режущую кромку. В то же время из-за пластической деформации в зоне резания и вдавливания под режущую кром-

ку происходит наклеп этого объема материала, что приводит к увеличению предела текучести вдавленного материала. Этот вдавленный материал во время контакта с задней поверхностью при упругом восстановлении поверхности среза создает большую нормальную силу N_1 на задней поверхности, что и приводит к увеличению боковой силы P_v (рис. 6) [27]. Указанные два фактора совместно обуславливают большое значение боковой силы P_v при фрезеровании наплавленного образца.

В случае фрезерования наплавленного образца при маленькой минутной подаче s_m толщина среза a_i тоже маленькая. Это приводит к большему вдавливанию обрабатываемого материала под радиусный участок режущей кромки, что, как уже упоминалось выше, приводит к увеличению боковой силы P_v и к большой температуре T .

При большой подаче s_m толщина среза a_i увеличивается, что способствует облегчению ухода материала на переднюю поверхность и уменьшению вдавливания обрабатываемого материала под радиусный участок режущей кромки, что уменьшает температуру T .

При большой подаче s_m более низкое относительное удлинение наплавленного образца также способствует дроблению стружки и ее удалению, что уменьшает радиальную силу на передней поверхности зуба фрезы, а значит, происходит уменьшение упругой деформации поверхности среза в зоне первичной пластической деформации и последующего упругого восстановления при контакте с задней поверхностью инструмента. Уменьшение длины контакта стружки с передней поверхностью зуба фрезы и длины контакта по задней поверхности обеспечивает эффективный отвод тепла и снижение температуры T при фрезеровании [28]. При этом с увеличением s_m рост силы подачи Ph не замедляется из-за увеличения объема удаляемого материала и небольшой температуры T [13].

Как видно из рис. 7, б, с увеличением минутной подачи s_m шероховатость Ra увеличивается. Это можно объяснить с помощью рис. 8, а и б: увеличение подачи на зуб s_z с увеличением s_m по формуле (9) приводит к увеличению высоты выступов $h_{вы}$ (красной области) на рис. 8, а и б и соответственно к увеличению шероховатости Ra .

Кроме того, значение Ra при фрезеровании наплавленного образца выше, чем при фрезеро-

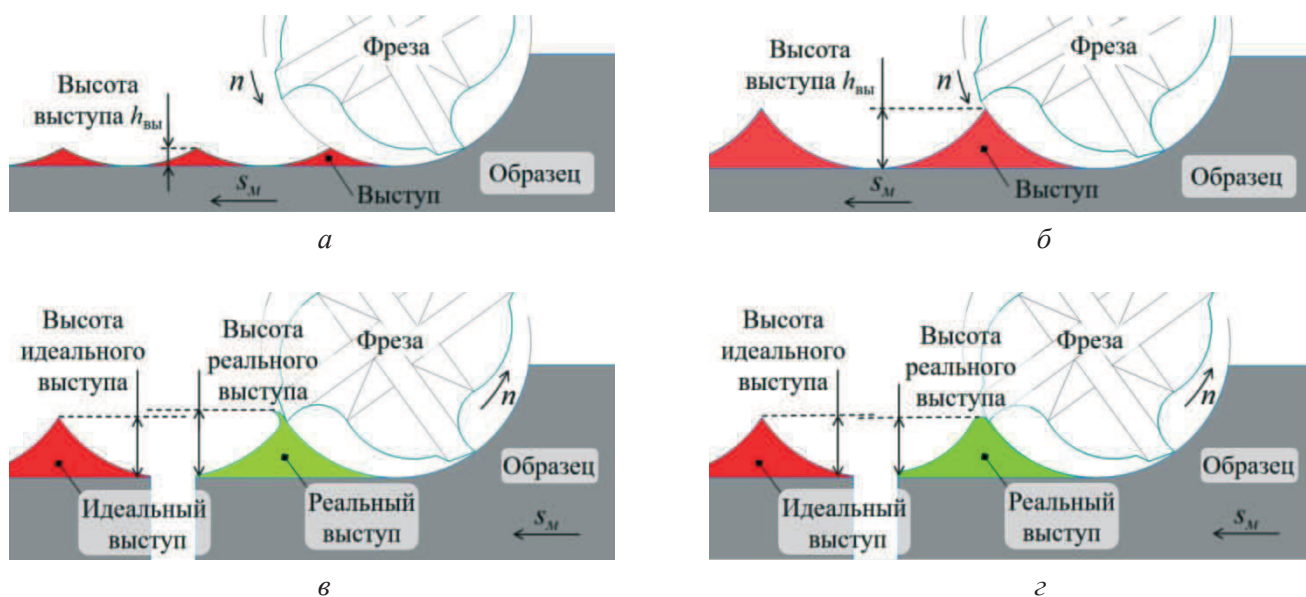


Рис. 8. Профили обработанных поверхностей при маленькой (а) и большой (б) минутной подаче s_M , а также профили обработанных поверхностей при встречном фрезеровании наплавленных (в) и прокатанных образцов (г)

Fig. 8. Profiles of the machined surfaces at low (a) and high (б) feed rates s_M , as well as profiles of the machined surfaces during conventional milling of deposited (в) and rolled (г) workpieces

вании прокатанного, и эта разница становится значительной при большей минутной подаче s_M .

Это различие обусловлено более низкой твердостью, а также большим пределом текучести наплавленного образца, т. е. он обладает значительной способностью сопротивляться пластическим деформациям. При его фрезеровании формируется обработанная поверхность, как показано на рис. 7, в: верхняя часть выступа вдавливается под заднюю поверхность режущей кромки из-за низкой твердости и подвергается интенсивной пластической деформации, тогда как нижняя часть выступа деформируется в меньшей степени из-за большого предела текучести. Таким образом, при фрезеровании наплавленного образца высота выступов $h_{вы}$ больше, что приводит к увеличению шероховатости Ra .

В то же время у прокатанного образца твердость выше, а предел текучести ниже, т. е. он обладает меньшей способностью сопротивляться пластическим деформациям. При его фрезеровании формируется обработанная поверхность, как показано на рис. 7, д: выступ в целом деформируется из-за меньшего предела текучести, и меньшее количество материала внедряется под заднюю поверхность режущей кромки из-за высокой твердости. Таким образом, при фрезеровании прокатанного образца высота выступов $h_{вы}$

меньше, что приводит к снижению шероховатости Ra .

Разница в высоте выступов на поверхностях различных образцов становится более выраженной при увеличении минутной подачи s_M , поэтому различие в параметре Ra между образцами также увеличивается при увеличении s_M .

Выводы

1. На нижнем участке наплавленного образца из аустенитной нержавеющей стали ER321, изготовленного методом WAAM, под влиянием подложки из стали Q235В наблюдалась схема затвердевания FA . На среднем и верхнем участке наблюдалась схема затвердевания AF .

2. На нижнем участке наплавленного образца наблюдалась червеобразная структура, а на среднем, верхнем и боковом участках – дендритная микроструктура. Твердость всех участков составляла около $230\text{ HV}_{0,1}$ и была близка к твердости прокатанного образца. Предел прочности на растяжение всех участков наплавленного образца меньше 631 МПа в отличие от прокатанного образца, предел прочности которого составил 666 МПа .

3. При малой минутной подаче s_M сила подачи Ph при фрезеровании наплавленного и проката



танного образца была практически одинаковой, однако при увеличении s_m под влиянием температуры сила подачи Ph у прокатанного образца становилась меньше, чем у наплавленного.

4. Под влиянием большего предела текучести и твердости шероховатость Ra при фрезеровании наплавленного образца выше, чем при фрезеровании прокатанного образца, и эта разница становится значительной при большой s_m , достигая значения 1 мкм.

Список литературы

1. Ahuja B., Karg M., Schmidt M. Additive manufacturing in production: Challenges and opportunities // Proceedings of SPIE. – 2015. – Vol. 9353. – P. 11–20. – DOI: 10.1117/12.2082521.
2. Altaf K., Abdul-Rani A.M., Raghavan V. Prototype production and experimental analysis for circular and profiled conformal cooling channels in aluminium filled epoxy injection mould tools // Rapid Prototyping Journal. – 2013. – Vol. 19 (4). – P. 220–229. – DOI: 10.1108/13552541311323236.
3. Rozvany G.I. A critical review of established methods of structural topology optimization // Structural and Multidisciplinary Optimization. – 2009. – Vol. 37 (2). – P. 217–237. – DOI: 10.1007/s00158-007-0217-0.
4. Sobczak J.J., Drenchev L. Metallic functionally graded materials: A specific class of advanced composites // Journal of Materials Science and Technology. – 2013. – Vol. 29 (4). – P. 297–316. – DOI: 10.1016/j.jmst.2013.02.006.
5. Модуль упругости и твердость титанового сплава, сформировавшегося в условиях электронного лучевого сплавления при ЭБ-печати проволокой / В.А. Клименов, Е.А. Колубаев, Ц. Хань, А.В. Чумевский, Э.С. Двилис, И.Л. Стрелкова, Е.А. Дробяз, О.Б. Яременко, А.Е. Куранов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 180–201. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-180-201.
6. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing / J. Chen, H. Wei, X. Zhang, Y. Peng, J. Kong, K. Wang // Materials & Design. – 2021. – Vol. 198. – P. 109325. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
7. Microstructure evolution and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured austenitic stainless steel: Effect of processing parameter / P. Long, D. Wen, J. Min, Z. Zheng, J. Li, Y. Liu // Materials. – 2021. – Vol. 14 (7). – P. 1681. – DOI: 10.3390/ma14071681.
8. Microstructure, mechanical properties and fracture toughness of SS 321 stainless steel manufactured using wire arc additive manufacturing / K.S. Prakash, A.R. Kannan, R. Pramod, N.P. Kumar, N.S. Shanmugam // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2023. – Vol. 76 (2). – P. 537–544. – DOI: 10.1007/s12666-022-02713-3.
9. Chinakhov D.A., Akimov K.O. Formation of the structure and properties of deposited multilayer specimens from austenitic steel under various heat removal conditions // Metals. – 2022. – Vol. 12 (9). – P. 1527. – DOI: 10.3390/met12091527.
10. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: the effect of post-building solid-solution treatment / E.G. Astafurova, M.Y. Panchenko, V.A. Moskvina, G.G. Maier, S.V. Astafurov, E.V. Melnikov // Journal of Materials Science. – 2020. – Vol. 55 (3). – P. 9211–9224. – DOI: 10.1007/s10853-020-04424-w.
11. Effects of laser additive manufacturing on microstructure and crystallographic texture of austenitic and martensitic stainless steels / F. Khodabakhshi, M.H. Farshidianfar, A.P. Gerlich, M. Nosko, V. Trembošová, A. Khajepour // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 31. – P. 100915. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100915.
12. Design for additive manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints / M.K. Thompson, G. Moroni, T. Vaneker, G. Fadel, R.I. Campbell, I. Gibson // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 65 (2). – P. 737–760. – DOI: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
13. Исследование сил резания и обрабатываемости при фрезеровании порошковой коррозионно-стойкой стали, полученной по технологии прямого лазерного выращивания (LMD) / А.С. Бабаев, В.Н. Козлов, А.Р. Семенов, А.С. Шевчук, В.А. Овчаренко, Е.А. Сударев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 38–56. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-38-56.
14. Investigations on the effect of layers' thickness and orientations in the machining of additively manufactured stainless steel 316L / A. Dabwan, S. Anwar, A.M. Al-Samhan, A. AlFaify, M.M. Nasr // Materials. – 2021. – Vol. 14 (7). – P. 1797. – DOI: 10.3390/ma14071797.
15. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition / P. Guo, B. Zou, C. Huang, H. Gao // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 240. – P. 12–22. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.
16. Thermal study during milling of Ti6Al4V produced by Electron Beam Melting (EBM) process / S. Milton, A. Duchosal, F. Chalon, R. Leroy, A. Morandau //

Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 38. – P. 256–265. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.12.027.

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

18. Марочник стали и сплавов: сайт. – 2003–2025. – URL: <https://www.splav-kharkov.com> (дата обращения: 17.10.2025).

19. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing / J. Chen, H. Wei, X. Zhang, Y. Peng, J. Kong, K. Wang // Materials & Design. – 2021. – Vol. 198. – P. 109325. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.

20. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review // Metals. – 2021. – Vol. 11 (7). – P. 1052. – DOI: 10.3390/met11071052.

21. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties / P. Bajaj, A. Hariharan, A. Kini, P. Kürnsteiner, D. Raabe, E.A. Jägle // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 772. – P. 138633. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138633.

22. Elmer J.W., Allen S.M., Eagar T.W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys // Metallurgical Transactions A. – 1989. – Vol. 20 (8). – P. 2117–2131. – DOI: 10.1007/BF02650298.

23. Thermal behavior and microstructural evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping: Part I. Numerical calculations / B. Zheng, Y. Zhou,

J.E. Smugeresky, J.M. Schoenung, E.J. Lavernia // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2008. – Vol. 39 (10). – P. 2228–2236. – DOI: 10.1007/s11661-008-9557-7.

24. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces / N.V. Martyushev, V.N. Kozlov, M. Qi, V.S. Tynchenko, R.V. Kononenko, V.Y. Konyukhov, D.V. Valuev // Materials. – 2023. – Vol. 16 (13). – P. 4529. – DOI: 10.3390/ma16134529.

25. Расчет напряжений в режущем инструменте в начале резания / Ц. Чжан, Л. Шэ, Т. Го, В.Н. Козлов // Научная инициатива иностранных студентов и аспирантов: сборник докладов III Международной научно-практической конференции. – Томск, 2023. – С. 450–456.

26. Study of a methodology for calculating contact stresses during blade processing of structural steel / V.N. Kozlov, A.S. Babaev, N.A. Shults, A.S. Semenov, A.S. Shevchuk // Metals. – 2023. – Vol. 13 (12). – P. 2009. – DOI: 10.3390/met13122009.

27. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting / A.V. Gusarov, I. Yadroitsev, P. Bertrand, I. Smurov // Applied Surface Science. – 2007. – Vol. 254 (4). – P. 975–979. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.08.074.

28. Das C.R., Ghosh A. Performance of carbide end mills coated with new generation nano-composite TiAl-SiN in machining of austenitic stainless steel under near-dry (MQL) and flood cooling conditions // Journal of Manufacturing Processes. – 2023. – Vol. 104. – P. 418–442. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.09.020.

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



Milling of a blank from austenitic stainless steel AISI 321, deposited using wire-arc additive manufacturing (WAAM)

Qingrong Zhang^{1, c}, Vasily Klimentov^{1, b, *}, Viktor Kozlov^{1, c}, Dmitry Chinakhov^{2, d},
 Zeli Han^{1, e}, Mengxu Qi^{1, f}, Zeru Ding^{1, g}, Menghua Pan^{1, h}

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

² Novosibirsk State Technical University, 20 Prospekt K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>, cinzhun1@tpu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-7583-0170>, klimentov@tpu.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-9351-5713>, kozlov-viktor@bk.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-4319-7945>, chinakhov@corp.nstu.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-6502-6541>, hanzelizy@gmail.com; ^f <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, mensyuy1@tpu.ru;
^g <https://orcid.org/0009-0009-6303-7453>, czechu1@tpu.ru; ^h <https://orcid.org/0009-0004-1128-9935>, menhua1@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 28 May 2025

Revised: 18 June 2025

Accepted: 06 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Wire-arc additive manufacturing

Cold metal transfer

Austenitic stainless steel ER321

Microstructure

Mechanical property

Milling force

Roughness

Acknowledgements

The equipment used for the research was provided by the Shared Use Center "Structure, Mechanical and Physical Properties of Materials" at Novosibirsk State Technical University.

ABSTRACT

Introduction. Wire arc additive manufacturing (WAAM), due to its “design as manufacturing” characteristic, is gradually becoming one of the most promising technologies. However, at present, there are no comprehensive comparative studies on the microstructure and mechanical properties of deposited samples made from austenitic stainless steel at different locations of the sample. In addition, their machinability remains insufficiently investigated. **The purpose of this study** is to compare the microstructure and mechanical properties of samples made of austenitic stainless steel ER321 (analogues – AISI 321, 0.08% C-18% Cr-10% Ni-Ti) obtained by the WAAM method at different locations within the sample and to assess their machinability by the magnitude of the components of the cutting force during end milling and the roughness of the machined surface. The properties and microstructure of samples obtained by wire-arc additive technology are investigated, and milling forces are investigated. The effect of the feed on the components of the cutting force and the roughness of the machined surfaces during conventional milling of ER321 steel workpieces using 12 mm diameter cemented carbide end mills with a wear-resistant AlTiN coating applied by physical vapor deposition (PVD) is determined. **Research methods.** The content of elements and the solidification pattern in various parts of the workpieces were determined using X-ray microanalysis. The microstructure of the samples was studied by a metallographic method. Stress-strain diagrams were obtained by tensile tests, and the microhardness of the samples was also measured. In comparison with the pattern of conventional milling of rolled workpieces, a pattern of changes in cutting forces and surface roughness was established depending on the feed rate during milling of deposited workpieces. **Results and discussion.** During deposition, ferrite with a vermicular morphology is primarily formed in the lower region of the sample, whereas austenite with a dendritic ferrite structure is observed in other regions. The microhardness values of the deposited and rolled samples are close, averaging around 230 HV0.1. The ultimate tensile strength of the rolled samples is 666 MPa, which is approximately 40 MPa higher than that of the deposited samples. During milling of the deposited workpieces, the lateral cutting force acting perpendicular to the feed direction is greater, and the surface quality is poorer. During milling of deposited workpieces, the lateral cutting force acting perpendicular to the feed direction is greater, and the surface quality is poorer. During milling of deposited workpieces, the feed force acting in the feed direction is greater under high feed rates.

For citation: Zhang Q., Klimentov V.A., Kozlov V.N., Chinakhov D.A., Han Z., Qi M., Ding Z., Pan M. Milling of a blank from austenitic stainless steel AISI 321, deposited using wire-arc additive manufacturing (WAAM). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 62–79. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-62-79. (In Russian).

References

1. Ahuja B., Karg M., Schmidt M. Additive manufacturing in production: Challenges and opportunities. *Proceedings of SPIE*, 2015, vol. 9353, pp. 11–20. DOI: 10.1117/12.2082521.

* Corresponding author

Klimentov Vasily A., D.Sc. (Engineering), Professor
 National Research Tomsk Polytechnic University,
 30 Lenin Avenue,
 634050, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 913 850-44-51, e-mail: klimentov@tpu.ru

2. Altaf K., Abdul Rani A.M., Raghavan V.R. Prototype production and experimental analysis for circular and profiled conformal cooling channels in aluminium filled epoxy injection mould tools. *Rapid Prototyping Journal*, 2013, vol. 19 (4), pp. 220–229. DOI: 10.1108/13552541311323236.
3. Rozvany G.I. A critical review of established methods of structural topology optimization. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 2009, vol. 37, pp. 217–237. DOI: 10.1007/s00158-007-0217-0.
4. Sobczak J.J., Drenchev L. Metallic functionally graded materials: A specific class of advanced composites. *Journal of Materials Science & Technology*, 2013, vol. 29 (4), pp. 297–316. DOI: 10.1016/j.jmst.2013.02.006.
5. Klimenov V.A., Kolubaev E.A., Han Z., Chumaevskii A.V., Dvilis E.S., Strelkova I.L., Drobyaz E.A., Yaremenko O.B., Kuranov A.E. Modul' uprugosti i tverdosť titanovogo splava, sformirovavshegosya v usloviyakh elektronnoy luchevoj splavleniya pri EB-pechati provolokoi [Modulus of elasticity and hardness of titanium alloy formed under conditions of electron beam melting in EB wire printing]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 180–201. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-180-201.
6. Chen J., Wei H., Zhang X., Peng Y., Kong J., Wang K. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316 L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 2021, vol. 198, p. 109325. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
7. Long P., Wen D., Min J., Zheng Z., Li J., Liu Y. Microstructure evolution and mechanical properties of a wire-arc additive manufactured austenitic stainless steel: Effect of processing parameter. *Materials*, 2021, vol. 14 (7), p. 1681. DOI: 10.3390/ma14071681.
8. Prakash K.S., Kannan A.R., Pramod R., Kumar N.P., Shanmugam N.S. Microstructure, mechanical properties and fracture toughness of SS 321 stainless steel manufactured using wire arc additive manufacturing. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2023, vol. 76 (2), pp. 537–544. DOI: 10.1007/s12666-022-02713-3.
9. Chinakhov D.A., Akimov K.O. Formation of the structure and properties of deposited multilayer specimens from austenitic steel under various heat removal conditions. *Metals*, 2022, vol. 12 (9), p. 1527. DOI: 10.3390/met12091527.
10. Astafurova E.G., Panchenko M.Y., Moskvina V.A., Maier G.G., Astafurov S.V., Melnikov E.V., Kolubaev E.A. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*, 2020, vol. 55 (22), pp. 9211–9224. DOI: 10.1007/s10853-020-04424-w.
11. Khodabakhshi F., Farshidianfar M.H., Gerlich A.P., Nosko M., Trembošová V., Khajepour A. Effects of laser additive manufacturing on microstructure and crystallographic texture of austenitic and martensitic stainless steels. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 31, p. 100915. DOI: 10.1016/j.addma.2019.100915.
12. Thompson M.K., Moroni G., Vaneker T., Fadel G., Campbell R.I., Gibson I., Martina F. Design for additive manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints. *CIRP Annals*, 2016, vol. 65 (2), pp. 737–760. DOI: 10.1016/j.cirp.2016.05.004.
13. Babaev A.S., Kozlov V.N., Semenov A.R., Shevchuk A.S., Ovcharenko V.A., Sudarev E.A. Issledovanie sil rezaniya i obrabatyvaemosti pri frezerovanii poroshkovoi korrozionno-stoikoi stali, poluchennoi po tekhnologii pryamogo lazernogo vyrashchivaniya [Investigation of cutting forces and machinability during milling of corrosion-resistant powder steel produced by laser metal deposition]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 38–56. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-38-56.
14. Dabwan A., Anwar S., Al-Samhan A.M., AlFaify A., Nasr M.M. Investigations on the effect of layers' thickness and orientations in the machining of additively manufactured stainless steel 316L. *Materials*, 2021, vol. 14 (7), p. 1797. DOI: 10.3390/ma14071797.
15. Guo P., Zou B., Huang C., Gao H. Study on microstructure, mechanical properties and machinability of efficiently additive manufactured AISI 316L stainless steel by high-power direct laser deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 240, pp. 12–22. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.09.005.
16. Milton S., Duchosal A., Chalon F., Leroy R., Morandau A. Thermal study during milling of Ti6Al4V produced by Electron Beam Melting (EBM) process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 38, pp. 256–265. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.12.027.
17. Kok Y., Tan X.P., Wang P., Nai M.L.S., Loh N.H., Liu E., Tor S.B. Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review. *Materials & Design*, 2018, vol. 139, pp. 565–586. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.11.021.



18. *Marochnik stali i splavov* [Database of Steels and Alloys]. Website, 2003–2025. Available at: <https://www.splav-kharkov.com> (accessed 17.10.2025).
19. Chen J., Wei H., Zhang X., Peng Y., Kong J., Wang K. Flow behavior and microstructure evolution during dynamic deformation of 316 L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 2021, vol. 198, p. 109325. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109325.
20. Astafurov S., Astafurova E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review. *Metals*, 2021, vol. 11 (7), p. 1052. DOI: 10.3390/met11071052.
21. Bajaj P., Hariharan A., Kini A., Kürnsteiner P., Raabe D., Jägle E.A. Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 772, p. 138633. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138633.
22. Elmer J.W., Allen S.M., Eagar T.W. Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical Transactions A*, 1989, vol. 20, pp. 2117–2131. DOI: 10.1007/BF02650298.
23. Zheng B., Zhou Y., Smugeresky J.E., Schoenung J.M., Lavernia E.J. Thermal behavior and microstructural evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping: Part I. Numerical calculations. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, vol. 39, pp. 2228–2236. DOI: 10.1007/s11661-008-9557-7.
24. Martyushev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Tynchenko V.S., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y., Valuev D.V. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces. *Materials*, 2023, vol. 16 (13), p. 4529. DOI: 10.3390/ma16134529.
25. Zhang Q., She L., Guo T., Kozlov V.N. [Calculation of stresses in the cutting tool at the beginning of cutting]. *Nauchnaya initsiativa inostrannykh studentov i aspirantov* [Scientific initiative of foreign students and postgraduates]. Collection of reports of the III International scientific and practical conference, Tomsk, 2023, pp. 450–456. (In Russian).
26. Kozlov V.N., Babaev A.S., Shults N.A., Semenov A.S., Shevchuk A.S. Study of a methodology for calculating contact stresses during blade processing of structural steel. *Metals*, 2023, vol. 13 (12), p. 2009. DOI: 10.3390/met13122009.
27. Gusarov A.V., Yadroitsev I., Bertrand P., Smurov I. Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting. *Applied Surface Science*, 2007, vol. 254 (4), pp. 975–979. DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.08.074.
28. Das C.R., Ghosh A. Performance of carbide end mills coated with new generation nano-composite TiAlSiN in machining of austenitic stainless steel under near-dry (MQL) and flood cooling conditions. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 104, pp. 418–442. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.09.020.

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



Математический анализ профиля поверхности титанового сплава после различных режимов электромеханической обработки

Михаил Романенко^{1, a, *}, Игорь Захаров^{1, b}, Вячеслав Багмутов^{1, c}, Владислав Баринов^{1, d},
 Минь Нгуен^{2, e}

¹ Волгоградский государственный технический университет, пр. им. В.И. Ленина 28, г. Волгоград, 400005, Россия

² Российский технологический университет МИРЭА, Проспект Вернадского 78, г. Москва, 119454, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4800-7151>,  romanenko.mihail2009@yandex.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-7177-7245>,  4zaxap@gmail.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-3648-8450>,  sopromat@vstu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-9400-7366>,  barinov@vstu.ru;

^e  <https://orcid.org/0009-0004-7484-7009>,  nguen_m@mirea.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78 : 534.44

История статьи:

Поступила: 29 мая 2025

Рецензирование: 30 июня 2025

Принята к печати: 10 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Профилограмма

Микрогеометрия

Быстрое преобразование Фурье

(БПФ)

Гармоника

Электрохимическая обработка

Поверхностное пластическое

деформирование

Титановый сплав BT22

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФ (проект № 25-29-20241).

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время существует множество математических подходов для аппроксимации кривой профиля поверхности. В большинстве из них заложены объемные математические выражения для описания параметров профиля поверхности после различных видов обработки. **Цель работы:** подобрать достаточно простой с инженерной точки зрения математический аппарат для аппроксимации профиля поверхности образцов из титанового сплава BT22 после поверхностного пластического деформирования (ППД) и различных режимов электрохимической обработки (ЭМО) с возможностью исключения случайных технологических погрешностей. **В работе исследовано** влияние режимов ЭМО переменным и постоянным током 100, 300 и 600 А/мм² с учетом усилия деформирующего электрода-инструмента (150 Н) и без него (10 Н) на геометрию поверхности образцов из титанового сплава BT22. Используемая в работе электрохимическая обработка металлических сплавов способна существенно изменять геометрический профиль, структуру и эксплуатационные свойства поверхности. Отличительной ее чертой является создание на поверхности как микроотклонений (шероховатость), так и макроотклонений и рельефа (волнистость, «масляные карманы», наплывы от наплавки металла под ремонтный размер). **Методы исследования:** профилометрический анализ, выполненный на приборе ПМ-7, и последующая обработка с помощью быстрого преобразования Фурье (БПФ) результатов замера шероховатости поверхности предварительно подвергнутого полусточковой токарной обработке цилиндрического образца из титанового сплава BT22 диаметром 16 мм после электрохимической обработки электродом-инструментом. Оценка погрешности модельных кривых профиля поверхности проводилась по коэффициенту корреляции Пирсона (R). **Результаты и обсуждение.** Показано, что использование постоянного тока высокой плотности способствует получению поверхности с высокой относительной опорной длиной профиля (98,8 %), низким среднеарифметическим отклонением профиля (1,9 мкм) и средним шагом неровности профиля (56 мкм). На основе БПФ показано, что рассмотренные режимы электрохимической обработки способствуют образованию волнистости профиля с различным шагом и высотой. Наибольшая взаимосвязь наблюдается для режимов 2, 4, 9 ($R > 0,7$), наименьший коэффициент корреляции был отмечен для ЭМО постоянным током плотностью 100 и 300 А/мм² (режим 5 и 6, $R < 0,25$).

Для цитирования: Математический анализ профиля поверхности титанового сплава после различных режимов электрохимической обработки / М.Д. Романенко, И.Н. Захаров, В.П. Багмутов, В.В. Баринов, М.Т. Нгуен // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 80–95. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-80-95.

Введение

Возможность управлять макро- и микрогеометрией поверхности металлических сплавов после различных видов обработки является важной задачей для всех этапов жизненного цикла

деталей машин в машиностроении: от стадии изготовления и сборки до эксплуатации, – например, для обеспечения долговечного контактного взаимодействия поверхностей.

Теория технологической наследственности в машиностроении играет немалую роль при формировании требуемого качества поверхностного слоя деталей. В производстве для обеспечения заданного комплекса свойств поверхности учитываются все операции и их технологические переходы. В качестве количественной оцен-

*Адрес для переписки

Романенко Михаил Дмитриевич, к.т.н., ст. преподаватель
 Волгоградский государственный технический университет,
 пр. им. В.И. Ленина 28,
 400005, г. Волгоград, Россия
 Тел.: +7 977 064-06-19, e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

ки, как правило, используют эмпирические коэффициенты наследственности, в том числе учитывающие их взаимное влияние друг на друга [1–3].

В результате высокоэнергетического воздействия на поверхность металлических сплавов происходит существенная перестройка в кристаллической решетке, структуре, изменяется напряженно-деформированное состояние и меняется геометрия поверхности [4–6]. В частности, электромеханическая обработка переменным током стальных сплавов способствует снижению параметра среднеарифметического отклонения профиля на режиме сглаживания подвижным инструментом (роликом) до $Ra = 0,2 \dots 0,63$ мкм, постоянным током – в 2–3 раза от предшествующего значения Ra [7]. Применение постоянного тока в сравнении с переменным позволяет добиться высокой степени сглаживания микронеровностей (убрать «шум») [8]. По данным [9–14], существует целый ряд технологий поверхностного упрочнения, способных существенно улучшить параметры микрогеометрии поверхности за счет, например, высокоскоростного пластического деформирования (ультразвуковая обработка [12, 13]), локального расплавления (лазерная обработка [13, 14]) и благоприятно повлиять на статическую и усталостную прочность металлических сплавов.

Использование математических моделей и методик позволяет детально проанализировать профиль поверхности деталей, выявить закономерности в формировании ее геометрии, а также оценить вклад каждой технологической операции в конечное качество [15–22].

В большинстве статей авторы используют комбинированные модели на основе контактной механики и теории фракталов [15, 16], геометрии упрочняющего/режущего инструмента и теории Герца [17, 18], регрессионных, статистических моделей (линейная и пошаговая регрессия, матрица парной корреляции, метод «роя частиц»), дискретного преобразования Фурье и машинного обучения [19–22].

Целью работы было определить основные составляющие геометрии профиля поверхности и выявить закономерности образования микрогеометрии поверхности образца из сплава ВТ22 после различных режимов электромеханической обработки (ЭМО) с помощью математического

аппарата обработки дискретных данных сигнала (быстрого преобразования Фурье).

Для решения поставленной цели было необходимо решить следующие **задачи исследования**:

- 1) подготовить образец из титанового сплава ВТ22, упрочнить его по заданным режимам;
- 2) получить профили поверхностей на профилографе-профилометре «Абрис ПМ-7» и основные параметры шероховатости;
- 3) с помощью БПФ-анализа получить основные гармоники профиля поверхности каждого режима обработки;
- 4) построить модельные кривые профиля поверхности для каждого режима;
- 5) определить принадлежность модельных кривых и их гармоник виду отклонения продольного профиля поверхности;
- 6) с помощью коэффициента корреляции выявить режимы ЭМО и ППД, наиболее точно описывающие профиль поверхности образца.

Методика исследований

Токарная обработка цилиндрического образца с конечным диаметром 16 мм и дальнейшая электромеханическая обработка проводились на токарном станке типа 16К20 (рис. 1). Резание металла выполнялось с минимальной подачей 0,125 мм/об с последовательным двойным снятием слоя 0,2 мм с диаметра.

Процесс установки и настройки приспособлений для электромеханической обработки описывается следующим образом.

Титановый образец 1 зажимается в кулачках патрона 2. Далее к титановому образцу 1 подводится пиноль 3 с токосъемным приспособлением 4 и центрующим конусом на конце.

После этого болтами резцедержателя 5 зажимается через токоизолирующие прокладки пружинное приспособление для ЭМО 6, вручную подводится электрод-инструмент 7 к образцу с нужным усилием (пружина приспособления тарирована). Трубка подвода СОЖ 8 крепится на резцедержателе 5, притягиваются силовые провода с наконечниками 9 к приспособлению для токосъема 4 и ЭМО 6. В заключение под зону обработки устанавливается емкость 10 для слива СОЖ.

Электромеханическая обработка заключается в пропускании тока высокой плотности через

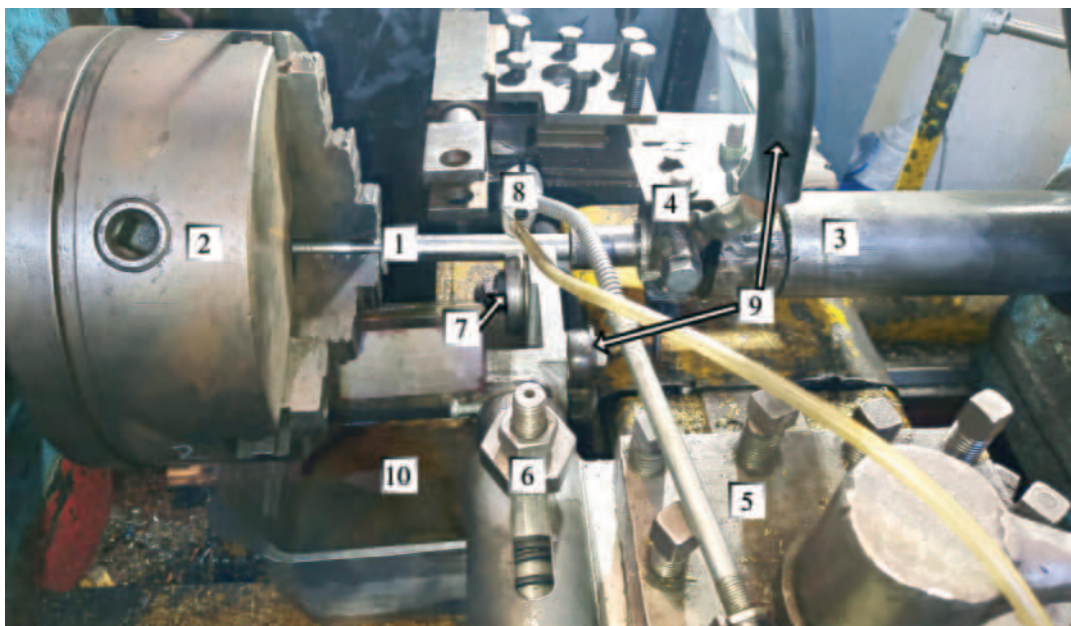


Рис. 1. Схема расположения приспособления для проведения ЭМО на токарном станке типа 16К20. Позиции:

1 – титановый образец; 2 – патрон; 3 – пиноль; 4 – приспособление для токосъема; 5 – резцедержатель; 6 – приспособление для ЭМО; 7 – электрод-инструмент (ролик); 8 – трубка подачи СОЖ; 9 – силовые провода с наконечниками; 10 – емкость

Fig. 1. Schematic of the experimental device for conducting EMP on an a 16K20 lathe.

Key components:

1 – titanium workpiece; 2 – chuck; 3 – tailstock quill; 4 – current collection device; 5 – toolholder; 6 – device for EMP; 7 – tool-electrode (roller); 8 – coolant supply tube; 9 – power cables with tips; 10 – container

малую зону контакта рабочего инструмента и поверхности детали (рис. 2) с непрерывной подачей СОЖ (технической воды). Для этой технологии характерны высокие локальные скорости нагрева и охлаждения ($10^5 \dots 10^6$ °C/c), высокая плотность тока (до 1500 A/mm^2) и низ-

кие (2...6 В) напряжения. В качестве СОЖ применяют машинное масло, специальные эмульсии, как при токарных и фрезерных работах, а также техническую воду для получения закалочных структур [23].

Постоянными параметрами для электрохимической обработки переменным и постоянным током были продольная подача (0,4 мм/об) и частота вращения (13 об/мин). Электродом-инструментом являлся тороидальный ролик из твердого сплава ВК6С диаметром 60 мм с профильным радиусом 5...6 мм. Остальные параметры режимов обработки для удобства сведены в табл. 1.

Для всех режимов исходной поверхностью являлась поверхность после получистовой обработки, так как при больших значениях начальной шероховатости дополнительные проходы электродом-инструментом при ЭМО не снижают ее качественно [23]. Плотность тока (независимо от его рода) свыше 600 A/mm^2 не рассматривалась в исследовании, так как при этом на поверхности образовывались пережоги и полости.

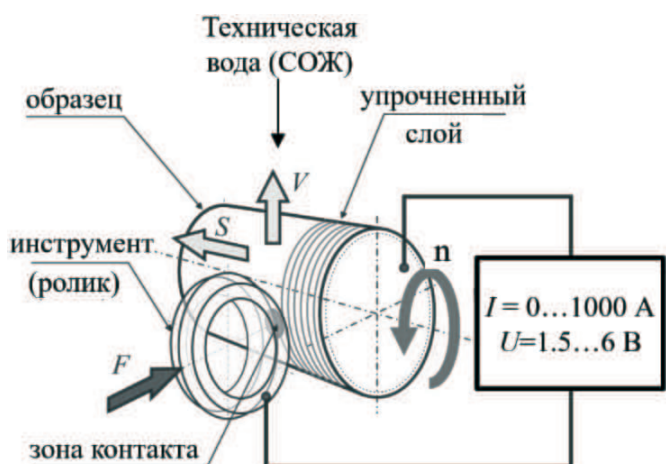


Рис. 2. Принципиальная схема проведения электрохимической обработки

Fig. 2. Schematic of electromechanical processing

Режимы электромеханической обработки переменным и постоянным током
Electromechanical processing modes with alternating and direct current

№ режима / Mode No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Параметры ЭМО / EMP parameter										
Плотность тока, А/мм ² / Current density (A/mm ²)	—	—	$\overline{600}$	$\widetilde{600}$	$\overline{100}$	$\overline{300}$	$\overline{600}$	$\overline{100}$	$\overline{300}$	$\widetilde{600}$
Усилие прижатия инструмента, Н / Elec- trode contact force (N)	—	150	10	10	150	150	150	150	150	150

Примечание: надстрочный знак «~» – переменный ток, «—» – постоянный ток, 1 – исходный режим (после токарной обработки) / Note: “~” – alternating current, “—” – direct current, Mode 1 – initial state (after turning).

Режим электромеханической обработки токами малой плотности (100 А/мм²) рекомендован для выравнивания поверхности металла без изменения его структуры и твердости [23]. Усилие прижатия электрода-инструмента к образцу ниже 10 Н не было целесообразным, так как в этом случае не обеспечивался надежный контакт ролика с поверхностью и образовывались микродуги.

Замер параметров шероховатости проводился на профилометре-профилографе «Абрис ПМ-7» с повторяемостью 5 раз для каждого режима.

В качестве инструмента для определения продолжительности периодов и амплитудно-фазовых характеристик высот и шага неровностей использовалось быстрое преобразование Фурье. Данный математический аппарат позволяет разложить исходный дискретный сигнал на ряд гармонических (спектральных) составляющих, т. е. синусоид со своей амплитудой, фазой и частотой в порядке убывания величины [24].

При построении прогностических моделей различных величин используется уравнение общего вида для определения динамики исследуемой величины $D(t)$:

$$D(t) = T(t) + C(t) + R(t), \quad (1)$$

где $T(t)$ – основная тенденция (тренд); $C(t)$ – циклическая составляющая; $R(t)$ – случайная составляющая («шум»).

Основное уравнение для построения временного ряда $S(t)$ с учетом гармоник, полученных по методу БПФ, имеет следующий вид:

$$S(t) = \frac{a_0}{2} + \sum_{i=1}^n a_i \left(\cos \frac{2\pi}{T_i} t + b_i \sin \frac{2\pi}{T_i} t \right) = \frac{a_0}{2} + \sum_{i=1}^n c_i \sin \left(\frac{2\pi}{T_i} t + \varphi_i \right), \quad (2)$$

где a_0 – постоянная составляющая (нулевая гармоника); $c_i = \sqrt{a_i^2 + b_i^2}$ – амплитуда i -й гармоники; $T_i = N / i$ – период i -го гармонического колебания; N – количество исходных данных временного ряда; a_i, b_i – коэффициенты временного ряда Фурье [24].

Быстрое преобразование Фурье и построение графиков выполнялось в программе MS Excel. Анализируемая выборка была ограничена до 2048 ввиду особенности метода (число данных ряда должно быть обязательно равным степени двойки, то есть $2^{11} = 2048$). Подбор субгармоник проводился по коэффициенту корреляции Пирсона до достижения максимального по модулю его значения, возможного для конкретного случая. Подобный подход использовался в работе [25]. Максимальное число гармоник в уравнениях, описывающих временные ряды, было равно 5.

По данным из литературы [26], условным фактором деления макро- и микроотклонений профиля поверхности деталей машин является соотношение длины шага к высоте выступа (l/H). Для макроотклонения продольного сечения $l/H \geq 1000$, для волнистости $50 \leq l/H \leq 1000$, а для шероховатости $l/H = 0 \dots 50$. Схема, поясня-

ющая разницу масштабных уровней отклонений профиля продольных сечений, представлена на рис. 3.

Указанные выше соотношения использовались для классификации модельных кривых по масштабу отклонений.

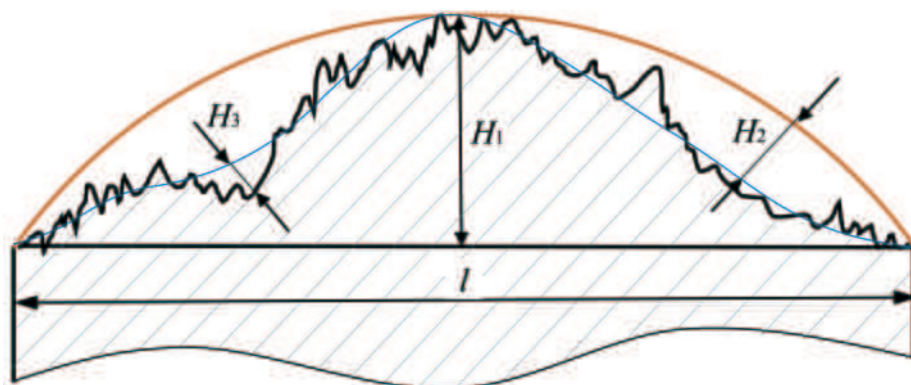


Рис. 3. Схема обозначения отклонений профиля поверхности деталей:
 H_1 – отклонение формы (бочкообразность); H_2 – волнистость поверхности (отклонение формы второго порядка); H_3 – шероховатость поверхности (отклонение формы третьего порядка, микронеровности); l – базовая длина

Fig. 3. Scheme of differentiation of surface quality parameters of parts:
 H_1 – shape deviation (barrel shape); H_2 – surface waviness (second-order shape deviation); H_3 – surface roughness (third-order shape deviation, microroughness); l – base length

Результаты и их обсуждение

В результате электромеханической обработки образца из титанового сплава ВТ22 по восьми режимам были получены профили с различными параметрами макро- и микрогеометрии, а также цветами побежалости (рис. 4).

Режимом для сравнения являлась исходная поверхность после полустачечной токарной обработки со следующими показателями шероховатости: $Ra = 12,42$ мкм; $S_m = 128$ мкм; $t_{60} = 44,7$ %. Уровень сечения опорной длины профиля был выбран 60 %. В качестве основного высотного параметра использовалось среднеарифметическое отклонение профиля Ra из-за его информативности. Обработка поверхности образца из титанового сплава ВТ22 по различным режимам показала, что оптимальными с точки зрения высотных, шаговых и структурных показателей поверхностного слоя являются режимы 3, 7 и 9 (рис. 5). Режим электромеханического сглаживания (ЭМС) постоянным током высокой плотности (600 А/мм², режим 3) снизил показатели Ra – в 6,52 раза, S_m – в 1,27 раза, а t_{60} повысился в 2,21 раза. ЭМО постоянным током той же плотности

с усилием прижатия 150 Н (режим 7) уменьшила Ra и S_m соответственно в 4,43 и 2,28 раза и практически в 2 раза увеличила показатель t_{60} . Переменный ток плотностью 600 А/мм² при ЭМО (режим 10) привел к появлению вторичной шероховатости от большей амплитуды переменного тока, нежели чем у режима 9 [8], при этом шаговый параметр для этих режимов снизился на 6 %, а параметр t_{60} возрос до 1,58 раза (рис. 5).

Обкатка роликовым инструментом без пропуска через зону контакта тока не приводит к качественному изменению профиля, как и подача при ЭМО переменного и постоянного тока плотностью 100 А/мм² (рис. 5, режимы 2, 5, 8).

Несмотря на низкую скорость обработки титанового образца и малое усилие деформирования (10 Н), для режимов 3 и 4 значительно снизился основной высотный показатель Ra (до 1,9 мкм) и увеличилась относительная опорная длина поверхности t_{60} до 98,8 % (рис. 5 и 6, режим 3). Подобный эффект наблюдался в работе [27].

Анализ профилограмм (рис. 6) показал, что упрочнение переменным током способствует формированию выраженной волнистости с об-

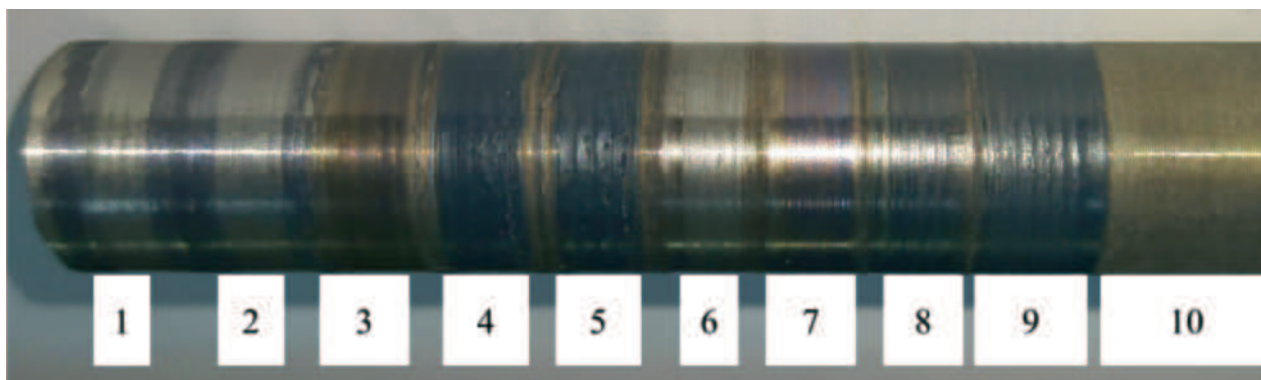


Рис. 4. Фото поверхности образца из титанового сплава ВТ22 после различных режимов электрохимической обработки. Позиции (режимы):

1 – 150 Н; 2 – $\overline{100}$ А/мм², 150 Н; 3 – $\overline{300}$ А/мм², 150 Н; 4 – $\overline{600}$ А/мм², 10 Н; 5 – $\overline{600}$ А/мм², 150 Н; 6 – $\overline{100}$ А/мм², 150 Н; 7 – $\overline{300}$ А/мм², 150 Н; 8 – $\overline{600}$ А/мм², 10 Н; 9 – $\overline{600}$ А/мм², 150 Н; 10 – исходный (точение, подача 0,125 мм/об)

Fig. 4. Micrographs showing the surface morphology of VT22 titanium alloy sample following different electromechanical processing (EMP) modes. Modes:

1 – 150 Н; 2 – $\overline{100}$ А/мм², 150 Н; 3 – $\overline{300}$ А/мм², 150 Н; 4 – $\overline{600}$ А/мм², 10 Н; 5 – $\overline{600}$ А/мм², 150 Н; 6 – $\overline{100}$ А/мм², 150 Н; 7 – $\overline{300}$ А/мм², 150 Н; 8 – $\overline{600}$ А/мм², 10 Н; 9 – $\overline{600}$ А/мм², 150 Н; 10 – initial (conventional turning, feed: 0.125 mm/rev)

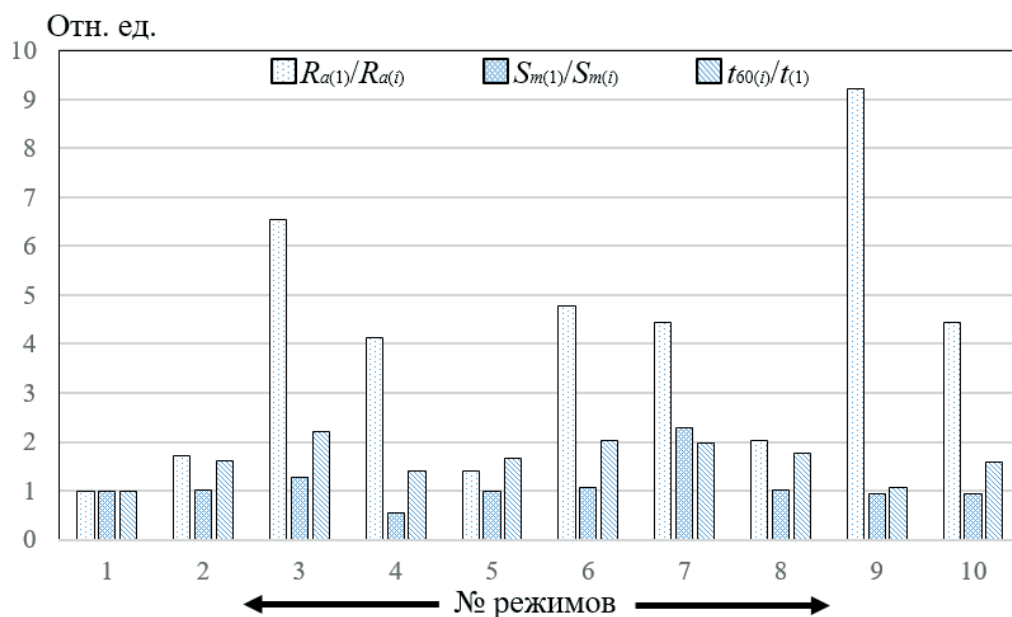


Рис. 5. Сравнение различных режимов (1–10) обработки по трем видам параметров шероховатости (Ra , S_m , t_{60})

Fig. 5. Comparison of different processing modes (1–10) for three types of roughness parameters (Ra , S_m , t_{60})

разованием профиля высокой жесткости (рис. 6, режим 10). Постоянный ток вызывает большой прогрев начальных микровыступов после токарной обработки, уменьшение сопротивляемости их деформированию, а также снижение вибрации при сглаживании постоянным током (рис. 6, режим 7) [8]. При ЭМО постоянным током

плотностью 300 А/мм² наблюдается частичное технологическое наследование выступов и впадин с шагом полуступовой токарной обработки (рис. 6, режим 6).

Профили режимов 4 и 7, несмотря на вогнутую форму, малую жесткость и несущую способность, обладают достаточной маслоемкостью

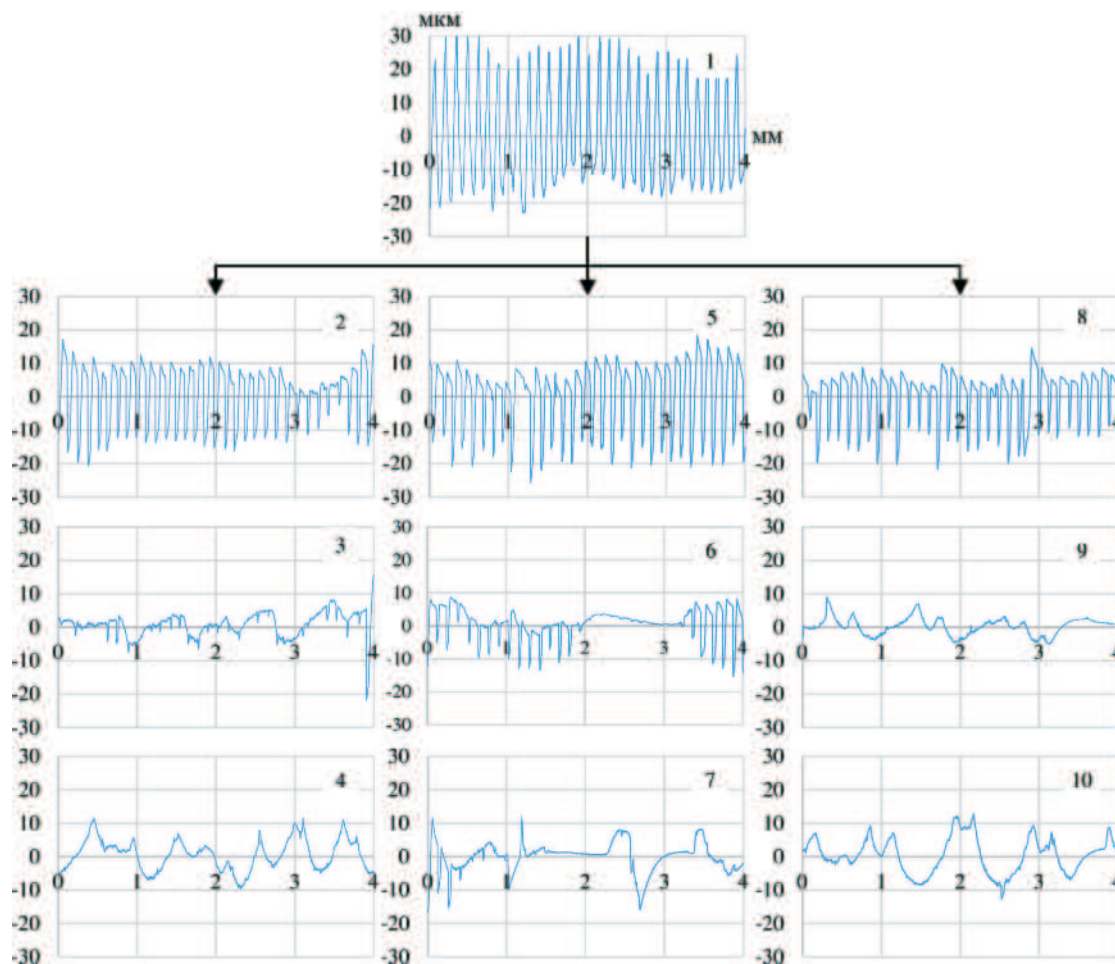


Рис. 6. Профилограммы поверхностного слоя титанового сплава после различных режимов обработки (1–10)

Fig. 6. The surface layer profilograms of titanium alloy after different processing modes (1–10)

и могут быть использованы при определенных режимах эксплуатации в парах трения [7, 8].

В результате БПФ были получены характерные профилограммы, учитывающие главные амплитудно-частотные параметры дискретного сигнала (рис. 7, режимы 1–10) без учета «шума», т. е. субгармоник.

Для исходного состояния, а также режимов с ППД-обкаткой и применением тока плотностью 100 А/мм^2 главной является гармоника, согласующаяся с полуставкой токарной обработкой (рис. 7, режимы 1, 2, 5, 8).

Электромеханическая обработка током высокой плотности (рис. 7, режимы 3–4, 6–7, 9–10) формирует профиль с низкочастотной составляющей и более гладкими неровностями (снижением параметра Ra в 9,2 раза, шагового параметра S_m – в 2,28 раза). Из рис. 7 видно, что с увеличением плотности тока при ЭМО высокочастотные составляющие профиля поверхно-

сти нивелируются и появляется доминирующая («несущая») частота.

На рис. 8 представлены кривые относительных опорных поверхностей для различных уровней P режимов 1–10.

Согласно рис. 8 микропрофиль для режимов 1–6 является маложестким, для режимов 8 и 9 – среднежестким, а для режимов 7 и 10 – жестким. Для деталей, требующих надежного соединения с натягом без эффекта преждевременного ослабления соединения за счет смятия местных выступов, а также низкого износа пар трения, можно рекомендовать ЭМО постоянным током плотностью 300 и 600 А/мм^2 как в режиме сглаживания (10 Н), так и с пластической деформацией при 150 Н). Эффект снижения износа, повышения прочности посадки с натягом и герметичности соединений достигается за счет больших опорных фактических площадок контакта [26].

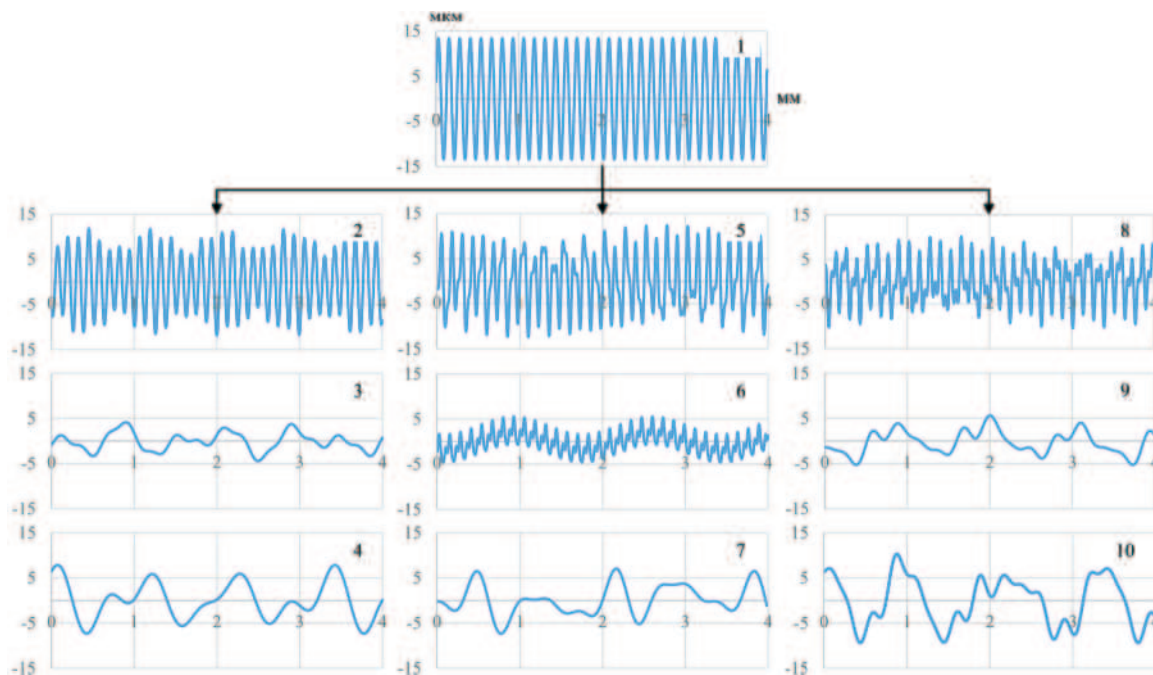


Рис. 7. Модельные профилограммы поверхности титанового сплава VT22 после БПФ по основным гармоникам

Fig. 7. The surface model profilograms of titanium alloy VT22 after FFT by fundamental harmonics

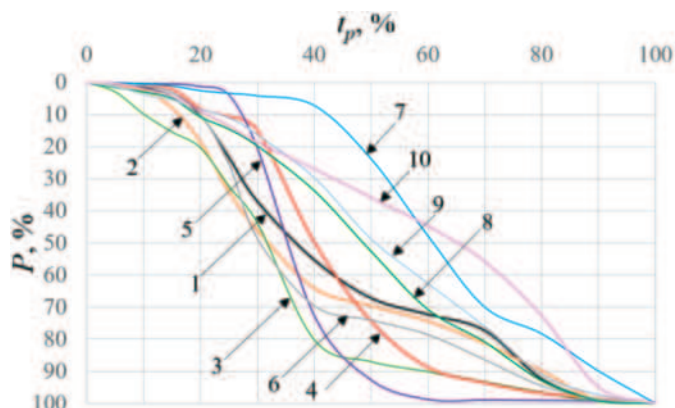


Рис. 8. Кривые опорных линий профилей для режимов 1–10

Fig. 8. Profile reference line curves for modes 1–10

Для примера, модельные кривые профиля поверхности для режимов 2, 4 и 5 разложены на гармоники (рис. 9, а–е).

Из рис. 9, г видно, что, несмотря на пластическую деформацию поверхности роликом, превалирующим периодом осталось значение подачи резца при полуступенчатой обработке, т. е. 0,125 мм.

Для ЭМО постоянным током плотностью 600 А/мм² (рис. 9, д, рис. 6, 9, режим 7) происходит сдвиг главной гармоники влево, в сторону больших периодов, характеризующих волнистость профиля. Из-за большого профильного радиу-

са ролика происходило наложение треков ЭМО друг на друга, что привело к размытию на спектрограмме основного пика (рис. 9, д). Подобное явление наблюдается и для режима 10 (рис. 9, е), причем для визуального корректного сходства с оригинальной профилограммой и наибольшего значения коэффициента корреляции потребовалось минимум 5 гармоник (рис. 9, в).

Для выявления вида отклонения профиля продольного сечения по масштабу для модельных кривых (рис. 10) было посчитано отношение длины шага к высоте выступа (l/H) для каждого режима и гармоники.

На рис. 10 показана схема для определения соотношения l/H и масштаба отклонения профиля продольного сечения по пяти синусоидам (гармоникам) на примере режима 10.

Отношения l/H для всех режимов обработки образца из титанового сплава VT22 представлены на рис. 11.

Гармоники, отвечающие за шероховатость, наблюдаются для режимов 1, 2, 5, 6, 8 (рис. 11), наследуются от предшествующей токарной полуступенчатой обработки (подача 0,125 мм/об) и сохраняются на профилограммах (рис. 6) вследствие слабого термомеханического воздействия

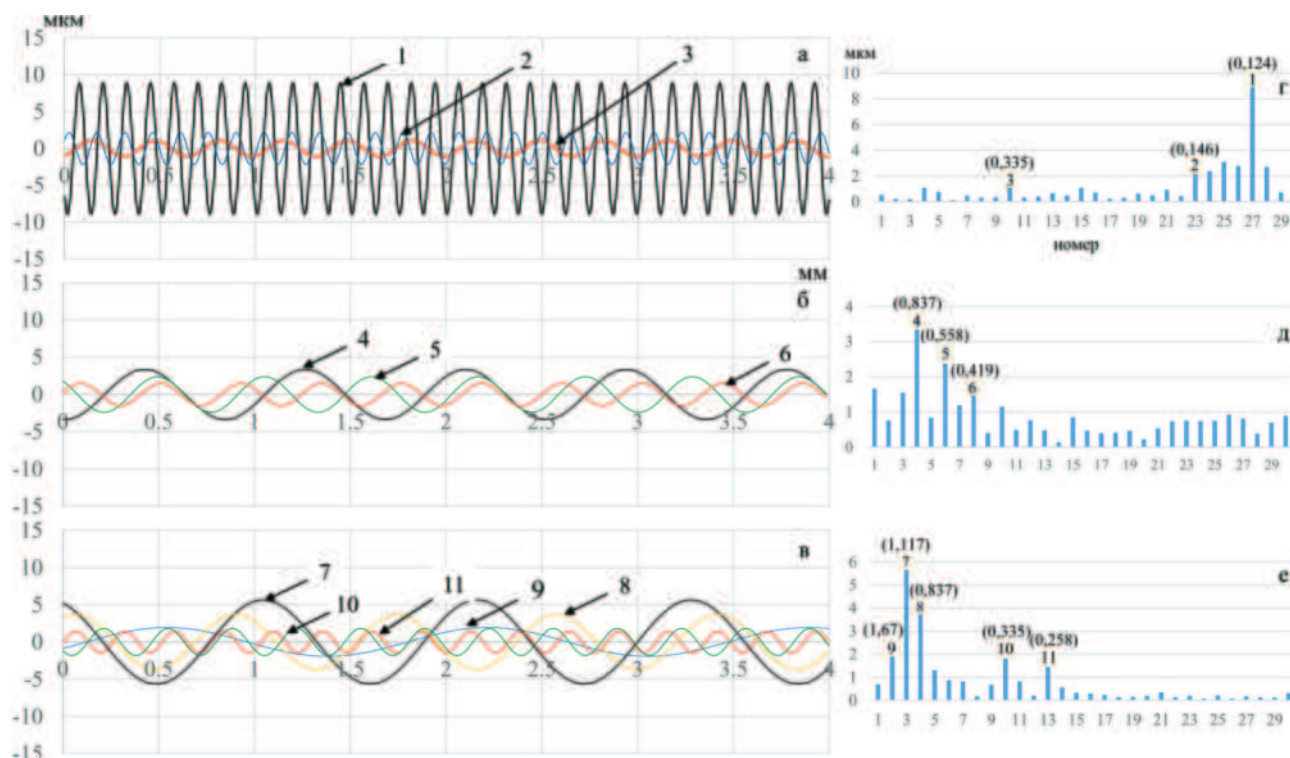


Рис. 9. Пример разложения на гармоники модельных кривых профиля поверхности для режимов 2, 7 и 10 (а–в). Цифрами на а–в указаны гармоники (в порядке убывания амплитуд), г–е – спектрограммы (в скобках указаны периоды)

Fig. 9. Example of harmonic decomposition of model surface profile curves for modes 2, 7, and 10 (a–в). Numbers in a–в indicate harmonics (in order of decreasing amplitudes), г–е – spectrograms (periods are indicated in brackets)

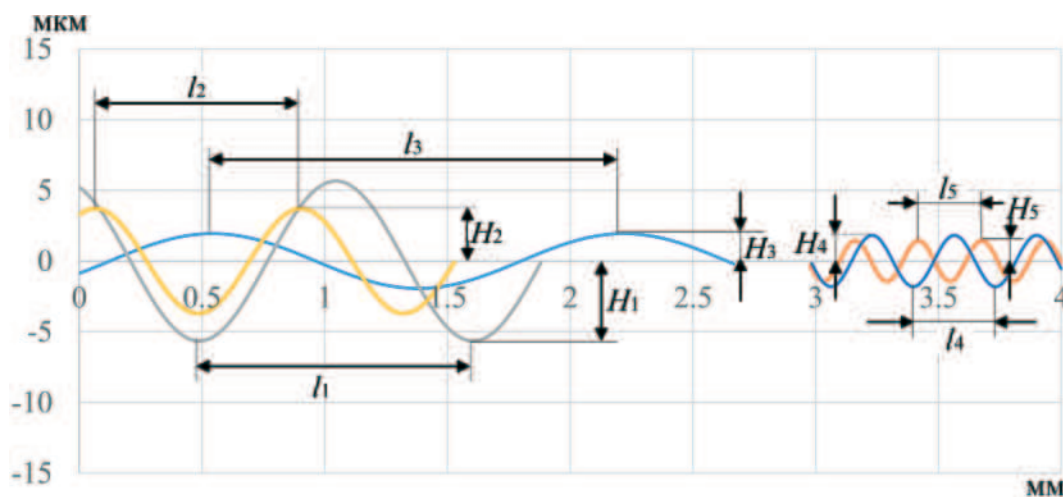


Рис. 10. Пример схемы по определению вида отклонения продольного профиля

Fig. 10. Example of a diagram for determining the type of deviation of the longitudinal profile

от рабочего инструмента, так как, например, при больших плотностях тока, независимо от его рода, они полностью отсутствуют (рис. 11, режимы 3, 4, 7, 9, 10). Минимальные соотношения l/H отмечены для режимов 5 и 8.

В работах [7, 8, 28] упоминается, что такие технологии, как вибронакатка и электромеханическая обработка, способны создавать на поверхности детали специальный микрорельеф для обеспечения эффективного смазывания

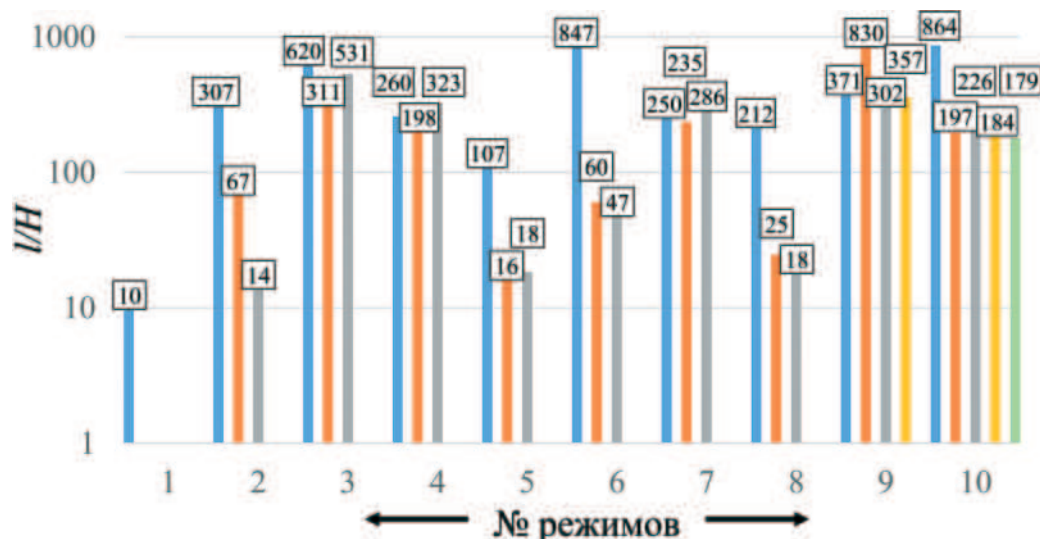


Рис. 11. Диаграммы отношения I/H режимов 1–10 (цифры над столбцами – значения I/H гармоник). Примечание: ось ординат дана в логарифмическом масштабе

Fig. 11. Diagrams of the I/H ratio of modes 1–10 (the numbers above the columns are the I/H harmonic values). Note: the ordinate axis is given on a logarithmic scale

поверхностей трения, создания между парами трения искусственных микроклиньев и иницирования гидродинамического эффекта смазки. Например, ранее авторами работ [29, 30] было показано, что электромеханическая обработка позволила повысить износостойкость стали 45 и титанового сплава BT22 до 5 и 100 раз по отношению к исходной структуре за счет создания на поверхности масляных карманов и высокопрочной структуры.

По приведенным в табл. 2 коэффициентам корреляции видно, что сильная взаимосвязь наблюдается для наклепанного роликовым инструментом слоя – режима 2, и для электромеханического сглаживания и обработки переменным током (режим 4 и 9, $R \geq 0,7$). Для режимов 1, 3 отмечена средняя связь ($0,5 \leq R \leq 0,7$). Слабая связь между модельной кривой и экспериментальными данными отмечена для ЭМО постоянным током и усилием прижатия 150 Н, плотностью 100, 300 и 600 А/мм² а также переменным током плотностью 100 и 600 А/мм²

с тем же усилием прижатия (табл. 2, режимы 5, 6, 7, 8, 10).

Низкий коэффициент корреляции для пятого режима может быть вызван попаданием амплитуд (высот) спектра в соседние частоты, что потенциально вызывает искажение или скрытие пиков с более низкой амплитудой [31]. Факт малой величины R для режима 6, по предположению авторов, обусловлен отсутствием циклической составляющей на более чем 1/3 участка профиля, т. е. отсутствием чувствительности данного математического аппарата к локальному изменению сигнала на участке.

Согласно данным работы [32], для формирования подвижных соединений важно обеспечить оптимальную посадку с натягом, так как профиль с низкими высотными показателями дорог в получении, а большие значения высоты профиля вызывают преждевременное ослабление посадки и износ из-за пластической деформации выступов, что, в свою очередь, может вызвать низкую герметичность соединений деталей

Таблица 2

Table 2

Коэффициенты корреляции между экспериментальными данными и модельными кривыми профиля
Correlation coefficients between experimental data and model profile curves

Номер режима	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Коэффициент корреляции $ R $	0,57	0,71	0,51	0,73	0,20	0,23	0,37	0,26	0,74	0,40

и увеличение скорости коррозии металлических сплавов. Известно также, что увеличение параметров t_p и S_m приводит к снижению коэффициента трения и увеличению износостойкости, а увеличение S_m с одновременным снижением Ra значительно уменьшает влияние неровностей (концентраторов напряжений) на усталостную прочность и долговечность [33]. Правильный подбор режимов ЭМО и ППД, технический и технологический контроль за процессом упрочнения, а также использование математических алгоритмов, например БПФ, позволяет получить качественный профиль поверхности без погрешности на биение образца в патроне, колебание усилия прижатия контакта образца к токоъемному приспособлению и по другим причинам.

Выводы

1. Анализ профилограмм поверхности титанового сплава BT22 показал, что все технологические режимы обработки способствуют снижению высотных параметров (Ra до 1,35 мкм) и повышению класса чистоты поверхности с 3 по 6. Электрохимическая обработка постоянным током высокой плотности способствует качественному снижению «вибрации» профиля от предшествующей полуструйной токарной обработки.

2. Электрохимическая обработка и сглаживание (режимы 3, 6, 7) способствуют снижению шагового параметра профиля поверхности до 2,28 раза и увеличению относительной опорной длины до 98,8 % с приданием профилю формы «масляных карманов» как малой, так и большой жесткости, а также волнистости с различными шаговыми и высотными параметрами.

3. Применение быстрого преобразования Фурье позволило установить главные составляющие комплексной многопереходной обработки, выделить циклическую составляющую профиля, получить графики распределения неровностей профиля на основе аппроксимационных моделей и исключить случайные составляющие от технологических обработок (возможной вибрации, малой жесткости в системе «СПИД» и биения образца в патроне) для правильной интерпретации полученных результатов. Наибольший коэффициент корреляции ($R > 0,7$) был отмечен

для ППД и ЭМО переменным током ввиду преобладания тенденции от предшествующей полуструйной обточки и волнистости от ЭМО (режимы 2, 4, 9).

4. Быстрое преобразование Фурье может быть использовано в качестве экспресс-оценки и классификации по масштабному фактору продольных отклонений профиля поверхности деталей машин после различных видов обработки.

5. В качестве оптимального по параметрам микрогеометрии поверхности режима обработки для технолога машиностроительного производства можно рекомендовать режим 3, позволивший эффективно снизить высотные и шаговые параметры, а также значительно повысить структурный параметр, ответственный за несущую способность сопрягаемых деталей.

Список литературы

1. Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Премонт Г.Б. Технологическое наследование эксплуатационных параметров качества в жизненном цикле деталей двигателя внутреннего сгорания // Научные технологии в машиностроении. – 2019. – № 7 (97). – С. 35–42. – DOI: 10.30987/article_5cf7bd2fec77a9.13115279.
2. Аверченков В.И., Васильев А.С., Хейфец М.Л. Технологическая наследственность при формировании качества изготавливаемых деталей // Научные технологии в машиностроении. – 2018. – № 10 (88). – С. 27–32.
3. Optimization of subtractive-transformative hybrid processes supported by the technological heredity concept / W. Grzesik, K. Żak, R. Chudy, M. Prażmowski, J. Małacka // CIRP Annals. – 2019. – Vol. 68 (1). – P. 101–104. – DOI: 10.1016/j.cirp.2019.03.005.
4. Влияние фазового состава титановых сплавов на параметры шероховатости, получаемые в процессе проволоочной электроэрозионной обработки / А.А. Федоров, Ю.Е. Жданова, А.В. Ливневский, Н.В. Бобков, Ю.О. Бредгауэр // Омский научный вестник. – 2021. – № 4 (178). – С. 18–24. – DOI: 10.25206/1813-8225-2021-178-18-24.
5. Мураткин Г.В., Сарафанова В.А. Влияние технологической наследственности напряженно-деформированного состояния на точность нежестких деталей // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2020. – № 1. – С. 56–64. – DOI: 10.31857/S0235711920010095.
6. Microstructure evolution and electroplasticity in Ti64 subjected to electropulsing-assisted laser shock peening / H. Zhang, Z. Ren, J. Liu, J. Zhao, Z. Liu, D. Lin, R. Zhang, M.J. Graber, N.K. Thomas, Z.D. Kerek, G.-X. Wang, Y. Dong, C. Ye // Journal of



Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 802. – P. 573–582. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.156.

7. Электромеханическое упрочнение металлов и сплавов / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина, И.Н. Захаров, А.Н. Савкин, Д.С. Денисевич. – Волгоград: ВолГТУ, 2016. – 460 с.

8. Аскинази Б.М. Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 200 с.

9. Sensitivity of material failure to surface roughness: A study on titanium alloys Ti64 and Ti407 / S. Sneddon, Y. Xu, M. Dixon, D. Rugg, P. Li, D.M. Mulvihill // Materials & Design. – 2021. – Vol. 200. – P. 109438. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109438.

10. Overview of surface modification techniques for titanium alloys in modern material science: A comprehensive analysis / K. Gao, Y. Zhang, J. Yi, F. Dong, P. Chen // Coatings. – 2024. – Vol. 14 (1). – P. 148. – DOI: 10.3390/coatings14010148.

11. Enhancement of the microstructure and fatigue crack growth performance of additive manufactured titanium alloy parts by laser-assisted ultrasonic vibration processing / S.A. Ojo, K. Manigandan, G.N. Morscher, A.L. Gyekenyesi // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2024. – Vol. 33. – P. 10345–10359. – DOI: 10.1007/s11665-024-09323-8.

12. Amanov A., Yeo I.K., Jeong S.H. Advanced post-processing of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting: A study of laser shock peening and ultrasonic nanocrystal surface modification // Journal of Materials Research and Technology. – 2025. – Vol. 35. – P. 4020–4031. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.02.038.

13. Application of ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) technique for surface strengthening of titanium and titanium alloys: A mini review / R. Liu, S. Yuan, N. Lin, Q. Zeng, Z. Wang, Y. Wu // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 11. – P. 351–377. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.01.013.

14. Effect of surface roughness on fatigue strength of Ti-6Al-4V alloy manufactured by additive manufacturing / M. Nakatani, H. Masuo, Y. Tanaka, Y. Murakami // Procedia Structural Integrity. – 2019. – Vol. 19. – P. 294–301. – DOI: 10.1016/j.prostr.2019.12.032.

15. Civiero R., Perez-Rafols F., Nicola L. Modeling contact deformation of bare and coated rough metal bodies // Mechanics of Materials. – 2023. – Vol. 179. – P. 104583. – DOI: 10.1016/j.mechmat.2023.104583.

16. Han T., Fan J. Ultrasonic measurement of contact stress at metal-to-metal interface based on a real rough profile through modeling and experiment // Measurement. – 2023. – Vol. 217. – P. 113046. – DOI: 10.1016/j.measurement.2023.113046.

17. A novel comprehensive framework for surface roughness prediction of integrated robotic belt grind-

ing and burnishing of Inconel 718 / B. Qi, X. Huang, W. Guo, X. Ren, H. Chen, X. Chen // Tribology International. – 2024. – Vol. 195. – P. 109574. – DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109574.

18. Influence factors and prediction model of surface roughness in single-point diamond turning of polycrystalline soft metal / Z. Xue, M. Lai, F. Xu, F. Fang // Journal of Materials Processing Technology. – 2024. – Vol. 324. – P. 118256. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2023.118256.

19. Modeling of surface hardening and roughness induced by turning AISI 4140 QT under different machining conditions / B. Stampfer, J. Bachmann, D. Gauder, D. Böttger, M. Gerstenmeyer, G. Lanza, B. Wolter, V. Schulze // Procedia CIRP. – 2022. – Vol. 108. – P. 293–298. – DOI: 10.1016/j.procir.2022.03.050.

20. Roughness prediction model of milling noise-vibration-surface texture multi-dimensional feature fusion for N6 nickel metal / S. Li, S. Li, Z. Liu, A.V. Petrov // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 79. – P. 166–176. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.04.055.

21. An acoustic dataset for surface roughness estimation in milling process / N.R. Sakthivel, J. Cherian, B.B. Nair, A. Sahasransu, L.N.V.P. Aratipamula, S.A. Gupta // Data in Brief. – 2024. – Vol. 57. – P. 111108. – DOI: 10.1016/j.dib.2024.111108.

22. Surface roughness prediction based on fusion of dynamic-static data / J. Wang, X. Wu, Q. Huang, Q. Mu, W. Yang, H. Yang, Z. Li // Measurement. – 2025. – Vol. 243. – P. 116351. – DOI: 10.1016/j.measurement.2024.116351.

23. Features of changes in the surface structure and phase composition of the of $\alpha + \beta$ titanium alloy after electromechanical and thermal treatment / V.P. Bagmu- to, V.I. Vodopyanov, I.N. Zakharov, A.Y. Ivannikov, A.I. Bogdanov, M.D. Romanenko, V.V. Barinov // Metals. – 2022. – Vol. 12 (9). – P. 1535. – DOI: 10.3390/met12091535.

24. The improved fault location method based on natural frequency in MMC-HVDC grid by combining FFT and MUSIC algorithms / J. He, B. Li, Q. Sun, Y. Li, H. Lyu, W. Wang, Z. Xie // International Journal of Electrical Power & Energy Systems. – 2022. – Vol. 137. – P. 107816. – DOI: 10.1016/j.ijepes.2021.107816.

25. Федоров В.Л. Критерий определения числа гармоник рядов Фурье, аппроксимирующих напряжения и токи трансформатора // Омский научный вестник. – 2018. – № 5 (161). – С. 82–89. – DOI: 10.25206/1813-8225-2018-161-82-89.

26. Конспект лекций по дисциплине «Основы восстановления деталей и ремонт автомобилей» / сост. Г.В. Мураткин. – Тольятти: ТГУ, 2008. – 120 с.

27. *Мальшико С.Б., Тарасов В.В.* Влияние технологических параметров электромеханической обработки на шероховатость поверхности // Проблемы транспорта Дальнего Востока: доклады тринадцатой научно-практической конференции с международным участием. – Владивосток, 2019. – С. 63–65. – EDN TJDMDB.

28. *Учкин П.Г.* Применение вибронакатывания гильз цилиндров двигателя внутреннего сгорания с целью увеличения их ресурса // Известия Оренбургского государственного аграрного университета. – 2023. – № 2 (100). – С. 99–105. – DOI: 10.37670/2073-0853-2023-100-2-99-105.

29. Влияние импульсного электромеханического упрочнения на износостойкость подвижных сопряжений / С.Н. Паршев, И.М. Серов, А.В. Зубков, А.В. Коробов // Молодой ученый. – 2015. – № 23 (103), ч. 2. – С. 200–204.

30. Influence of technological modes of combined high-energy treatment on wear resistance of transition class titanium alloy / V.P. Bagmutov, I.N. Zakharov, M.D. Romanenko, V.V. Barinov, V.V. Tikhayeva // Russian Physics Journal. – 2024. – Vol. 67 (10). – P. 1647–1653. – DOI: 10.1007/s11182-024-03294-y.

31. *Manus H.* An ultra-precise fast Fourier transform // Science Talks. – 2022. – Vol. 4. – P. 100097. – DOI: 10.1016/j.sctalk.2022.100097.

32. *Леонов О.А., Вергазова Ю.Г.* Относительная опорная длина профиля поверхности и долговечность деталей // Инновационная наука. – 2016. – № 1-2 (13). – С. 81–83.

33. *Алиев А.А., Булгаков В.П., Приходько Б.С.* Качество поверхности и свойства деталей машин // Вестник Астраханского государственного технического университета. – 2004. – № 1 (20). – С. 8–12.

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



Mathematical analysis of the titanium alloy surface profile under various modes of electromechanical treatment

Mikhail Romanenko^{1, a, *}, Igor Zakharov^{1, b}, Vyacheslav Bagmutov^{1, c}, Vladislav Barinov^{1, d},
 Minh Tuong Nguyen^{2, e}

¹ Volgograd State Technical University, 28 Lenin Avenue, Volgograd, 400005, Russian Federation

² Russian Technological University MIREA, 78 Vernadsky Avenue, Moscow, 119454, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-4800-7151>, romanenko.mihail2009@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-7177-7245>, 4zaxap@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0003-3648-8450>, sopromat@vstu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-9400-7366>, barinov@vstu.ru;

^e <https://orcid.org/0009-0004-7484-7009>, nguen_m@mirea.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 May 2025

Revised: 30 June 2025

Accepted: 10 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Profilogram

Microgeometry

Fast Fourier transformation (FFT)

Harmonic

Electromechanical treatment

Surface plastic deformation

Titanium alloy VT22

Funding

The study was carried out with financial support from the Russian Science Foundation (project No. 25-29-20241).

ABSTRACT

Introduction. Currently, many mathematical approaches exist for approximating surface profile curves. Most employ volumetric mathematical expressions to describe surface profile parameters after various types of processing. **Purpose of the work** is to select a mathematical apparatus that is simple enough from an engineering perspective to approximate the surface profile of VT22 titanium alloy samples after surface plastic deformation (SPD) and various electromechanical processing (EMP) modes, with the possibility of eliminating random technological errors. **The paper investigates** the effect of EMP modes using alternating and direct current at densities of 100, 300, and 600 A/mm², considering both the application of force by the deforming tool-electrode (150 N) and its absence (10 N), on the surface geometry of VT22 titanium alloy samples. The electromechanical processing of metal alloys used in this work can significantly change the geometric profile, structure, and operational properties of the surface. Its distinctive feature is the creation of both microdeviations (roughness) and macrodeviations and relief (waviness, “oil pockets”, build-ups from metal surfacing to the repair size) on the surface. **Research methods.** Profilometric analysis was performed using a PM-7 device, followed by processing of the roughness measurement results using the fast Fourier transform (FFT) on the surface of a cylindrical sample made of VT22 titanium alloy with a diameter of 16 mm after electromechanical rolling with an tool-electrode, previously subjected to semi-finish turning. The error of the model curves of the surface profile was estimated using the Pearson correlation coefficient (*R*). **Results and discussion.** The use of high-density direct current helps to obtain a surface with a high relative support length of the profile (98.8%), a low arithmetic mean deviation of the profile (1.9 μm), and an average step of profile irregularities (56 μm). Based on the FFT, the considered modes of electromechanical processing contribute to the formation of profile waviness with different pitch and height. The greatest correlation is observed for modes 2, 4, and 9 (*R* > 0.7), while the lowest correlation coefficient was noted for EMP with a direct current density of 100 and 300 A/mm² (modes 5 and 6, *R* < 0.25).

For citation: Romanenko M.D., Zakharov I.N., Bagmutov V.P., Barinov V.V., Nguyen M.T. Mathematical analysis of the titanium alloy surface profile under various modes of electromechanical treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 80–95. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-80-95. (In Russian).

References

1. Heifetz M.L., Gretskey N.L., Prement G.B. Technological inheritance of operational quality parameters in the life cycle of internal combustion engine parts. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2019, no. 7 (97), pp. 35–42. DOI: 10.30987/article_5cf7bd2fec77a9.13115279. (In Russian).

* Corresponding author

Romanenko Mikhail D., Ph.D. (Engineering), Senior Lecturer

Volgograd State Technical University,

28 Lenin Avenue,

400005, Volgograd, Russian Federation

Tel.: +7 977 064-06-19, e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

2. Averchenkov V.I., Vasiliev A.S., Heifetz M.L. Technological heredity in the formation of the quality of manufactured parts. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2018, no. 10 (88), pp. 27–32. (In Russian).
3. Grzesik W., Żak K., Chudy R., Prażmowski M., Małecka J. Optimization of subtractive-transformative hybrid processes supported by the technological heredity concept. *CIRP Annals*, 2019, vol. 68 (1), pp. 101–104. DOI: 10.1016/j.cirp.2019.03.005.
4. Fedorov A.A., Zhdanova Yu.E., Linovskii A.V., Bobkov N.V., Bredgauer Yu.O. Vliyanie fazovogo sostava titanovykh splavov na parametry sherokhovatosti, poluchaemye v protsesse provolochnoi elektroerozionnoi obrabotki [Influence of the phase composition of titanium alloys on the roughness parameters obtained during wire electrical discharge machining]. *Omskii nauchnyi vestnik = Omsk Scientific Bulletin*, 2021, no. 4 (178), pp. 18–24. DOI: 10.25206/1813-8225-2021-178-18-24. (In Russian).
5. Muratkin G.V., Sarafanova V.A. Vliyanie tekhnologicheskoi nasledstvennosti napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya na tochnost' nezhestkikh detalei [Influence of technological heredity of the stress-strain state on the accuracy of non-rigid parts]. *Problemy mashinostroyeniya i nadezhnosti mashin = Problems of Mechanical Engineering and Machine Reliability*, 2020, no. 1, pp. 56–64. DOI: 10.31857/S0235711920010095.
6. Zhang H., Ren Z., Liu J., Zhao J., Liu Z., Lin D., Zhang R., Graber M.J., Thomas N.K., Kerek Z. D., Wang G.-X., Dong Y., Ye C. Microstructure evolution and electroplasticity in Ti64 subjected to electropulsing-assisted laser shock peening. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 802, pp. 573–582. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.06.156.
7. Bagmutov V.P., Parshev S.N., Dudkina N.G., Zakharov I.N., Savkin A.N., Denisevich D.S. *Elektromekhanicheskoe uprochnenie metallov i splavov* [Electromechanical hardening of metals and alloys]. Volgograd, Volg-STU Publ., 2016. 460 p.
8. Askinazi B.M. *Uprochnenie i vosstanovlenie detalei mashin elektromekhanicheskoi obrabotkoi* [Strengthening and restoration of machine parts by electromechanical treatment]. 3rd ed., rev. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 1989. 200 p.
9. Sneddon S., Xu Y., Dixon M., Rugg D., Li P., Mulvihill D.M. Sensitivity of material failure to surface roughness: A study on titanium alloys Ti64 and Ti407. *Materials & Design*, 2021, vol. 200, p. 109438. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109438.
10. Gao K., Zhang Y., Yi J., Dong F., Chen P. Overview of surface modification techniques for titanium alloys in modern material science: A comprehensive analysis. *Coatings*, 2024, vol. 14 (1), p. 148. DOI: 10.3390/coatings14010148.
11. Ojo S.A., Manigandan K., Morscher G.N., Gyekenyesi A.L. Enhancement of the microstructure and fatigue crack growth performance of additive manufactured titanium alloy parts by laser-assisted ultrasonic vibration processing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, vol. 33, pp. 10345–10359. DOI: 10.1007/s11665-024-09323-8.
12. Amanov A., Yeo I.K., Jeong S.H. Advanced post-processing of Ti6Al4V alloy fabricated by selective laser melting: A study of laser shock peening and ultrasonic nanocrystal surface modification. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 35, pp. 4020–4031. DOI: 10.1016/j.jmrt.2025.02.038.
13. Liu R., Yuan S., Lin N., Zeng Q., Wang Z., Wu Y. Application of ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) technique for surface strengthening of titanium and titanium alloys: A mini review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 11, pp. 351–377. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.01.013.
14. Nakatani M., Masuo H., Tanaka Y., Murakami Y. Effect of surface roughness on fatigue strength of Ti-6Al-4V alloy manufactured by additive manufacturing. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 19, pp. 294–301. DOI: 10.1016/j.prostr.2019.12.032.
15. Civiero R., Perez-Rafols F., Nicola L. Modeling contact deformation of bare and coated rough metal bodies. *Mechanics of Materials*, 2023, vol. 179, p. 104583. DOI: 10.1016/j.mechmat.2023.104583.
16. Han T., Fan J. Ultrasonic measurement of contact stress at metal-to-metal interface based on a real rough profile through modeling and experiment. *Measurement*, 2023, vol. 217, p. 113046. DOI: 10.1016/j.measurement.2023.113046.
17. Qi B., Huang X., Guo W., Ren X., Chen H., Chen X. A novel comprehensive framework for surface roughness prediction of integrated robotic belt grinding and burnishing of Inconel 718. *Tribology International*, 2024, vol. 195, p. 109574. DOI: 10.1016/j.triboint.2024.109574.
18. Xue Z., Lai M., Xu F., Fang F. Influence factors and prediction model of surface roughness in single-point diamond turning of polycrystalline soft metal. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, vol. 324, p. 118256. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2023.118256.



19. Stampfer B., Bachmann J., Gauder D., Böttger D., Gerstenmeyer M., Lanza G., Wolter B., Schulze V. Modeling of surface hardening and roughness induced by turning AISI 4140 QT under different machining conditions. *Procedia CIRP*, 2022, vol. 108, pp. 293–298. DOI: 10.1016/j.procir.2022.03.050.
20. Li S., Li S., Liu Z., Petrov A.V. Roughness prediction model of milling noise-vibration-surface texture multi-dimensional feature fusion for N6 nickel metal. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, vol. 79, pp. 166–176. DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.04.055.
21. Sakthivel N.R., Cherian J., Nair B.B., Sahasransu A., Aratipamula L.N.V.P., Gupta S.A. An acoustic dataset for surface roughness estimation in milling process. *Data in Brief*, 2024, vol. 57, p. 111108. DOI: 10.1016/j.dib.2024.111108.
22. Wang J., Wu X., Huang Q., Mu Q., Yang W., Yang H., Li Z. Surface roughness prediction based on fusion of dynamic-static data. *Measurement*, 2025, vol. 243, p. 116351. DOI: 10.1016/j.measurement.2024.116351.
23. Bagmutov V.P., Vodopyanov V.I., Zakharov I.N., Ivannikov A.Y., Bogdanov A.I., Romanenko M.D., Barinov V.V. Features of changes in the surface structure and phase composition of the of $\alpha + \beta$ titanium alloy after electromechanical and thermal treatment. *Metals*, 2022, vol. 12 (9), p. 1535. DOI: 10.3390/met12091535.
24. He J., Li B., Sun Q., Li Y., Lyu H., Wang W., Xie Z. The improved fault location method based on natural frequency in MMC-HVDC grid by combining FFT and MUSIC algorithms. *International Journal of Electrical Power & Energy Systems*, 2022, vol. 137, p. 107816. DOI: 10.1016/j.ijepes.2021.107816.
25. Fedorov V.L. Kriterii opredeleniya chisla garmonik ryadov Fur'e, approksimiruyushchikh napryazheniya i toki transformatora [Criterion for determining the number of harmonics of Fourier series approximating transformer voltages and currents]. *Omskii nauchnyi vestnik = Omsk Scientific Bulletin*, 2018, no. 5 (161), pp. 82–89. DOI: 10.25206/1813-8225-2018-161-82-89.
26. Muratkin G.V., comp. *Konspekt lektsii po distsipline «Osnovy vosstanovleniya detalei i remont avtomobilei»* [Lecture notes on the discipline “Fundamentals of Parts Restoration and Car Repair”]. Tolyatti, TSU Publ., 2008. 120 p.
27. Malyshko S.B., Tarasov V.V. [The influence of the technological parameters of the electromechanical treatment on the surface roughness]. *Problemy transporta Dal'nego Vostoka* [Problems of Transport in the Far East]. Proceedings from 13th Scientific and Practical Conference. Vladivostok, 2019, pp. 63–65. (In Russian).
28. Uchkin P.G. Primenenie vibronakatyvaniya gil'z tsilindrov dvigatelya vnutrennego sgoraniya s tsel'yu uvelicheniya ikh resursa [The use of vibration rolling of cylinder liners of an internal combustion engine in order to increase their resource]. *Izvestiya Orenburgskogo gosudarstvennogo agrarnogo universiteta = Izvestia Orenburg State Agrarian University*, 2023, no. 2 (100), pp. 99–105. DOI: 10.37670/2073-0853-2023-100-2-99-105.
29. Parshev S.N., Serov I.M., Zubkov A.V., Korobov A.V. Vliyanie impul'snogo elektromekhanicheskogo uprochneniya na iznosostoičnost' podvizhnykh sopryazhenii [Influence of pulsed electromechanical hardening on the wear resistance of movable joints]. *Molodoi uchenyi = Young Scientist*, 2015, no. 23 (103), pt. 2, pp. 200–204.
30. Bagmutov V.P., Zakharov I.N., Romanenko M.D., Barinov V.V., Tikhayeva V.V. Influence of technological modes of combined high-energy treatment on wear resistance of transition class titanium alloy. *Russian Physics Journal*, 2024, vol. 67 (10), pp. 1647–1653. DOI: 10.1007/s11182-024-03294-y.
31. Manus H. An ultra-precise fast Fourier transform. *Science Talks*, 2022, vol. 4, p. 100097. DOI: 10.1016/j.sctalk.2022.100097.
32. Leonov O.A., Vergazova Yu.G. Otnositel'naya opornaya dlina profilya poverkhnosti i dolgovechnost' detalei [Relative bearing length of the surface profile and durability of parts]. *Innovatsionnaya nauka = Innovative Science*, 2016, no. 1-2 (13), pp. 81–83.
33. Aliev A.A., Bulgakov V.P., Prikhod'ko B.S. Kachestvo poverkhnosti i svoistva detalei mashin [Surface quality and properties of machine parts]. *Vestnik Astrakhanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Astrakhan State Technical University*, 2004, no. 1 (20), pp. 8–12.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Оценка проплавляющей способности оксидных флюсов при сварке A-TIG углеродистых и низколегированных сталей

Антонина Карлина^{1, a, *}, Виктор Кондратьев^{2, 3, b}, Виталий Гладких^{1, c}, Галина Витькина^{3, d}, Роман Кононенко^{4, e}

- ¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия
² Институт геохимии им. А.П. Виноградова Сибирского отделения Российской академии наук, ул. Фаворского, стр. 1А, г. Иркутск, 664033, Россия
³ Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия
⁴ Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, karlinat@mail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-7437-2291>, imz@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-1953-1584>, gladkich_87@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-1076-2709>, 20procents@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politech@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791

История статьи:

Поступила: 14 сентября 2025
 Рецензирование: 07 октября 2025
 Принята к печати: 23 октября 2025
 Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Сварка
 Активирующие флюсы
 Глубина проплавления
 Толщина покрытия

АННОТАЦИЯ

Введение. Сварка вольфрамовым электродом в среде инертного газа (TIG) получила широкое распространение благодаря таким преимуществам, как хороший защитный эффект, стабильная дуга, лёгкая регулировка тепловложения, уменьшение разбрызгивания металла и привлекательный внешний вид сварного шва. Однако относительно неглубокое проплавление и низкая эффективность ограничивают её применение. Для повышения эффективности сварки и расширения сферы её применения отечественные и зарубежные учёные провели значительные исследования, направленные на повышение плотности энергии традиционной дуги TIG. К ним относятся активирующая дуговая сварка TIG (A-TIG) с использованием флюса, наносимого на поверхность сварочного стыка. Дальнейшее обсуждение механизма повышения плотности энергии дуги при сварке A-TIG позволит нам предложить новые идеи и методы для высокоэффективной технологии производства сварочных процессов TIG. **Цель настоящей работы:** оценка технологического потенциала метода применения оксидных активирующих флюсов TiO₂ и SiO₂ для повышения эффективности проплавления и качества сварочного процесса углеродистых и низколегированных сталей. **Методы и материалы исследований.** В работе проводили сравнительные испытания сварки A-TIG пластин толщиной 3,5 и 8 мм (300×300 мм), изготовленных из нелегированной (углеродистой) стали Ст3, а также низколегированной стали 09Г2С. Сварочные испытания включали в себя применение однокомпонентных флюсов в виде оксидов (TiO₂, SiO₂). Все экспериментальные сварные швы выполнялись в одинаковых условиях, без использования присадочного металла (сварка TIG), током в диапазоне 10...200 А со скоростью сварки 150 мм/мин. Напряжение дуги ограничивалось в диапазоне от 10,4 до 12,8 В; погонная энергия – в диапазоне от 0,499 до 0,614 кДж/мм. Все сварные швы подвергались визуальному контролю состояния поверхности и макроструктурным исследованиям для определения их размеров. **Результаты и обсуждения.** В большинстве испытаний наблюдалось существенное различие в форме дуги по сравнению с традиционными процессами TIG и A-TIG. Результаты испытаний сварки A-TIG нелегированных и низколегированных сталей показали, что глубина проплавления незначительно увеличивалась в сталях, характеризующихся более высокой степенью раскисления и металлургической чистотой. Очевидно, что не каждый активатор отвечал за увеличение глубины проплавления, однако использование оксидов TiO₂ и SiO₂ оказалось, несомненно, благоприятным. Предложен механизм сжатия дуги для сварки A-TIG стали с различными типами исследованных флюсов. Сужение дуги происходит из-за образования отрицательных ионов во внешней области дуги или из-за флюса на поверхности. Таким образом, сужение дуги повышает плотность тока и интенсивность тепла в корне электрода. Это увеличивает силу и давление магнитного сжатия, и таким образом возникает сильный конвекционный поток вниз. Использование оксидов кремния и титана (TiO₂ и SiO₂) приводит к увеличению глубины проплавления при сварке A-TIG, независимо от типа и марки стали. Степень увеличения глубины проплавления ограничивалась диапазоном от 40 до 200 %.

Для цитирования: Оценка проплавляющей способности оксидных флюсов при сварке A-TIG углеродистых и низколегированных сталей / А.И. Карлина, В.В. Кондратьев, В.А. Гладких, Г.Ю. Витькина, Р.В. Кононенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 96–115. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-96-115.

Введение

Сварка является предпочтительным методом соединения стали различных марок, позволяющим создавать прочные непрерывные соединения с превосходной коррозионной стойкостью по сравнению с болтовыми соединениями или заклепками. Сварка TIG (Tungsten Inert Gas), или

*Адрес для переписки

Карлина Антонина Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
 Национальный исследовательский
 Московский государственный строительный университет,
 Ярославское шоссе, 26,
 129337, г. Москва, Россия
 Тел.: +7 950 120-19-50, e-mail: karlinat@mail.ru



GTA (Gas Tungsten Arc), получила широкое распространение благодаря своей точности и превосходному качеству сварного шва. В ней используется электрическая дуга и инертный газ (например, аргон), защищающий сварочную ванну от загрязнений. Этот метод очень эффективен для тонких или хрупких материалов, он обеспечивает малую деформацию, превосходный контроль и полированную поверхность, что делает его подходящим для применений в деталях машин и механизмов, требующих как прочности, так и точности.

Несмотря на свои преимущества, сварка TIG имеет ограничения, особенно по глубине проплавления. Обычно при сварке TIG нержавеющей стали в среде аргона полное проплавление ограничивается швами толщиной не более 3 мм и относительно низкой скоростью сварки. Хотя скорость сварки может быть существенно увеличена (до 160 %) при использовании гелия или водорода в качестве защитного газа, но глубина проплавления шва увеличивается лишь незначительно (на 1...2 мм) [1–3]. Возможность улучшения проплавления выбором защитной смеси дополнительно ограничивается необходимостью использования инертных или слабо восстанавливающих газов, что ограничивает выбор в основном смесями аргона и гелия.

Как уже было сказано выше, один проход стыковых соединений с прямоугольными кромками обеспечивает проплавление около 3 мм, это приводит к необходимости повторных проходов для более толстых материалов, что увеличивает время и стоимость сварки. Дополнительные проходы выделяют еще больше тепла, расширяя зону термического влияния (ЗТВ) и потенциально изменяя как металлургические, так и микроструктурные характеристики сварного шва. Более толстые компоненты требуют более широких корневых зазоров и большего количества присадочного материала, что увеличивает расход материала и время сварки [1–3].

Подготовка кромок для сварки TIG, особенно для материалов большой толщины, является трудоёмкой и занимает много времени. Стандарт ISO 9692-1:2013 предписывает скос или разделку кромок для уменьшения толщины шва в корне, обеспечивая тем самым достаточное проплавление. Однако эта процедура увеличивает

трудоемкость, продолжительность сварки и общие расходы [1–5].

Для устранения этих ограничений была разработана технология активирующей сварки TIG (A-TIG), предполагающая нанесение тонкого слоя активирующего флюса (обычно оксидов или галогенидов в сочетании с растворителями, такими как ацетон или этанол) на основной материал перед сваркой [1, 2]. Метод сварки A-TIG (A-GTAW) с активирующим флюсом впервые был применен в Институте электросварки им. Е. О. Патона, Украина, в конце 1950-х – начале 1960-х годов [1–3]. Первоначально метод A-TIG использовался при сварке титана, затем – при сварке мартенситных высокопрочных сталей ($R_e \approx 1500$ МПа) и, наконец, при сварке нержавеющей сталей [3–10].

Свободно горящая аргоновая дуга сжимается в плазменную дугу посредством механического, термического и магнитного сжатия. Плотность энергии плазменной дуги на 1–2 порядка выше, чем у обычной свободно горящей дуги, что делает плазменную дуговую сварку (PAW) одним из трёх методов сварки с высокой плотностью энергии. Механизм сжатия дуги открывает новый метод повышения плотности энергии дуги TIG. На этой основе разработано множество методов повышения плотности энергии дуги TIG. К ним относятся активирующая дуговая сварка TIG (A-TIG), двухэлектродная сварка TIG (T-TIG), сварка TIG в замочную скважину (K-TIG), высокочастотная импульсная сварка TIG (H-TIG), гибридная дуговая сварка TIG с ультразвуком (U-TIG), сварка TIG с контролем магнитного поля (M-TIG) и сварка полый вольфрамовой дугой с центральным отрицательным давлением.

В последние годы исследователи [3–19] уделяли большое внимание технологии сварки A-TIG различных металлов и сплавов. Было опубликовано много исследовательских статей отечественных и зарубежных авторов о сварке стали методом TIG с различными активирующими флюсами и их комбинациями [8–25].

Многие авторы [8–16] исследовали влияние пяти различных оксидных флюсов – MnO_2 , TiO_2 , MoO_3 , SiO_2 и Al_2O_3 – на изменение размеров сварного шва, микроструктурное поведение и изменение твердости при сварке TIG нержавеющей стали толщиной 6...8 мм. Все флюсы, за исключением Al_2O_3 , приводят к увеличению

проплавления из-за комбинированного эффекта, обратного эффекта Марангони и сужения дуги, тем самым уменьшая угловую деформацию сварных соединений. Кроме того, флюс SiO_2 облегчал проплавление корневого прохода. Трудность растворения оксида алюминия приводит к отсутствию сужения дуги, поэтому в случае Al_2O_3 наблюдается неглубокий сварной шов. Другое исследование было проведено в [16] на нержавеющей стали с флюсами SiO_2 , TiO_2 , Cr_2O_3 и CaO . В данной работе отмечено, что флюс SiO_2 оказывает наиболее значительное влияние на проплавление, и предложен механизм сжатия дуги для более глубокого проплавления.

Авторы работ [16–22] проанализировали микроструктуру, механические свойства и коррозионную стойкость сварных соединений А-TIG, что выявило механизм улучшения микроструктуры сварных соединений А-TIG.

В работах [5–9, 18–22] провели разработку и оптимизацию состава композитного активатора на основе наночастиц, что дополнительно прояснило связь между активатором и формированием и качеством сварного шва. Во многих работах [4–16] показано, что большинство активаторов могут значительно сжимать дугу и увеличивать глубину проплавления, а также уменьшать ширину сварного шва.

Согласно исследованиям [17–22], не все так однозначно по вопросу, что течение за счет эффекта Марангони расплавленной ванны служит основной причиной увеличения проплавления, но при этом сжатие дуги не является неизбежным явлением А-TIG. Некоторые активаторы могут сжимать дугу, в то время как другие не влияют на состояние дуги. Однако сжатие дуги неизбежно приведёт к увеличению плотности энергии дуги.

Влияние активирующих флюсов Cr_2O_3 , TiO_2 , SiO_2 , Fe_2O_3 , NaF и AlF_3 по отдельности и в виде бинарных флюсов типа SiO_2 - TiO_2 исследовалось во многих статьях [5–29], где в качестве критерия оценки выступала глубина проплавления. При этом отмечается в одних случаях положительное влияние активирующих флюсов (особенно оксидов) на глубину проплавления (увеличение на 40–50 %) [15–25], а в других случаях, наоборот, незначительное влияние [4, 5, 30–38]. Такое положение связано с тем, что в большинстве работ [15–39] рассмотрены различные условия веде-

ния сварочного процесса (сила тока, напряжение на дуге, скорость сварки, толщина покрытия, тип связующего вещества при приготовлении флюса, дисперсность частиц флюса и др.). Все эти факторы, как отмечают авторы [1, 2], будут влиять на проплавляющую способность сварочной дуги и, как следствие, на оценку эффективности и применения активирующего флюса.

Цель работы – провести оценку проплавляющей способности при сварке А-TIG с использованием оксидных флюсов TiO_2 и SiO_2 на углеродистых и низколегированных сталях. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение технологических параметров процесса сварки А-TIG с использованием оксидных флюсов TiO_2 и SiO_2 (сила тока, толщина покрытия, скорость сварки), влияющих на проплавляющую способность;
- проведение металлографических исследований сварных швов при сварке А-TIG с использованием оксидных флюсов TiO_2 и SiO_2 ;
- проведение визуализированных исследований процесса с фотофиксацией отдельных стадий процесса.

Методы и материалы исследований

Для проведения экспериментов использовали пластины из стали Ст3 размерами 5500×100 мм и толщиной 3, 5, 8, 10, 12, 25 мм, а также из низколегированной стали 09Г2С. Сварочные испытания включали в себя применение однокомпонентных флюсов в виде порошков оксидов (TiO_2 , SiO_2) фракцией 40, 80 мкм (производитель ООО «Реал-Дзержинск», РФ). Компоненты измельчали в керамической ступке и затем просеивали через лабораторное сито с размером ячеек 0,056 мм. Перед нанесением компонент смешивали с быстроиспаряющейся жидкостью (ацетоном) для получения густой взвеси. Приготовленный таким образом флюс наносили на поверхности пластин кистью. Этот способ нанесения активирующего флюса в настоящее время используется во всех исследованиях, касающихся процесса А-TIG. Применялся также лак и скотч. Для достижения одинаковой толщины флюса и минимизации влияния этого фактора на результаты испытаний плотность пасты всегда была одинаковой. Толщиномером ТП-34 на ос-

нове вихретокового преобразователя проводили контроль нанесения покрытия. Методология, принятая для экспериментальной работы, представлена на рис. 1.

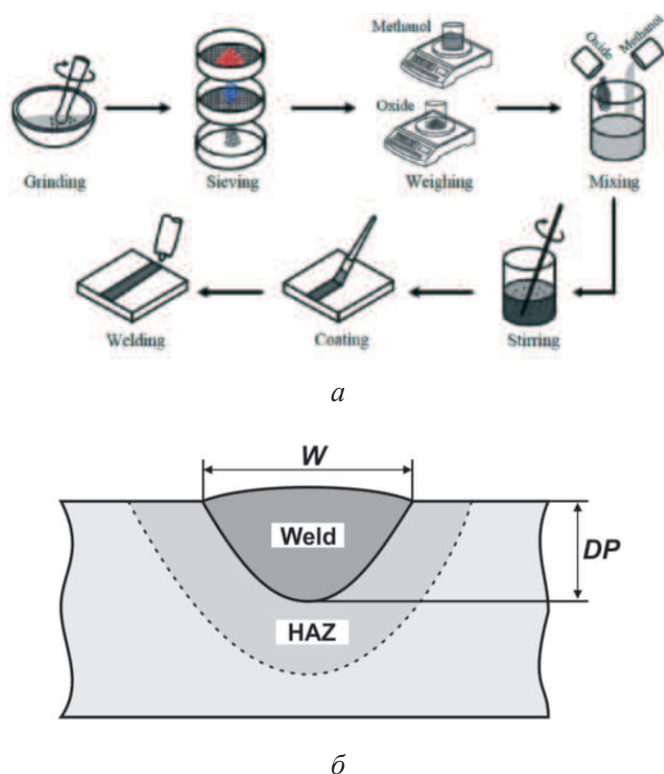


Рис. 1. Методология [29] приготовления активирующих флюсов:

параметры сварного шва (а); W – ширина шва; DP – глубина проплавления; HAZ – зона термического влияния; Weld – сварной шов (б)

Fig. 1. Methodology [29] for the preparation of activating fluxes:

weld parameters (a); (W – weld width; DP – penetration depth; HAZ – heat-affected zone; Weld – weld) (b)

Все экспериментальные сварные швы выполнялись в одинаковых условиях, без использования присадочного металла (сварка TIG), током в диапазоне 10...200 А со скоростью сварки 150 мм/мин. Напряжение дуги ограничивалось в диапазоне от 10,4 до 12,8 В; погонная энергия – в диапазоне от 0,499 до 0,614 кДж/мм. Эксперименты по сварке проводились с использованием сварочной установки TIG 250P AC/DC, состоящей из источника питания для сварки TIG, сварочного приспособления, горелки TIG и баллона с аргоном. Диапазон тока оборудования для сварки TIG составлял от 10 до 200 А, напряжение холостого хода – от 75 до 85 В, частота – 50/60 Гц, применялось принудительное воздушное охлаждение.

Расстояние между электродами, скорость сварки и сварочный ток являются наиболее влиятельными переменными, которые требуют оптимального управления для получения точных и повторяемых экспериментальных результатов. Сварочное приспособление было разработано собственными силами для надежного крепления горелки и заготовки и точного контроля скорости сварки и расстояния между электродами во время сварки. Приспособление удерживает опорную плиту для сварки и устанавливает желаемую скорость сварки в диапазоне от 40 до 200 мм/мин. Расход защитного аргона ограничивался в диапазоне от 10 до 15 л/мин. Использовался вольфрамовый электрод (диаметром 2,4 мм) с добавлением оксида тория (марки WT20 по EN ISO 6848). Все сварные швы подвергались визуальному контролю состояния поверхности и макроструктурным исследованиям для определения их размеров. Образцы для микроструктурного исследования протравливали реактивом. Ширину сварных швов измеряли через каждые 10 мм (между точками измерения) по всей длине сварных швов. Для статистической обработки результатов проводили по три эксперимента на каждый режим обработки, затем выполняли усреднение результатов.

Образцы для макроструктурных исследований отбирались из центральной части сварного шва. Процесс горения дуги фиксировался цифровой зеркальной камерой -а SONY 350 и высокоскоростной камерой PCO.1200с по методике, изложенной в работе [15]. Для измерения тока и напряжения использовался цифровой осциллограф Tektronix TDC-1012В.

Результаты исследований

Результаты макроструктурных испытаний сварных швов, выполненных на отдельных марках сталей с использованием различных активирующих флюсов (TiO_2 , SiO_2), представлены на рис. 2–4, а результаты измерений глубины проплавления и ширины шва – в таблице.

Макроскопические изображения геометрии сварного шва при 50-кратном увеличении показаны на рис. 2 с калиброванными измерениями глубины проплавления и ширины шва. Глубина проплавления, ширина валика сварного шва и их соотношение являются тремя метриками, опи-

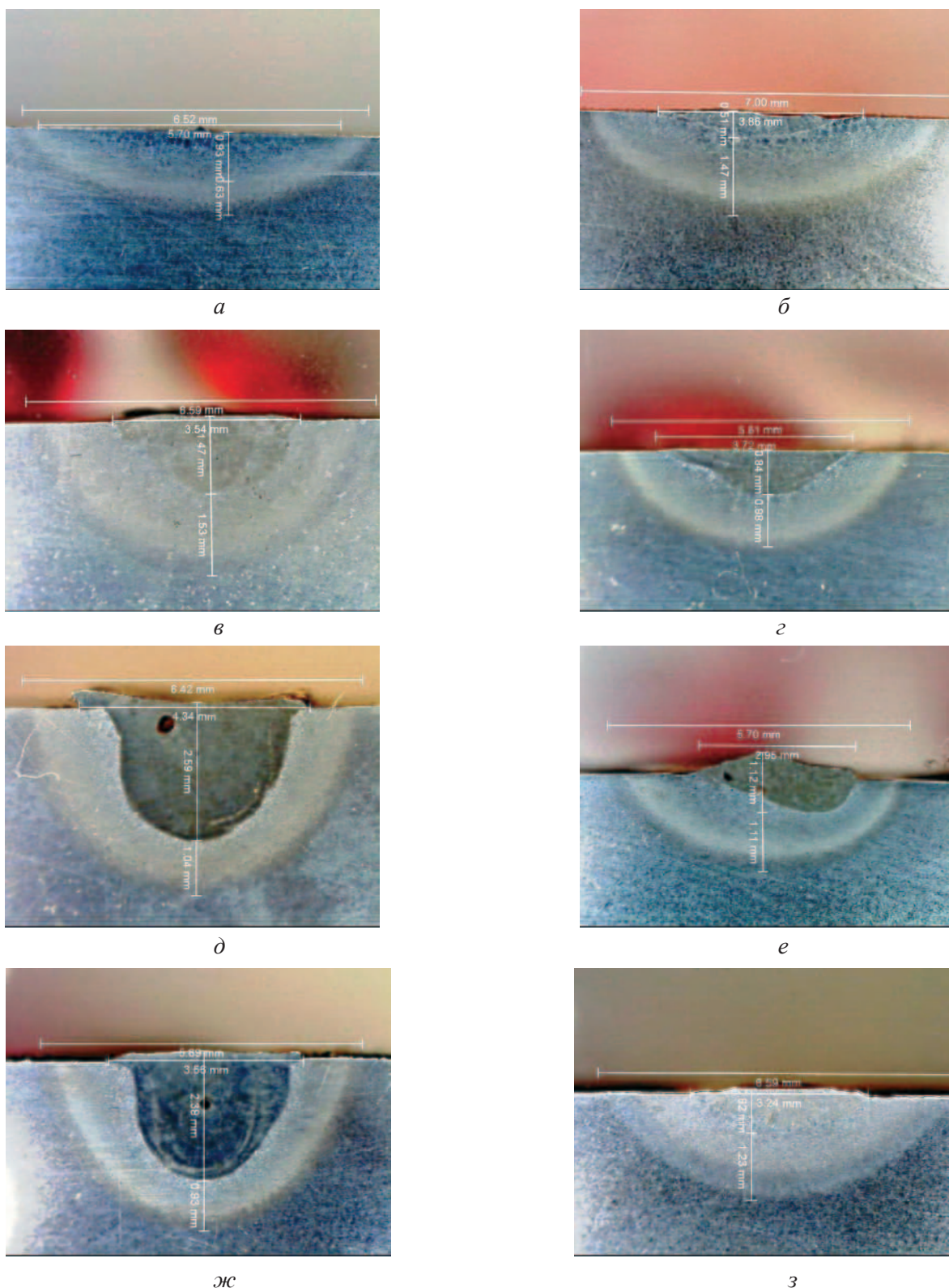


Рис. 2. Поперечные шлифы стали:

a – без флюса и без оплавления поверхности (сила тока 100 А); *б* – без флюса и с оплавлением поверхности (сила тока 120 А); *в* – оксид кремния (сила тока 120 А); *г* – оксид титана (сила тока 120 А); *д* – оксид кремния (сила тока 150 А); *е* – оксид титана (сила тока 150 А); *ж* – оксид кремния (сила тока 160 А); *з* – оксид титана (сила тока 160 А)

Fig. 2. Cross sections of steel:

a – without flux and without surface melting (current 100 A); *б* – without flux and with surface melting (current 120 A); *в* – silicon oxide (current 120 A); *г* – titanium oxide (current 120 A); *д* – silicon oxide (current 150 A); *е* – titanium oxide (current 150 A); *ж* – silicon oxide (current 160 A); *з* – titanium oxide (current 160 A)

Влияние состава активирующих флюсов различной дисперсности на ширину и глубину проплавления

The influence of the composition of activating fluxes of different particle size on the width and depth of penetration

Сила тока, А / Current, A	Флюс, нанесенный на сталь Ст3 / Flux applied to St3 steel	Глубина проплавления, мм / Depth of penetration, mm	Ширина проплавления, мм / Penetration width, mm
100	Без флюса	1,15	5,3
100	SiO ₂ 0,04 (двусторонний проводящий скотч и лак)	1,64	5,37
100	SiO ₂ 0,08 (лак)	2,66	5,35
100	SiO ₂ 0,04 (лак)	2,52	4,98
100	SiO ₂ 0,08 (двусторонний проводящий скотч и лак)	1,2	4,3
100	Аэросил (лак)	1,96	1,96

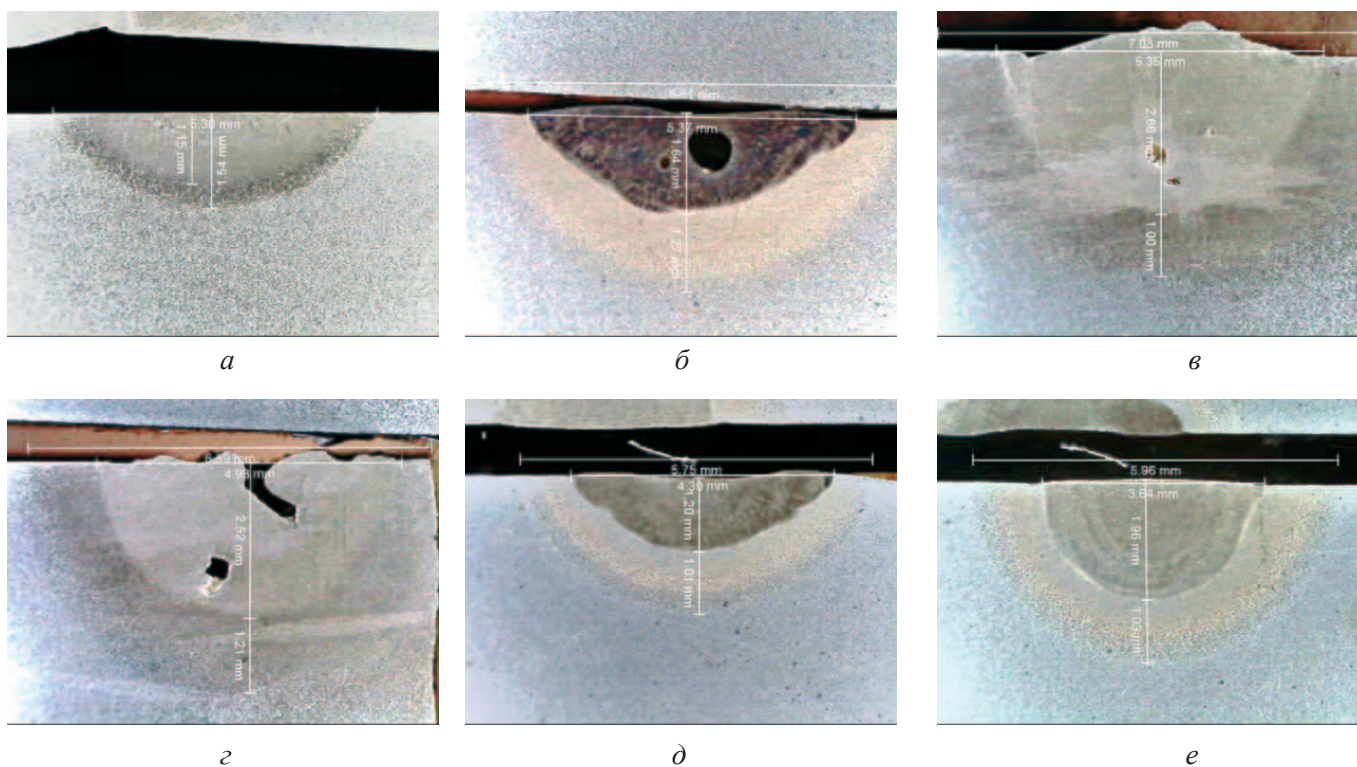


Рис. 3. Поперечные шлифы (сила тока 100А):

a – без флюса; *б* – SiO₂ 0,04 (двусторонний проводящий скотч, связующий лак); *в* – SiO₂ 0,08 (связующий лак); *г* – SiO₂ 0,04 (связующий лак); *д* – SiO₂ 0,08 (двусторонний проводящий скотч, связующий лак); *е* – аэросил (связующий лак)

Fig. 3. Cross sections (current 100A):

a – without flux; *б* – SiO₂ 0.04 (double-sided conductive tape, bonding varnish); *в* – SiO₂ 0.08 (bonding varnish); *г* – SiO₂ 0.04 (bonding varnish); *д* – SiO₂ 0.08 (double-sided conductive tape, bonding varnish); *е* – Aerosil (bonding varnish)

сывающими геометрические характеристики сварных швов.

Геометрические характеристики сварных швов А-TIG, полученных при выбранных сочетаниях тока, скорости и флюса, показаны

в таблице и на рис. 2, 3. Глубина проплавления и ширина валика металла шва при сварке А-TIG значительно отличались от параметров нанесения флюса и связующего. Разные сочетания флюса и способа нанесения приводят к различ-

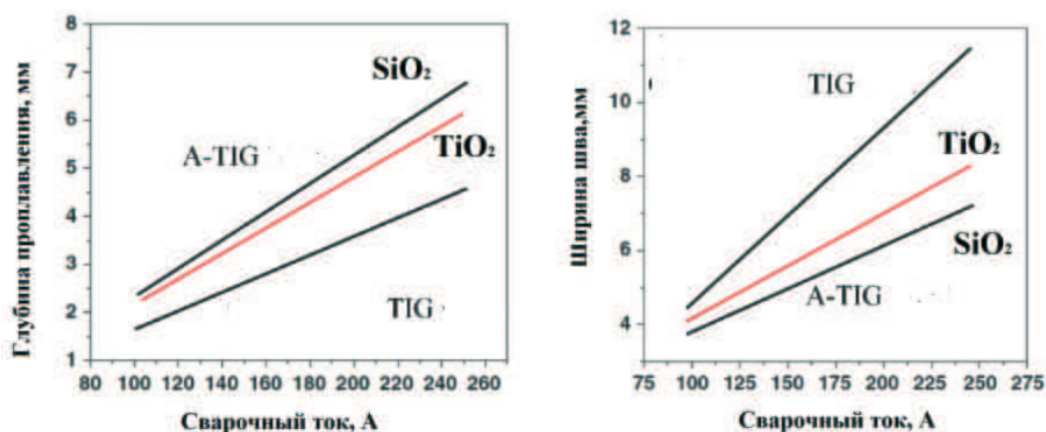


Рис. 4. Изменение геометрических размеров зоны плавления на пластине сталь 3 толщиной 20 мм (глубины проплавления и ширины сварного шва) при изменении тока при сварке TIG и A-TIG

Fig. 4. Change in the geometric dimensions of the melting zone on a steel St3 plate, 20 mm thick (penetration depth and weld width) with changing current during TIG and A-TIG welding

ным изменениям глубины проплавления и ширины валика по сравнению с другими параметрами сварки. Эффект увеличения глубины проплавления для одного значения сварочного тока хорошо виден, когда в процессе сварки используется активирующий флюс (см. таблицу, рис. 2–4).

В ходе проведенных экспериментов установлено, что при сварке A-TIG максимальная глубина проплавления достигается при высоких сварочных токах, но для обычного TIG увеличение проплавления ограничено, как показано на рис. 4.

Повышение тока также приводит к большей ширине сварного шва (рис. 4). Толщина покрытия оказывает сильное влияние на глубину проплавления, поскольку слой флюса увеличивает глубину проплавления шва. Глубина проплавления

зависит от сварочного тока, оптимальная толщина слоя флюса всё же важна для получения качественного сварного шва. На рис. 5 показана кривая зависимости проплавления от толщины покрытия, а на рис. 6 – от химического состава стали.

На рис. 7–10 представлены фотографии процесса плавления различных составов активирующих флюсов на поверхности стали 3 при сварке TIG и A-TIG. Процесс сварки без флюса визуализирован на рис. 7. Видно диффузионное горение сварочной дуги без анодных и катодных факелов. Столб дуги имеет колоколообразную форму.

На рис. 8 показан процесс сварки с нанесенным флюсом SiO₂ фракции 0,08 мм с использо-

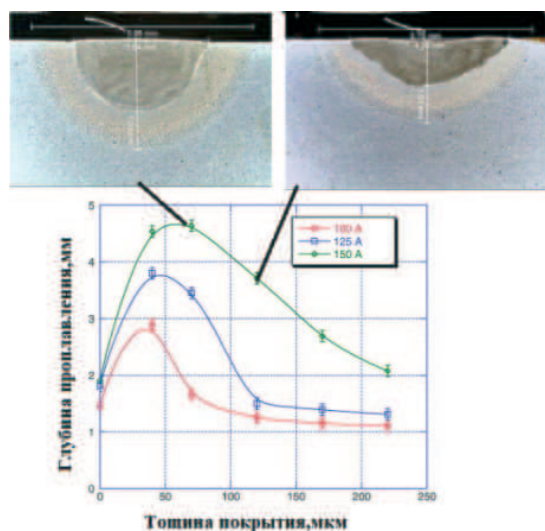
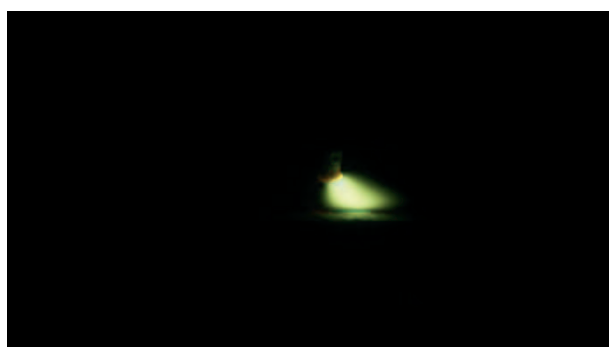
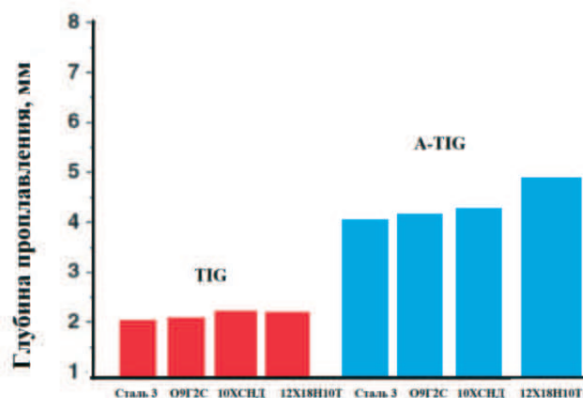


Рис. 5. Влияние изменения толщины покрытия на глубину проплавления

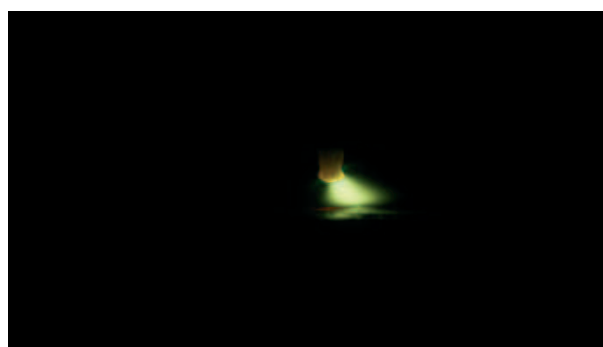
Fig. 5. Effect of changing coating thickness on penetration depth

Рис. 6. Зависимость глубины проплавления от химического состава стали (толщина пластины 10 мм, сила тока 200 А)

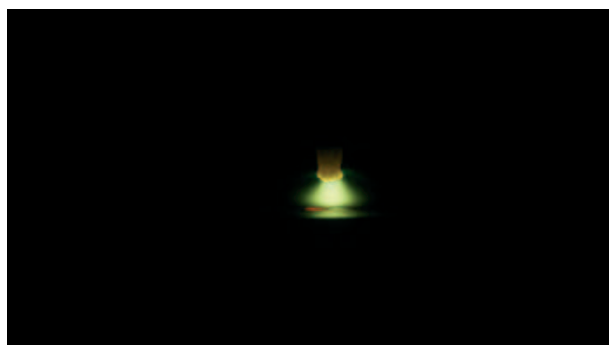
Fig. 6. Dependence of penetration depth on chemical composition of steel (plate thickness 10 mm, current 200 A)



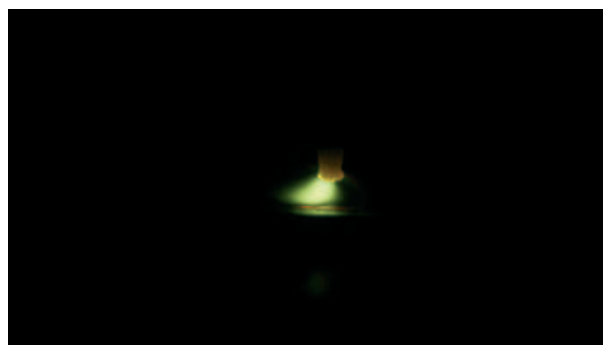
а



б



в



г

Рис. 7. Процесс сварки стали 3 без флюса:

а, б, в, г – стадии перемещения сварочной дуги по образцу

Fig. 7. The process of welding steel-3 without flux:

а, б, в, г – stages of movement of the welding arc along the sample

ванием связующего ацетона. Видно интенсивное плавление активирующего флюса и дуговой столб искривляется, появляется мощный анодный факел, направленный в сторону катода. Электрическая дуга перешла в контракционный режим привязки с образованием анодного пятна.

Время нагрева поверхности с нанесенным активирующим флюсом по сравнению с нагревом поверхности без активирующего флюса увеличилось, что приводит к искривлению столба дуги и отставанию анодного пятна от оси столба. Это вызывает удлинение дугового промежут-

ка и, как следствие, повышение напряжения на дуге, что сопровождается увеличением эффективной тепловой мощности ($P = UI$). Та же ситуация представлена на рис. 9. Здесь изображены фотографии процесса плавления активирующего флюса SiO_2 фракции 0,08 с использованием связующего лака.

На рис. 10 представлены фотографии процесса плавления активирующего флюса SiO_2 фракции 0,04 мм с использованием связующего лака. Так же как и для фракции 0,08, время нагрева поверхности с нанесенным активиру-

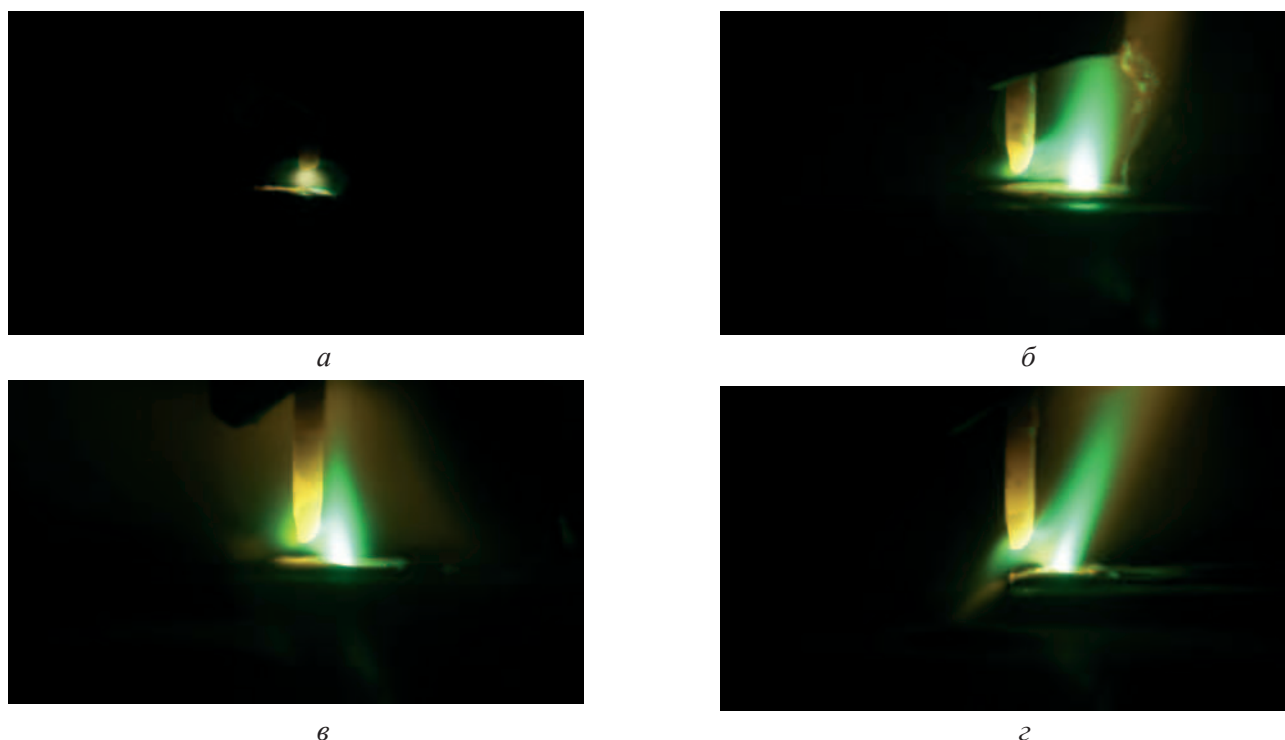


Рис. 8. Процесс сварки стали Ст3 с нанесенным флюсом SiO_2 фракции 0,08 мм с использованием связующего ацетона:

а, б, в, г – стадии перемещения сварочной дуги по образцу

Fig. 8. The process of welding steel *St3* with applied flux SiO_2 , particle size 0.08 mm, using acetone as a binder:

а, б, в, г – stages of movement of the welding arc along the sample

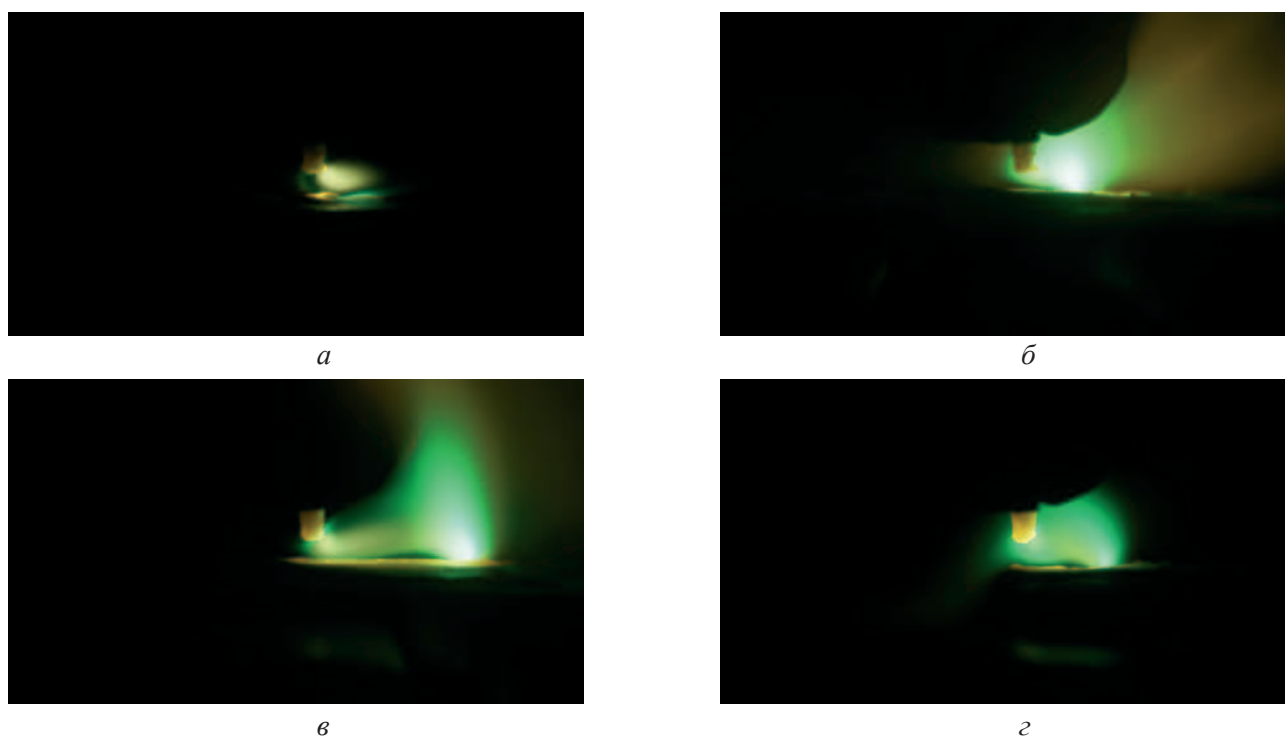


Рис. 9. Процесс сварки стали 3 с нанесенным флюсом SiO_2 фракции 0,08 мм с использованием связующего лака:

а, б, в, г – стадии перемещения сварочной дуги по образцу

Fig. 9. The process of welding steel *St3* with applied flux SiO_2 , particle size 0.08 mm using a bonding varnish:

а, б, в, г – stages of moving the welding arc along the sample

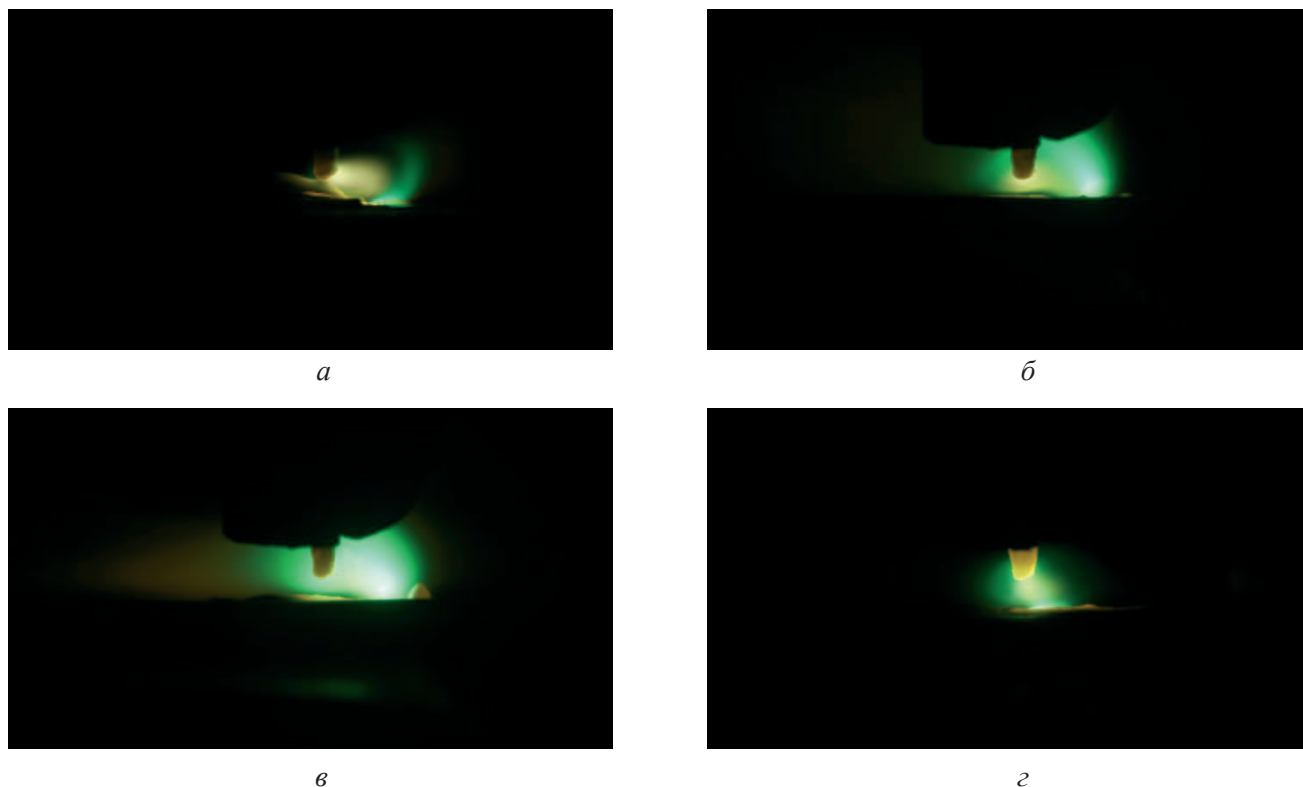


Рис. 10. Процесс сварки стали 3 с нанесенным флюсом TiO_2 фракции 0,04 мм с использованием связующего лака:

а, б, в, з – стадии перемещения сварочной дуги по образцу

Fig. 10. The process of welding steel St3 with applied flux with TiO_2 particle size of 0.04 mm using a bonding varnish:

а, б, в, з – stages of movement of the welding arc along the sample

шим флюсом по сравнению с нагревом поверхности без активирующего флюса увеличилось, что приводило к искривлению столба дуги и отставанию анодного пятна от оси столба, двигающегося со скоростью 3,3 мм/сек. В начальный момент зажигания дуги столб имеет стандартное пространственное положение, по прошествии 0,24 секунды начинается интенсивное плавление активирующего флюса и дуговой столб искривляется, появляется мощный анодный факел, направленный в сторону катода. Длина факела на 20–30 % больше, чем для фракции 0,08 мм. Отмеченные особенности плавления активирующих флюсов и поведения столба дуги на рис. 8–10 сохраняются и для других составов.

На рис. 11 представлены осциллограммы процесса горения дуги без флюса и с флюсом. Видно, что дуга, горящая по слою флюса, имеет более высокие значения напряжения из-за контрактного режима горения.

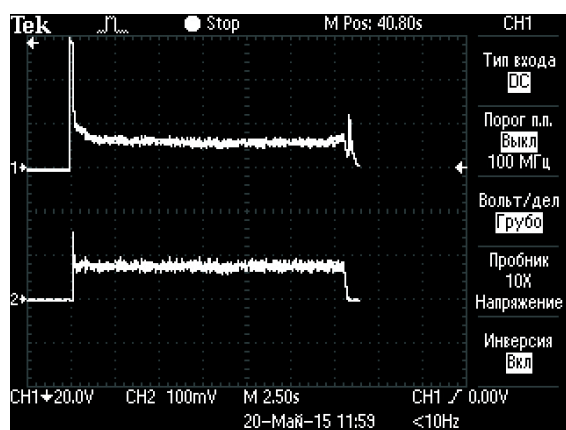
На рис. 12 показан процесс сварки образцов из стали 3 с флюсом TiO_2 , нанесенным слоем

1,5 мм с использованием связующего лака, на рис. 13 – из стали 3 с флюсом TiO_2 С слоем толщиной 0,5 мм.

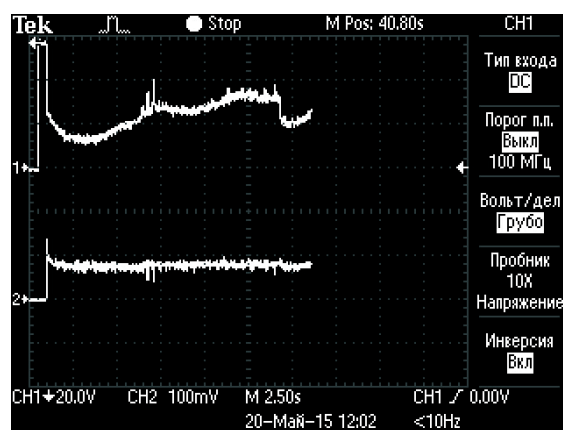
Обсуждение результатов

Результаты экспериментов показывают, что глубина проплавления увеличилась практически во всех случаях, независимо от применения флюса. Сравнение влияния активирующих флюсов на глубину проплавления при сварке А-TIG низколегированных сталей и нержавеющей стали выявило аналогичное влияние оксидов TiO_2 , SiO_2 в отношении обеих групп сталей. Влияние оксидов, а точнее кислорода, поставляемого оксидами в сварочную ванну, хорошо объясняется конвекцией Марангони, что отмечено во многих научных публикациях [3–29].

Представлены изображения дуги, полученные в ходе некоторых испытаний. В большинстве испытаний не наблюдалось существенных различий в форме дуги по сравнению с традици-



а



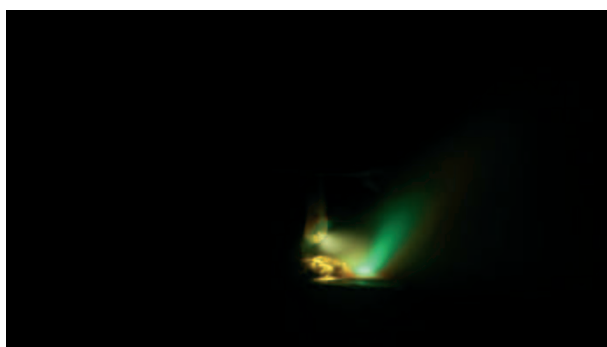
б

Рис. 11. Осциллограммы тока и напряжения сварочной дуги:

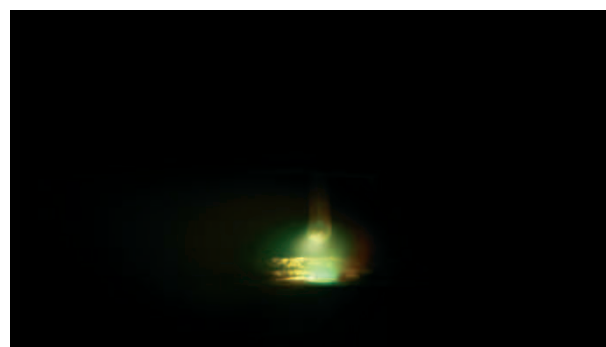
а – без флюса; б – с флюсом

Fig. 11. Oscillograms of current and voltage of the welding arc:

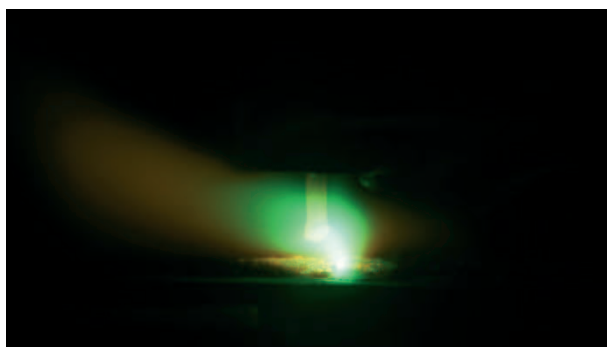
а – without flux; б – with flux



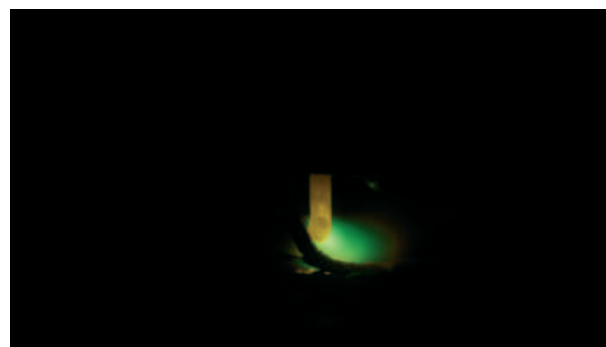
а



б



в



з

Рис. 12. Процесс сварки стали 3 с TiO_2 , нанесенным слоем 1,5 мм с использованием связующего лака:

а, б, в, з – стадии перемещения сварочной дуги по образцу

Fig. 12. The process of welding steel St3 with TiO_2 applied in a 1.5 mm layer using a bonding varnish:

а, б, в, з – stages of movement of the welding arc along the sample

онными процессами TIG и A-TIG. В некоторых испытаниях с использованием флюса SiO_2 электрическая дуга, по-видимому, имела тенденцию к отклонению в прямом направлении. Этот тип флюса также вызывал наиболее сильные изменения напряжения дуги – как минимум вдвое

больше значений, полученных с другими флюсами.

Наблюдается, что толщина покрытия оказывает очень сильное влияние на проплавление сварного шва (рис. 5). Проплавление сварного шва сначала линейно увеличивается с толщиной

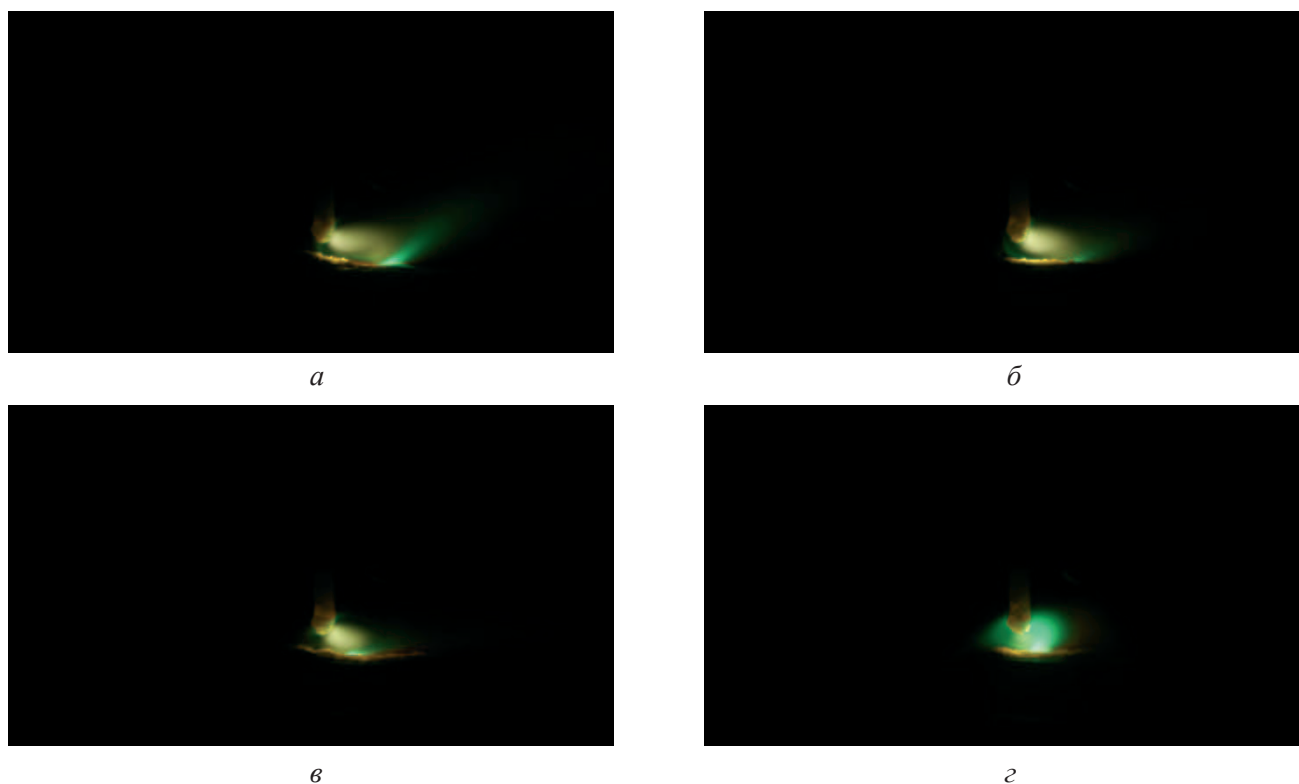


Рис. 13. Процесс сварки стали 3 с флюсом $TiO_2 C$, нанесенным слоем 0,05 мм с использованием связующего лака:

а, б, в, г – стадии перемещения сварочной дуги по образцу

Fig. 13. The process of welding steel St3 with $TiO_2 C$ flux applied in a 0.05 mm layer using a bonding varnish:

а, б, в, г – stages of movement of the welding arc along the sample

покрытия до 50...70 мкм, а затем показывает тенденцию к снижению (рис. 5). Проплавление сварного шва TIG соответствует нулевой толщине покрытия и составляет от 1,4 до 1,9 мм для исследованных сварочных токов от 100 до 150 А. В зависимости от сварочного тока максимальное проплавление в А-TIG достигается для толщины покрытия от 40 до 70 мкм. Наблюдаемые максимальные значения проплавления сварного шва составляют 4,8, 3,9 и 2,9 мм соответственно для сварочных токов 150, 125 и 100 А. Оптимальная толщина, по-видимому, увеличивается с повышением сварочного тока. Например, максимальная глубина проникновения около 40 мкм достигается при 100 А, около 70 мкм – при 150 А. Таким образом, оптимизация толщины покрытия зависит от электрической мощности сварочной дуги.

При превышении оптимальной толщины покрытия проплавление значительно уменьшается. Это быстрое падение можно объяснить более высоким расходом энергии, необходимым для преодоления барьера флюса. Кремний

по сути непроводящий материал и обеспечивает высокое электрическое сопротивление дуге. Стабильная дуга устанавливается только после того, как флюс становится жидким или полностью удаляется путем испарения. Поскольку расход энергии на этот эффект увеличивается с толщиной покрытия, то доля падающей энергии, эффективно используемая для создания сварочной ванны, значительно снижается.

Кроме того, по мере увеличения толщины покрытия электрическая дуга неустойчива из-за нерасплавленного флюса, обеспечивающего более высокое электрическое сопротивление на продвигающейся стороне. Это вызывает изменение профиля дуги, которая затем растягивается назад к расплавленной ванне (рис. 7–9). Такой эффект замыкания становится все более важным с увеличением толщины покрытия для заданного тока или для заданной толщины при снижении сварочных токов. Даже при оптимальной толщине покрытия около 50 мкм (рис. 7–9) эффект замыкания наблюдается при сравнении кадров видео TIG и А-TIG. Эффект замыкания связан

с более высоким электрическим сопротивлением оксида кремния, которое уменьшается с ростом температуры, особенно когда кремний переходит в жидкую фазу. Поскольку плавление происходит при более высокой температуре на продвигающейся стороне, то дуга имеет тенденцию отставать от кончика продвигающегося электрода. Указанное замыкание дуги увеличивает эффективную длину и частично способствует повышению напряжения с покрытием, как сообщается далее в этой статье.

В процессе A-TIG наблюдается улучшение отношения глубины проплавления к ширине валика (DOP), достигаемое за счёт эффекта «механизмов сжатия дуги» и «обратной конвекции Марангони», также известной как конвекция, вызванная поверхностным натяжением, или термокапиллярная конвекция. При конвекции Марангони, когда активирующий флюс наносится на заготовку, он поставляет поверхностно-активный элемент кислорода в сварочную ванну. Это изменяет градиент поверхностного натяжения внутрь к центру; таким образом, содержание кислорода влияет на характер течения жидкости в сварочной ванне [5].

Связь поверхностного натяжения с температурой была рассмотрена в работах [6–21]. Было установлено, что при сварке стали с низким содержанием серы и кислорода поверхностное натяжение уменьшается с повышением температуры, вызывая общий отрицательный градиент поверхностного натяжения. Это приводит к радиально направленному наружу потоку в сварочной ванне. Данный факт подробно рассмотрен в работе [22]. Авторы считают, что концентрации поверхностно-активных элементов свыше 50 ppm влияют на направление и величину термокапиллярных сил [22], что изменяет величину поверхностного натяжения в сварочной ванне с отрицательной на положительную [6–12].

Течение в сварочной ванне происходит от более низкого поверхностного натяжения (более холодная жидкая сварочная ванна) к более высокому поверхностному натяжению (более теплая жидкая сварочная ванна), в результате чего расплавленный металл на верхней поверхности течет к центру сварочной ванны, создавая внутренний поток [10–16]. Этот внутренний поток обеспечивает более глубокое проникновение и более узкий валик. Именно это изменение на-

правления градиента поверхностного натяжения объясняет изменение направления потока Марангони.

В механизме сжатия дуги электроотрицательность потока играет важную роль [6, 7]. Дуга, существующая на поверхности покрытой флюсом заготовки, при температуре столба дуги производит большое количество положительных ионов [4]. Можно сделать вывод, что электроны поглощаются парами вокруг сварочной ванны, что приводит к уменьшению количества заряженных частиц, присутствующих в дуге. Высокоэлектроотрицательный заряженный пар толкает столб дуги внутрь в радиальном направлении. Образующиеся ионы притягивают свободные электроны, присутствующие в столбе дуги, создавая сжатие дуги, и основной металл плавится, способствуя более глубокому проплавлению [5–22].

Электромагнитные силы Лоренца также увеличивают отношение глубины проплавления к ширине валика (DOP) в механизме A-TIG. С повышением сварочного тока величина сил Лоренца увеличивается. Чем меньше радиус этого пятна, тем выше сила Лоренца [18–20]. Большая сила Лоренца действует вертикально вниз в центре расплавленной сварочной ванны и увеличивает DOP. Электромагнитные силы Лоренца и силы Марангони управляют конвекцией сварочной ванны и увеличивают DOP. Сварочная ванна испытывает действие таких движущих сил, как сила выталкивания под действием силы тяжести, аэродинамическое напряжение сдвига и силы реакции от испарения на поверхности сварочной ванны. Все они эффективно улучшают провар в процессе A-TIG, но их роль минимальна по сравнению с действующей силой Марангони, и, следовательно, ими можно пренебречь при анализе на микровеличине.

В ходе проведенных исследований установлено, что геометрия сварного шва, безусловно, зависит от переменных параметров, которые важно точно контролировать для достижения наилучшего качества сварки. Некоторые из этих параметров, влияющих на процесс A-TIG, обсуждаются ниже.

Во многих работах [5–26] отмечается, что разложение флюса зависит от скорости его реакции, которая, в свою очередь, зависит от удельной площади частиц. Поэтому экспери-

ментально установлено [5–22], что частицы флюса размером от 0,8 до 4 мкм улучшают проплавление. При использовании крупных частиц (25 мкм) этот эффект не наблюдается, поскольку они обладают слабой способностью к разложению. Более мелкие частицы флюса имеют большую удельную площадь по сравнению с более крупными, что приводит к лучшему разложению [12]. С увеличением толщины флюса увеличивается и тепло, необходимое для преодоления барьера флюса, что снижает глубину проплавления при данном значении тока. Хотя известно, что проплавление зависит от сварочного тока, оптимальная толщина слоя флюса всё же важна для получения качественного сварного шва [4–16].

Важно понимать, что перед нанесением слоя флюса его переводят в пастообразное состояние, смешивая порошкообразный флюс с подходящим растворителем, который должен испариться до начала процесса сварки. Из различных жидких носителей наиболее часто используются ацетон и спирт. Эксперименты показывают, что ацетон является растворителем, демонстрирующим наилучшие результаты, он обеспечивает максимальное проплавление [10–14]. В то же время во многих работах вопросу влияния типа растворителя не уделяется пристального внимания, что, возможно, влияет на полученные результаты.

Сварочный ток напрямую влияет на геометрические характеристики сварного шва, такие как площадь поперечного сечения, ширина и глубина шва. При сравнении сварки TIG и A-TIG наблюдается почти двукратная разница в глубине проплавления при увеличении тока. Для TIG с более высокими значениями тока прирост ширины шва очень незначителен, тогда как для A-TIG он значительно больше.

Увеличение скорости сварки приводит к снижению тепловложения на сварной шов и получению неглубокого шва. Глубина проплавления обратно пропорциональна скорости сварки при заданном сварочном токе.

Плотность энергии дуги напрямую зависит от длины дуги, что является критическим фактором при сварке A-TIG [3–9]. Как правило, для предотвращения рассеивания тепла дуги в окружающую среду предпочтительны более короткие дуги [1], чтобы максимальное тепло дуги равномерно передавалось на заготовку. Однако

для обеспечения стабильности дуги и минимизации повреждения электрода необходимо соблюдать значительное расстояние [5–12]. Для сварки нержавеющей стали методом A-TIG обычно используется длина дуги 2...4 мм [4–6].

При поддержании постоянными скорости подачи и сварочного тока и применении активирующего флюса наблюдается небольшое увеличение напряжения дуги. Известно, что флюс при разложении притягивает электроны, это приводит к сужению дуги и повышению напряжения. Слабое или сильное увеличение зависит главным образом от состава оксидного флюса. Эксперименты ясно показывают, что существует очевидная корреляция между измеренным напряжением дуги и результирующим сужением дуги, поэтому более высокие значения напряжения обеспечат концентрированное сужение дуги. Это зафиксировано и в работах других авторов [16–29].

Эксперименты различных авторов [1–8] показывают, что глубина проплавления зависит от содержания кислорода во время сварки, поскольку оно способствует развитию конвекции Марангони. Содержание кислорода можно точно контролировать, используя подходящую конструкцию сопла и оптимизируя расход газа [1, 2].

Исследования различных авторов показывают [5–7], что добавление азота способствует увеличению тепловыделения, а также оказывает положительное влияние на геометрию и свойства сварного шва [22–29]. Так, например, глубина проплавления и площадь поперечного сечения сварного шва увеличиваются при добавлении азота в аргоновой среде [26–31]. Угловая деформация также минимизируется при добавлении азота, поскольку она напрямую связана с шириной сварного шва, а азот обеспечивает полное проплавление, что приводит к снижению угловой деформации [24–28]. Обнаружено, что твердость, прочность на разрыв и склонность к образованию горячих трещин резко возрастают при добавлении азота [27–29].

Известно [1–6], что защитный газ на основе водорода обладает высокой теплопроводностью при температурах, близких к диссоциации молекул водорода. Поэтому при добавлении водорода происходит существенное влияние на объем расплавленного материала в сварочной ванне

[26–29]. Было отмечено увеличение напряжения дуги, глубины проплавления, эффективности плавления, подвода тепла и площади поперечного сечения, в то время как оксиды, как правило, восстанавливаются при добавлении водорода [5–7, 10–16].

Выводы

Основные результаты можно резюмировать следующим образом.

1. Использование оксидов кремния и титана (TiO_2 и SiO_2) приводило к увеличению глубины проплавления при сварке А-TIG, независимо от типа и марки стали. Степень увеличения глубины проплавления ограничивалась диапазоном от 30 % до более 200 %.

2. Толщина покрытия является важным параметром при сварке А-TIG. Обычно рекомендуется не превышать 200 мкм без комментариев о том, как энергия сварки может повлиять на результаты проплавления по толщине. Это исследование показывает значительные колебания проплавления шва в диапазоне 0...200 мкм. Установлено, что оптимизированная толщина в процессе А-TIG варьируется от 40 до 70 мкм в зависимости от сварочного тока и дает повышение проплавления шва в два раза при заданном уровне тока.

3. Сварочный ток при использовании флюсов TiO_2 и SiO_2 напрямую влияет на геометрические характеристики сварного шва, такие как площадь поперечного сечения, ширина и глубина шва. При сравнении сварки TIG и А-TIG наблюдается почти двукратная разница в глубине проплавления при увеличении тока.

4. Влияние типа и марки стали на проплавляющую способность при использовании активирующих флюсов явно не выявлено. Зафиксированы небольшие изменения в глубине проплавления в сравнении с низколегированными и нержавеющей сталями.

Список литературы

1. Контракция дуги флюсом при сварке вольфрамовым электродом в аргоне / Б.Е. Патон, В.Н. Замков, В.П. Прилуцкий, П.В. Порицкий // Автоматическая сварка. – 2000. – № 1. – С. 3–9.
2. Савицкий М.М., Кушнirenко Б.Н., Олейник О.Н. Особенности сварки сталей вольфрамовым

электродом с активирующими флюсами // Автоматическая сварка. – 1999. – № 12. – С. 18–22.

3. Acharya S., Patra S., Das S. Predicting A-TIG weld bead geometry of 304 stainless steel using artificial neural networks // Discover Mechanical Engineering. – 2025. – Vol. 4 (1). – P. 12. – DOI: 10.1007/s44245-025-00096-5.

4. Modenesi P.J. The chemistry of TIG weld bead formation // Welding International. – 2015. – Vol. 29 (10). – P. 771–782. – DOI: 10.1080/09507116.2014.932990.

5. Mohsein Z.H., Abdulwahhab A.B., Abbas A.M. Study effect of active flux on mechanical properties of TIG welding process // Results in Engineering. – 2025. – Vol. 26. – P. 104681. – DOI: 10.1016/j.rineng.2025.104681.

6. Görgün E. Advancing welding quality through intelligent TIG welding: A hybrid deep learning approach for defect detection and quality monitoring // Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Dergisi. – 2025. – Vol. 16 (3). – P. 677–685. – DOI: 10.24012/dumf.1642978.

7. Morisada Y., Fujii H., Xukun N. Development of simplified active flux tungsten inert gas welding for deep penetration // Materials & Design. – 2014. – Vol. 54. – P. 526–530. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.081.

8. Dhandha K.H., Badheka V.J. Effect of activating fluxes on weld bead morphology of P91 steel bead-on-plate welds by flux assisted tungsten inert gas welding process // Journal of Manufacturing Processes. – 2015. – Vol. 17. – P. 48–57. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2014.10.004.

9. Nayee S.G., Badheka V.J. Effect of oxide-based fluxes on mechanical and metallurgical properties of dissimilar activating flux assisted-tungsten inert gas welds // Journal of Manufacturing Processes. – 2014. – Vol. 16 (1). – P. 137–143. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2013.11.001.

10. A review on welding techniques: properties, characterisations and engineering applications / C. Shravan, N. Radhika, N.H. Deepak Kumar, B. Sivasailam // Advances in Materials and Processing Technologies. – 2023. – Vol. 10. – P. 1126–1181. – DOI: 10.1080/2374068X.2023.2186638.

11. A critical review on advanced welding technologies to fabricate test blanket modules and irradiation damage behaviour of the welded joints in nuclear fusion applications / H. Mi, J. Ma, L. Feng, W. Guo, B. He // Journal of Manufacturing Processes. – 2025. – Vol. 141. – P. 829–864. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.03.025.

12. Fande A.W., Taiwade R.V., Raut L. Development of activated tungsten inert gas welding and its current status: A review // Materials and Manufacturing Processes. – 2022. – Vol. 37 (8). – P. 841–876. – DOI: 10.1080/10426914.2022.2039695.



13. Effects of activating flux on arc phenomena in gas tungsten arc welding / M. Tanaka, T. Shimizu, T. Terasaki, M. Ushio, F. Koshiishi, C.-L. Yang // Science and Technology of Welding and Joining. – 2000. – Vol. 5 (6). – P. 397–402. – DOI: 10.1179/136217100101538461.
14. Бабкин А.С., Котов Н.С., Терехов В.В. Влияние активирующих флюсов на характеристики электрической дуги и качество швов при сварке аустенитных сталей // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2022. – № 10. – С. 507–514. – DOI: 10.24412/2071-6168-2022-10-507-514.
15. Исследования продуктов переработки отходов кремния в качестве ультрадисперсных активирующих флюсов для дуговой сварки / Н.Н. Иванчик, А.Е. Балановский, В.В. Кондратьев, А.А. Тютрин // Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии. – 2018. – № 11 (2). – С. 155–167. – DOI: 10.17516/1999-494X-0019.
16. Паршин С.Г. Наноструктурированные и активирующие материалы для дуговой сварки. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2020. – DOI: 10.18720/SPB-PU/2/si20-888.
17. Jayakrishnan S., Chakravarthy P. Flux bounded tungsten inert gas welding for enhanced weld performance – A review // Journal of Manufacturing Processes. – 2017. – Vol. 28. – P. 116–130. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.05.023.
18. Bhanu V., Gupta A., Pandey C. Role of A-TIG process in joining of martensitic and austenitic steels for ultra-supercritical power plants – a state of the art review // Nuclear Engineering and Technology. – 2022. – Vol. 54 (8). – P. 2755–2770. – DOI: 10.1016/j.net.2022.03.003.
19. Pandya D., Badgujar A., Ghetiya N. A novel perception toward welding of stainless steel by activated TIG welding: a review // Materials and Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 36 (8). – P. 877–903. – DOI: 10.1080/10426914.2020.1854467.
20. Kumar N., Pandey C., Kumar P. Dissimilar welding of Inconel alloys with austenitic stainless-steel: a review // Journal of Pressure Vessel Technology. – 2023. – Vol. 145 (1). – P. 011506. – DOI: 10.1115/1.4055329.
21. Martyushev N.V., Skeebe V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 803 (1). – P. 012094. – DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.
22. Comprehensive studies on conventional and novel weld cladding techniques and their variants for enhanced structural integrity: an overview / S. Kavishwar, V. Bhaiswar, S. Kochhar, A. Fande // Welding International. – 2024. – Vol. 38 (9). – P. 618–638. – DOI: 10.1080/09507116.2024.2402285.
23. Sharma P., Dwivedi D.K. A-TIG welding of dissimilar P92 steel and 304H austenitic stainless steel: Mechanisms, microstructure and mechanical properties // Journal of Manufacturing Processes. – 2019. – Vol. 44. – P. 166–178. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.06.003.
24. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremenkov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebe, M.V. Grechneva, A.V. Olisov, A.D. Ens // Applied Sciences. – 2022. – Vol. 12 (1). – P. 5. – DOI: 10.3390/app12010005.
25. Vidyarthi R.S., Dwivedi D.K., Vasudevan M. Influence of M-TIG and A-TIG welding process on microstructure and mechanical behavior of 409 ferritic stainless steel // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2017. – Vol. 26 (3). – P. 1391–1403. – DOI: 10.1007/s11665-017-2538-5.
26. Zhang R.H., Pan J.L., Katayama S. The mechanism of penetration increase in A-TIG welding // Frontiers of Materials Science. – 2011. – Vol. 5. – P. 109–118. – DOI: 10.1007/s11706-011-0125-5.
27. Singh S.R., Khanna P. A-TIG (activated flux tungsten inert gas) welding: – A review // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 44. – P. 808–820. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.712.
28. Research advances in high-energy TIG arc welding / H. Wu, Y. Chang, Q. Mei, D. Liu // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 104 (1). – P. 391–410. – DOI: 10.1007/s00170-019-03918-5.
29. Tseng K.H., Lin P.Y. UNS S31603 stainless steel tungsten inert gas welds made with microparticle and nanoparticle oxides // Materials. – 2014. – Vol. 7 (6). – P. 4755–4772. – DOI: 10.3390/ma7064755.
30. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions / R.A. Mamadaliev, P.V. Bakhmatov, N.V. Martyushev, V.Yu. Skeebe, A.I. Karlina // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1255–1264. – DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
31. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) / A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2021. – Vol. 22. – P. 66–71. – DOI: 10.17580/cisirs.2021.02.12.
32. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting / A.I. Karlina, Y.I. Karlina, V.V. Kondratyev, R.V. Kononenko, A.D. Breki // Crystals. – 2023. – Vol. 13 (12). – P. 1696. – DOI: 10.3390/cryst13121696.
33. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening / A.D. Kolosov, V.E. Gozbenko, M.G. Shtayger, S.K. Kargapol'tsev, A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.V. Sivtsov, S.A. Nebogin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. –

2019. – Vol. 560. – P. 012185. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.

34. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere / N.N. Malushin, R.A. Gizatulin, N.V. Martyushev, D.V. Valuev, A.I. Karlina, A.P. Kovalev // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1468–1475. – DOI: 10.1007/s11015-022-01292-4.

35. Alloying and modification of iron-carbon melts with natural and man-made materials / O.I. Nokhrina, R.A. Gizatulin, M.A. Golodova, I.E. Proshunin, D.V. Valuev, N.V. Martyushev, A.I. Karlina // Metallurgist. – 2022. – Vol. 65 (11–12). – P. 1429–1448. – DOI: 10.1007/s11015-022-01289-z.

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

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

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



Evaluation of the melting ability of oxide fluxes in A-TIG welding of carbon and low-alloy steels

Antonina Karlina^{1, a*}, Viktor Kondratiev^{2, 3, b}, Vitaly Gladkikh^{1, c}, Galina Vitkina^{3, d}, Roman Kononenko^{4, e}

¹ National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² A.P. Vinogradov Institute of Geochemistry of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 1A Favorsky str., Irkutsk, 664033, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

⁴ Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, karlinat@mail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-7437-2291>, imz@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-1953-1584>, gladkikh_87@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-1076-2709>, 20procents@mail.ru;

^e <https://orcid.org/0009-0001-5900-065X>, istu_politeh@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 September 2025

Revised: 07 October 2025

Accepted: 23 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Welding

Activating fluxes

Penetration depth

Coating thickness

ABSTRACT

Introduction. Tungsten inert gas (*TIG*) welding has gained widespread popularity due to its advantages, including effective shielding, a stable arc, easy heat input adjustment, reduced metal spatter, and an attractive weld appearance. However, relatively shallow penetration and low efficiency limit its application. To improve welding efficiency and expand its scope of application, researchers both domestically and internationally have conducted significant studies aimed at increasing the energy density of the traditional *TIG* arc. This includes activating *TIG* (*A-TIG*) arc welding, which utilizes a flux applied to the weld surface. Further investigation of the mechanism for increasing arc energy density in *A-TIG* welding will allow us to propose new ideas and methods for highly efficient *TIG* welding technology. **The purpose** of this study is to evaluate the technological potential of using oxide activators TiO_2 and SiO_2 to improve penetration efficiency and weld quality of carbon and low-alloy steels. **Methods.** This work involved comparative *A-TIG* welding tests. The tests included the use of 3.5 mm and 8 mm thick plates (300 mm × 300 mm) made of unalloyed (carbon) steel *St3* and low-alloy steel 0.09 *C-2Mn-Si*. Welding tests included the use of single-component fluxes in the form of oxides (TiO_2 , SiO_2). All experimental welds were performed under the same conditions, without the use of filler metal (*TIG* welding), with a current in the range of 10–200 A and a welding speed of 150 mm/min. Arc voltage was maintained in the range of 10.4 V to 12.8 V; heat input was in the range of 0.499 kJ/mm to 0.614 kJ/mm. All welds were subjected to visual inspection of the surface condition and macrostructural studies to determine their dimensions. **Results and discussion.** Most tests observed significant differences in arc shape compared to traditional *TIG* and *A-TIG* processes. Results of *A-TIG* welding tests on unalloyed and low-alloy steels showed that penetration depth increased slightly in steels characterized by a higher degree of deoxidation and metallurgical purity. Evidently, not every activator was responsible for the increased penetration depth, but the use of TiO_2 and SiO_2 oxides was undoubtedly beneficial. An arc constriction mechanism is proposed, which is widely applicable to *A-TIG* welding of steel with various types of fluxes studied. Arc constriction occurs due to the formation of negative ions in the outer region of the arc or due to the flux coating on the surface. Thus, arc constriction increases the current density and heat intensity at the root of the anode. This increases the force and pressure of magnetic constriction, resulting in a strong downward convection flow. The use of silicon and titanium oxides (TiO_2 and SiO_2) increases penetration depth during *A-TIG* welding, regardless of steel type and grade. The degree of penetration increase was limited to a range of 40% to 200%.

For citation: Karlina A.I., Kondratiev V.V., Gladkikh V., Vitkina G., Kononenko R.V. Evaluation of the melting ability of oxide fluxes in A-TIG welding of carbon and low-alloy steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 96–115. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-96-115. (In Russian).

References

1. Paton B.E., Zamkov V.N., Prilutsky V.P., Poritsky P.V. Kontraktsiya dugi flyusom pri svarke vol'framovym elektrodom v argone [Arc contraction by flux during tungsten electrode welding in argon]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 2000, no. 1, pp. 3–9.

* Corresponding author

Karlina Antonina I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
 National Research Moscow State University of Civil Engineering,
 26 Yaroslavskoe Shosse,
 129337, Moscow, Russian Federation
 Tel: +7 950 120-19-50, e-mail: karlinat@mail.ru

2. Savitsky M.M., Kushnirenko B.N., Oleynik O.N. Osobennosti svarki stalei vol'framovym elektrodom s aktiviruyushchimi flyusami [Features of welding steels with a tungsten electrode with activating fluxes]. *Avtomaticheskaya svarka = Automatic Welding*, 1999, no. 12, pp. 18–22.
3. Acharya S., Patra S., Das S. Predicting A-TIG weld bead geometry of 304 stainless steel using artificial neural networks. *Discover Mechanical Engineering*, 2025, vol. 4 (1), p. 12. DOI: 10.1007/s44245-025-00096-5.
4. Modenesi P.J. The chemistry of TIG weld bead formation. *Welding International*, 2015, vol. 29 (10), pp. 771–782. DOI: 10.1080/09507116.2014.932990.
5. Mohsein Z.H., Abdulwahhab A.B., Abbas A.M. Study effect of active flux on mechanical properties of TIG welding process. *Results in Engineering*, 2025, vol. 26, p. 104681. DOI: 10.1016/j.rineng.2025.104681.
6. Görgün E. Advancing welding quality through intelligent TIG welding: A hybrid deep learning approach for defect detection and quality monitoring. *Dicle Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Mühendislik Dergisi*, 2025, vol. 16 (3), pp. 677–685. DOI: 10.24012/dumf.1642978.
7. Morisada Y., Fujii H., Xukun N. Development of simplified active flux tungsten inert gas welding for deep penetration. *Materials & Design*, 2014, vol. 54, pp. 526–530. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.081.
8. Dhandha K.H., Badheka V.J. Effect of activating fluxes on weld bead morphology of P91 steel bead-on-plate welds by flux assisted tungsten inert gas welding process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015, vol. 17, pp. 48–57. DOI: 10.1016/j.jmapro.2014.10.004.
9. Nayee S.G., Badheka V.J. Effect of oxide-based fluxes on mechanical and metallurgical properties of dissimilar activating flux assisted-tungsten inert gas welds. *Journal of Manufacturing Processes*, 2014, vol. 16 (1), pp. 137–143. DOI: 10.1016/j.jmapro.2013.11.001.
10. Shravan C., Radhika N., Deepak Kumar N.H., Sivasailam B. A review on welding techniques: properties, characterisations and engineering applications. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2023, vol. 10, pp. 1126–1181. DOI: 10.1080/2374068X.2023.2186638.
11. Mi H., Ma J., Feng L., Guo W., He B. A critical review on advanced welding technologies to fabricate test blanket modules and irradiation damage behaviour of the welded joints in nuclear fusion applications. *Journal of Manufacturing Processes*, 2025, vol. 141, pp. 829–864. DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.03.025.
12. Fande A.W., Taiwade R.V., Raut L. Development of activated tungsten inert gas welding and its current status: A review. *Materials and Manufacturing Processes*, 2022, vol. 37 (8), pp. 841–876. DOI: 10.1080/10426914.2022.2039695.
13. Tanaka M., Shimizu T., Terasaki T., Ushio M., Koshiishi F., Yang C.-L. Effects of activating flux on arc phenomena in gas tungsten arc welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2000, vol. 5 (6), pp. 397–402. DOI: 10.1179/136217100101538461.
14. Babkin A.S., Kotov N.S., Terekhov V.V. Vliyanie aktiviruyushchikh flyusov na kharakteristiki elektricheskoi dugi i kachestvo shvov pri svarke austenitnykh stalei [The influence of activating fluxes on the characteristics of the electric arc and the quality of seams in welding austenitic steels]. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki = Bulletin of Tula State University. Technical Sciences*, 2022, no. 10, pp. 507–514. DOI: 10.24412/2071-6168-2022-10-507-514.
15. Ivanchik N.N., Balanovsky A.E., Kondratyev V.V., Tyutrin A.A. Issledovaniya produktov pererabotki otkhodov kremniya v kachestve ul'tradispersnykh aktiviruyushchikh flyusov dlya dugovoi svarki [Research of silicon waste processing products as ultradispersed activating fluxes for arc welding]. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Tekhnika i tekhnologii = Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies*, 2018, no. 11 (2), pp. 155–167. DOI: 10.17516/1999-494X-0019.
16. Parshin S.G. *Nanostrukturirovannyye i aktiviruyushchie materialy dlya dugovoi svarki* [Nanostructured and activating materials for arc welding]. St. Petersburg, Polytechnic University Publ., 2020. DOI: 10.18720/SPBPU/2/si20-888.
17. Jayakrishnan S., Chakravarthy P. Flux bounded tungsten inert gas welding for enhanced weld performance – A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 28, pp. 116–130. DOI: 10.1016/j.jmapro.2017.05.023.
18. Bhanu V., Gupta A., Pandey C. Role of A-TIG process in joining of martensitic and austenitic steels for ultra-supercritical power plants-a state of the art review. *Nuclear Engineering and Technology*, 2022, vol. 54 (8), pp. 2755–2770. DOI: 10.1016/j.net.2022.03.003.
19. Pandya D., Badgujar A., Ghetiya N. A novel perception toward welding of stainless steel by activated TIG welding: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 2021, vol. 36 (8), pp. 877–903. DOI: 10.1080/10426914.2020.1854467.
20. Kumar N., Pandey C., Kumar P. Dissimilar welding of Inconel alloys with austenitic stainless-steel: a review. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 2023, vol. 145 (1), p. 011506. DOI: 10.1115/1.4055329.

21. Martyushev N.V., Skeebe V.Yu. The method of quantitative automatic metallographic analysis. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, vol. 803 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1742-6596/803/1/012094.
22. Kavishwar S., Bhaiswar V., Kochhar S., Fande A. Comprehensive studies on conventional and novel weld cladding techniques and their variants for enhanced structural integrity: an overview. *Welding International*, 2024, vol. 38 (9), pp. 618–638. DOI: 10.1080/09507116.2024.2402285.
23. Sharma P., Dwivedi D.K. A-TIG welding of dissimilar P92 steel and 304H austenitic stainless steel: Mechanisms, microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 44, pp. 166–178. DOI: 10.1016/j.jmapro.2019.06.003.
24. Efremenkov E.A., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Grechneva M.V., Olisov A.V., Ens A.D. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage. *Applied Sciences*, 2022, vol. 12 (1), p. 5. DOI: 10.3390/app12010005.
25. Vidyarthi R.S., Dwivedi D.K., Vasudevan M. Influence of M-TIG and A-TIG welding process on microstructure and mechanical behavior of 409 ferritic stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, vol. 26 (3), pp. 1391–1403. DOI: 10.1007/s11665-017-2538-5.
26. Zhang R.H., Pan J.L., Katayama S. The mechanism of penetration increase in A-TIG welding. *Frontiers of Materials Science*, 2011, vol. 5, pp. 109–118. DOI: 10.1007/s11706-011-0125-5.
27. Singh S.R., Khanna P. A-TIG (activated flux tungsten inert gas) welding: – A review. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 808–820. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.712.
28. Wu H., Chang Y., Mei Q., Liu D. Research advances in high-energy TIG arc welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 104 (1), pp. 391–410. DOI: 10.1007/s00170-019-03918-5.
29. Tseng K.H., Lin P.Y. UNS S31603 stainless steel tungsten inert gas welds made with microparticle and nanoparticle oxides. *Materials*, 2014, vol. 7 (6), pp. 4755–4772. DOI: 10.3390/ma7064755.
30. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
31. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina A.I. Study of mechanical properties of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2021, vol. 22, pp. 66–71. DOI: 10.17580/cisr.2021.02.12.
32. Karlina A.I., Karlina Y.I., Kondratyev V.V., Kononenko R.V., Breki A.D. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting. *Crystals*, 2023, vol. 13 (12), p. 1696. DOI: 10.3390/cryst13121696.
33. Kolosov A.D., Gozbenko V.E., Shtayger M.G., Kargapol'tsev S.K., Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Sivtsov A.V., Nebogin S.A. Comparative evaluation of austenite grain in high-strength rail steel during welding, thermal processing and plasma surface hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560, p. 012185. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012185.
34. Malushin N.N., Gizatulin R.A., Martyushev N.V., Valuev D.V., Karlina A.I., Kovalev A.P. Strengthening of metallurgical equipment parts by plasma surfacing in nitrogen atmosphere. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1468–1475. DOI: 10.1007/s11015-022-01292-4.
35. Nokhrina O.I., Gizatulin R.A., Golodova M.A., Proshunin I.E., Valuev D.V., Martyushev N.V., Karlina A.I. Alloying and modification of iron-carbon melts with natural and man-made materials. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1429–1448. DOI: 10.1007/s11015-022-01289-z.
36. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.
37. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshev A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899X/126/1/012016.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Определение оптимальных параметров фрезерования нержавеющей стали 12X18H10T, изготовленной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства

Мэнсюй Ци^{1, a}, Сергей Панин^{2, b, *}, Дмитрий Степанов^{2, c}, Михаил Бурков^{2, d}, Цинжун Чжан^{1, e}

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, mensyuy1@tpu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-7623-7360>, svp@ispms.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-2558-7613>, sdu@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-3337-6579>, burkovispms@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>, cinzhun1@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9

История статьи:

Поступила: 08 сентября 2025
 Рецензирование: 01 октября 2025
 Принята к печати: 29 октября 2025
 Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Аддитивные технологии
 Сталь 12X18H10T
 Электронно-лучевое аддитивное производство
 Фрезерование
 Метод множественной регрессии
 Нейросетевое моделирование

Финансирование

Исследования выполнены в рамках проекта Министерства науки и высшего образования РФ, Соглашение № 075-15-2023-456.

Благодарности

При проведении исследований использовано оборудование ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ. Авторы благодарят Ю.В. Кушнарева за помощь в изготовлении образцов стали 12X18H10T на опытной установке ИФПМ СО РАН.

АННОТАЦИЯ

Введение. В отличие от традиционных вычитающих технологий аддитивное производство (АП) имеет следующие преимущества: сокращение времени изготовления деталей и увеличение сроков службы материалов. Оно также характеризуется лучшей экологичностью, прежде всего вследствие повышения коэффициента использования материала (снижения количества стружки). Проволочные электронно-лучевые технологии АП обладают несомненным преимуществом, связанным с высокой производительностью и материалоёмкостью. С другой стороны, существенным ограничением, сдерживающим внедрение проволочной электронно-лучевой технологии АП (ЕВАМ), является низкая размерная точность и большая шероховатость поверхности 3D-напечатанных деталей. **Цель работы:** подбор оптимальных значений режимных параметров фрезерования (частоты вращения, подачи и ширины фрезерования) на основании одновременной оценки шероховатости обрабатываемой поверхности и скорости удаления материала. **Методы и материалы.** В работе исследовали образцы, полученные с помощью технологии ЕВАМ. Механические свойства определяли путем испытаний на одноосное растяжение на электромеханической испытательной машине. Силу резания определяли с помощью динамометра Kistler 9257B. Исследования по фрезерованию заготовок нержавеющей стали ЕВАМ 321 выполняли как на стационарном станке без применения СОЖ, так и на широкоформатном фрезерном станке с ЧПУ с применением СОЖ. **Результаты и обсуждение.** Показано, что для повышения производительности (скорости удаления материала) и снижения силы резания на стационарном станке без применения СОЖ целесообразно увеличивать скорость фрезерования, не увеличивая при этом величину подачи. При исследовании взаимосвязи скорости удаления материала и шероховатости от параметров фрезерования на широкоформатном фрезерном ЧПУ-станке с невысокой жесткостью портальной рамы и с применением СОЖ предложены модели линейной множественной регрессии и нелинейные модели на основе нейронных сетей прямого распространения. Показано, что для прогноза оптимальных параметров фрезерования достаточно использовать линейные регрессионные модели. Однако необходимо учесть, что исследования проводились в узких рамках щадящих режимов при малых временах механообработки и без учета возможного износа инструмента. Для этих условий (ограничений) дан прогноз оптимальных параметров фрезерования нержавеющей стали ЕВАМ 12X18H10T: при частоте вращения 4500 об/мин, подаче $S = 404$ мм/мин и ширине $B = 0,43$ мм прогнозируемая шероховатость Ra составит 0,648 мкм, а скорость удаления материала – 695 мм³/мин.

Для цитирования: Определение оптимальных параметров фрезерования нержавеющей стали 12X18H10T, изготовленной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства / М. Ци, С.В. Панин, Д.Ю. Степанов, М.В. Бурков, Ц. Чжан // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 116–130. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-116-130.

Введение

Традиционно выделяют пять классов нержавеющей стали: аустенитная, ферритная, мартенситная, дуплексная и дисперсионно-твердеющая. Аустенитные стали представляют собой самую крупную группу нержавеющей сталей;

*Адрес для переписки

Панин Сергей Викторович, д.т.н., профессор
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
 пр-т Академический 2/4,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (3822) 286-904, e-mail: svp@ispms.ru

они производятся в большем объеме, нежели все остальные группы [1]. Кроме того, нержавеющая сталь 12X18H10T (аналог AISI 321) обладает превосходной стойкостью к межкристаллитной коррозии и стабильностью свойств при повышенных температурах. По совокупности указанных причин аустенитная нержавеющая сталь 12X18H10T часто используется в жестких условиях эксплуатации, таких как повышенная температура, высокое давление, воздействие радиации и коррозионных сред [2, 3].

В отличие от традиционных вычитающих производственных технологий аддитивное производство (АП) обладает следующими преимуществами: сокращение времени изготовления, увеличение коэффициента использования материалов, а также возможность создания заданного внутреннего строения деталей. Аддитивное производство металлических материалов включает в себя различные методы, такие как селективное лазерное плавление (SLM), селективное электронно-лучевое плавление (EBSM), проволоочное лазерное сплавление (WLAM), проволоочная дуговая наплавка (WAAM), проволоочное электронно-лучевое сплавление (EBAM) [3–16] и др. По сравнению с WLAM и WAAM, метод EBAM обладает более высокой производительностью: до 12 кг/час [7], а также позволяет снизить загрязнение окружающей среды [8] и уменьшает разбрызгивание расплавленного филамента [9, 10].

В последние годы АП стремительно расширяет сферу своего применения благодаря ряду преимуществ. Этот метод производства позволяет создавать детали сложной формы с высокой точностью, используя различные материалы – от пластика до металла, при этом значительно сокращая время и затраты по сравнению с традиционными производственными технологиями [1–4]. В зависимости от требований к конечному продукту специалисты применяют разные технологии АП. Активное развитие технологий аддитивного производства приводит к удешевлению продукции, производимой с их помощью. Оно позволяет быстро изготавливать детали и заготовки не только сложной формы, но и более простой формы из дорогостоящих материалов [5, 6]. Примером таких деталей могут быть фланцы из жаростойких материалов. При использовании АП нет необходимости изготавливать отвер-

стие; кроме того, сокращается объем материала, удаляемого за счет субтрактивной обработки. Это делает применение АП экономически обоснованным. Изготовление фланцев с помощью АП возможно под конкретный типоразмер, что дает еще большую экономию времени и затрат в сравнении с изготовлением аналогичной детали из проката [7–9].

Отдельным ограничением, сдерживающим внедрение проволоочной технологии аддитивного производства, является низкая размерная точность и высокая шероховатость поверхности 3D-напечатанных деталей [14]. Порошковые варианты технологии аддитивного производства (в частности, SLM) позволяют изготавливать детали с высокой размерной точностью и низкой шероховатостью. Однако даже они не могут сравниться по величине шероховатости с чистовым точением и (или) чистовым фрезерованием [16], что обуславливает необходимость применения для них финишной механообработки.

С другой стороны, по сравнению с порошковыми версиями проволоочная реализация АП, в частности метод EBAM, обладает более высокой производительностью и лучше подходит для изготовления крупногабаритных изделий [6–10]. Поэтому детали, изготовленные проволоочными АП, обязательно требуют проведения последующей механической обработки. Таким образом, развитию гибридных технологий, объединяющих аддитивные и субтрактивные процессы изготовления деталей, уделяется большое внимание в научно-технической литературе [16].

Аддитивное производство также имеет преимущества в кастомизации, прототипировании и изготовлении конструкций сложной формы. Однако оно обычно не подходит для крупномасштабного массового производства, требующего в том числе применения дорогостоящего стационарного оборудования для многокоординатной механообработки. При этом полупромышленные (легкие, универсальные) станки дешевле и более гибкие в перенастройке, чем традиционные промышленные устройства. Они обычно используются для мелкосерийного производства по индивидуальному заказу либо могут быть эффективными на этапе отработки режимных параметров постпечатной механической обработки.

Принимая во внимание востребованность проволоочных аддитивных технологий, пер-

спективным представляется использование полупромышленных (легких, универсальных) фрезерных станков с ЧПУ в едином технологическом цикле с установками 3D-печати. Это позволит не только адаптивно подбирать параметры механообработки формируемых заготовок, прежде всего по критериям улучшения точности и снижения шероховатости, но и устанавливать взаимосвязь между режимными параметрами аддитивного производства и обрабатываемостью резанием. Последнее также может минимизировать объем необходимых структурных исследований.

В этой связи становится актуальным проведение исследований обрабатываемости резанием аустенитной нержавеющей стали ЕВАМ 12Х18Н10Т и определение оптимальных режимных параметров резания при обработке как на стационарном (в том числе без СОЖ), так и на полупромышленных (универсальных, легко перенастраиваемых) станках с ЧПУ, для которых соответствующие рекомендации производителей режущего инструмента не всегда могут быть напрямую использованы.

Целью данной работы является подбор оптимальных значений режимных параметров финишного фрезерования (частота вращения, подача и ширина фрезерования) на основании одновременной оценки шероховатости обрабатываемой поверхности и скорости удаления материала при механообработке заготовок нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т, сформированных методом ЕВАМ. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение механических свойств нержавеющей стали ЕВАМ 12Х18Н10Т;
- исследование влияния скорости резания и подачи на силу резания при механообработке на стационарном станке без использования СОЖ;
- исследование взаимосвязи скорости удаления материала и шероховатости от параметров фрезерования при механообработке на полупромышленном широкоформатном фрезерном ЧПУ-станке с использованием СОЖ при помощи модели линейной множественной регрессии и нелинейных моделей на основе нейронных сетей прямого распространения.

Методика исследований

В качестве филамента использовали проволоку нержавеющей стали 12Х18Н10Т диаметром 1,2 мм. В качестве подложки выбрали пластины из стали марки 12Х18Н10Т толщиной 5 мм. Перед началом печати подложки подверглись шлифовке и последующей очистке ацетоном.

Для изготовления заготовок методом ЕВАМ использовали установку электронно-лучевого аддитивного производства, разработанную в ИФПМ СО РАН [17]. Заготовки в форме толстой стенки размером 85×20×25 мм (рис. 1) изготавливали на экспериментальной установке ЕВАМ с объемом вакуумной камеры 8 м³. Процесс 3D-печати осуществляли при давлении $5 \cdot 10^{-3}$ Па. Ускоряющее напряжение электронного пучка составляло 30 кВ, использовалась кольцевая развертка электронного пучка диаметром 4 мм с частотой 1 кГц. Ток пучка составлял 75 мА при печати первого слоя и 50 мА при печати последующих слоев; толщина слоя – 1 мм. Печать выполняли со скоростью 400 мм/мин, скорость подачи проволоки составляла 1768 мм/мин. Химический состав материала проволоки показан в табл. 1.



Рис. 1. Фотография заготовки (в форме стенки) стали ЕВАМ 12Х18Н10Т

Fig. 1. Photographs of the 3D-built EVA 0.12C-18Cr-10Ni-Ti sample

Микротвердость измеряли с помощью автоматического комплекса на базе микротвердомера EMCO-TEST DuraScan-10. Измерения проводились по методу Виккерса при нагрузке 1 кгс и выдержке 10 с. Испытания на одноосное растяжение выполняли на электромеханической испытательной машине UTS-110M-100. Скорость перемещения подвижного захвата составляла 2 мм/мин.

Химический состав проволоки из нержавеющей стали 12X18H10T

Chemical composition of the 0.12C-18Cr-10Ni-Ti stainless steel wire

Химический состав, вес. % / Chemical composition, wt %								
Fe	Cr	Ni	Mn	Ti	Si	Cu	Mo	Co
65,3	19,6	11,5	0,8	0,7	0,7	0,5	0,32	0,7

Фрезерование 3D-напечатанных образцов для стационарных условий механообработки выполняли на станке FU 251(Россия) без СОЖ. Силу резания определяли с помощью динамометра Kistler 9257B (Швейцария) (рис. 2, а). Анализ данных проводили с использованием программного обеспечения DynoWare. Чувствительность динамометра составляет 7,5 Н, погрешность измерения $\pm 0,005$ %. При измерении сил резания в различных экспериментах (с переустановкой заготовки или фрезы) при одних параметрах разброс составлял не более 15 %. При обработке резанием это достаточно хорошая повторяемость, учитывая сложность самого процесса резания и неоднородность свойств заготовки в разных зонах.

На рис. 2, б показаны параметры фрезерования, включая подачу, скорость резания, глубину, ширину и направление приложения силы резания. Использовали твердосплавные концевые фрезы (UP210-S4-12030) диаметром 12 мм производства компании GESAC (Китай), угол наклона спирали $\omega = 35^\circ$ (helix angle), длина рабочей части 30 мм, общая длина 75 мм, передний угол 7° , задний угол 5° . Известно, что величина

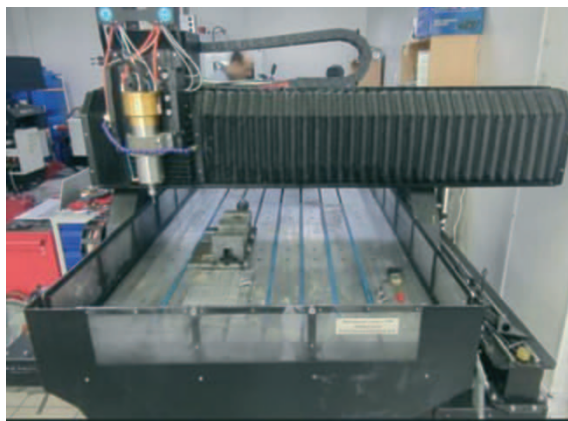
силы резания почти всегда напрямую зависит от обрабатываемости материала.

Исследования по фрезерованию заготовок нержавеющей стали ЕВАМ 12Х18Н10Т с применением СОЖ выполняли на широкоформатном фрезерном станке с ЧПУ RM0813 (Purelogic R&D, Россия) (рис. 3, а). Этот станок изначально предназначен для фрезерования, сверления, гравировки и раскроя деталей из цветных металлов и обладает следующими характеристиками: мощность на шпинделе 2,2 кВт, размеры рабочей зоны (X×Y×Z) 1300×800×200 мм, точность позиционирования 0,1 мм на участке длины 100 мм. Использовали твердосплавные концевые фрезы (VSM-4E-D8.0) диаметром 8 мм производства компании ZC-CCT (Китай). Переменный угол наклона спирали составлял $\omega = 38^\circ/41^\circ$, длина рабочей части 20 мм, общая длина 60 мм, передний угол 7° , задний угол 10° . Шероховатость Ra боковой поверхности заготовок (после фрезерования) измеряли с помощью контактного (стилусного) профилометра TR200 (Китай) (рис. 3, б). Для повышения производительности и снижения силы резания в условиях

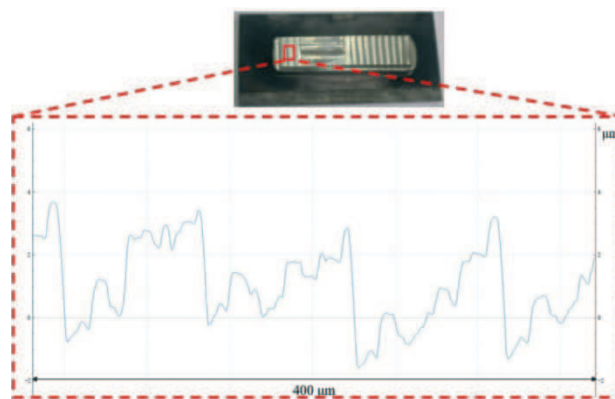


Рис. 2. Общий вид установки, закрепленной на стационарном станке (а), схема фрезерования (б)

Fig. 2. General view of the setup fixed on the milling machine (а), milling scheme (б)



а



б

Рис. 3. Полупромышленный широкоформатный фрезерный станок с ЧПУ RM0813-01S2 (а), пример профиля поверхности заготовки после финишной механообработки (б)

Fig. 3. The RM0813-01S2 CNC machine (а), an example of the surface profile after milling (б)

применения СОЖ использовали более высокие величины скорости резания и подачи.

Для планирования экспериментов по резанию применяли метод Тагучи (Taguchi Method), в котором критерием оптимизации служит соотношение «сигнал/шум» (Signal-to-Noise Ratio, SNR). Последнее используется для оценки устойчивости и надежности выходных параметров (прежде всего шероховатости) и применяется ортогональные матрицы (Orthogonal Arrays) как инструмент ухода от полного факторного эксперимента [18, 19]. В опубликованных в настоящее время статьях метод Тагучи в основном используется для анализа влияния различных параметров обработки на качество поверхности [20]. Была выбрана ортогональная матрица L9, режимные параметры фрезерования (факторы: частота вращения шпинделя, подача и ширина фрезерования) для которой приведены в табл. 3. Для каждого из них было выбрано по три уровня, что, в свою очередь, определяло скорость удаления материала. Ключевым выходным параметром являлась шероховатость.

Результаты и их обсуждение

Значения твердости и деформационно-прочностные характеристики исследованных образцов приведены в табл. 2. Видно, что нержавеющая сталь ЕВАМ 12Х18Н10Т обладает высокими значениями пластичности (70 %), предела прочности (570 МПа) и твердости (191 НВ). Прочностные свойства листового про-

ката стали 12Х18Н10Т были выше, чем у аддитивной ЕВАМ 12Х18Н10Т, это обусловлено тем, что листовой прокат имеет более высокое содержание феррита, более мелкие зерна и более высокую плотность дислокаций [21]. Для ЕВАМ 12Х18Н10Т при послойном выращивании аустенитная сталь испытывает многократные циклы нагрева-остывания, что приводит к образованию столбчатых зерен. Однако следует отметить, что скорость коррозии листового проката 12Х18Н10Т примерно в два раза выше, чем для аддитивной стали.

Исследования обрабатываемости на стационарном фрезерном станке

Как показано в табл. 3, для исследования разницы в величине силы резания заготовки нержавеющей стали ЕВАМ 12Х18Н10Т использовали девять режимов фрезерования, которые включали в себя малую скорость и большую подачу, большую скорость и малую подачу, а также среднюю скорость и среднюю подачу и т. д.

Выбор параметров фрезерования основан на рекомендациях производителя инструмента. Отметим, что высокопроизводительный режим фрезерования (большое соотношение ширина/глубина, см. табл. 3.) позволяет снизить вероятность быстрого износа инструмента.

На рис. 4, а показано влияние различных режимов фрезерования на силу резания для заготовки нержавеющей стали ЕВАМ 12Х18Н10Т. Для оценки силы резания использовали суммарную силу при фрезеровании заготовки:

Таблица 2

Table 2

Механические характеристики нержавеющей стали ЕВАМ 12Х18Н10Т**Mechanical properties of the EBAM 0.12C-18Cr-10Ni-Ti sample**

Образцы / Samples	Предел прочности, МПа / Tensile strength, MPa	Предел текучести, МПа / Yield strength, MPa	Относительное удлинение, % / Elongation, %	Твердость, HV / Hardness, HV
ЕВАМ 12Х18Н10Т / EBAM 0.12C-18Cr-10Ni-Ti	570 ± 10	208 ± 10	70 ± 2 %	191 ± 5
Прокат 12Х18Н10Т / Wrought 0.12C-18Cr-10Ni-Ti	700 ± 10	250 ± 10	63 ± 3 %	230 ± 5

Таблица 3

Table 3

Режимные параметры фрезерования для исследования силы резания на промышленном фрезерном станке**Parameters applied for studying the cutting forces during milling using the industrial machine**

Номер / Number	Скорость резания V , (м/мин) / Cutting speed V , m/min	Подача S , (мм/мин) / Feed rate S , mm/min	Ширина B , (мм) / Width B , mm	Глубина t , (мм) / Depth t , mm
1	25	50	8	0,5
2	25	160		
3	25	250		
4	50	50		
5	50	160		
6	50	250		
7	75	50		
8	75	160		
9	75	250		

$$F_{xyz} = \sqrt{(F_X^{\max})^2 + (F_Y^{\max})^2 + (F_Z^{\max})^2}, \quad (1)$$

где $F^{\max}$ – максимальное значение силы на интервале анализа.

Было обнаружено, что при режиме № 4 сила резания является наименьшей ($F_{xyz} = 188$ N).

На рис. 4, б показано влияние скорости резания и подачи на силу резания при обработке заготовки ЕВАМ 12Х18Н10Т. Видно, что в процессе фрезерования прочность и твердость стали, сформированной технологией АП,

существенно влияют на силу резания. Низкая скорость резания и высокая подача приводили к увеличению силы резания, а высокая скорость резания и низкая подача, наоборот, уменьшали ее.

В целом наблюдаются две тенденции: при увеличении скорости резания ее сила уменьшается; при увеличении величины подачи – наоборот. Когда же глубина и ширина остаются неизменными, большая подача означает большую производительность. По этой причине при механообработке стали ЕВАМ 12Х18Н10Т, получен-

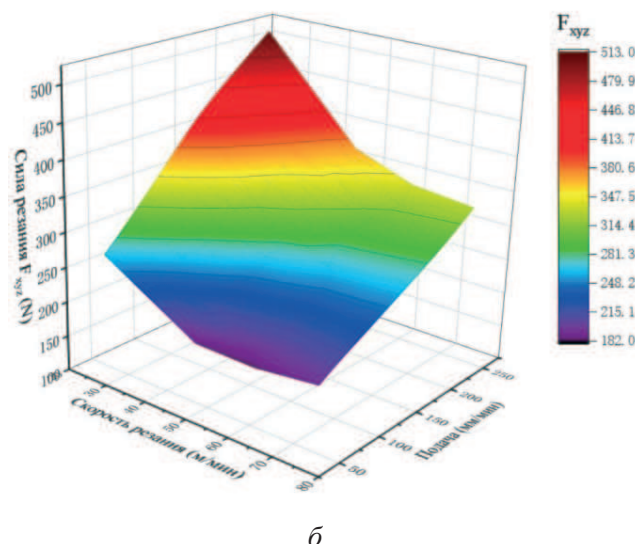
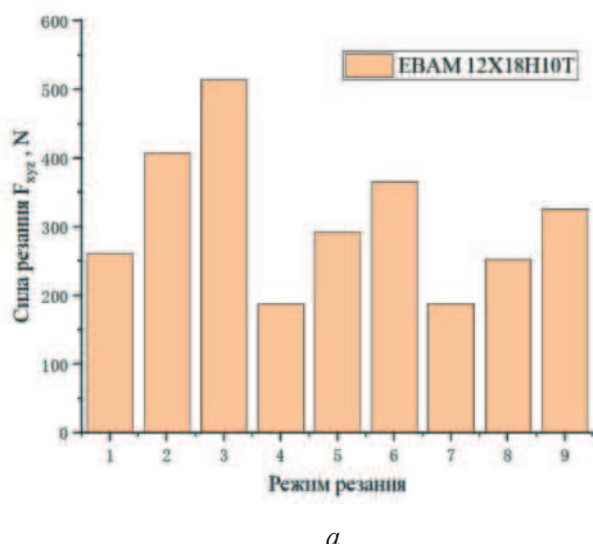


Рис. 4. Влияние различных режимов резания на силу резания (а), влияние скорости резания и подачи на силу резания при механообработке (б)

Fig. 4. The effect of different cutting modes on the cutting force (a), the effect of cutting speed and feed rate on the cutting force during machining (b)

ной технологией АП, для повышения производительности и снижения силы резания следует использовать более высокую скорость, но не увеличивать подачу.

Исследования на широкоформатном фрезерном станке с ЧПУ RM0813

Известно, что шероховатость зависит от многочисленных параметров, среди которых скорость резания, подача, глубина, износ инструмента [22]. В табл. 4 показаны параметры фрезерования для исследования шероховатости и скорости удаления материала MRR , включая частоту вращения фрезы, подачу и глубину.

Как было отмечено выше, механообработка на широкоформатном фрезерном станке с ЧПУ может проводиться на режимах, отличающихся от рекомендаций производителей режущего инструмента. По этой причине актуально развитие подходов, позволяющих решать задачу определения оптимальных режимных параметров фрезерования при минимальных затратах времени и ресурсов. Оценка оптимальных параметров резания может рассматриваться как задача поиска таких режимов фрезерования, при которых достигается условие оптимальности.

В качестве критерия оптимальности должна выступать комплексная оценка как самого процесса фрезерования, так и качества изделия. Среди характеристик данного процесса анали-

зировали скорость удаления материала MRR , а оценку качества изделия наилучшим образом характеризует шероховатость поверхности после обработки Ra . За рамки данных экспериментов выведена еще одна важная характеристика процесса фрезерования – износ инструмента, так как выбранные режимы являются щадящими, а время наблюдения слишком коротким. В итоге критерий оптимальности может быть записан в виде системы предельных выражений:

$$\begin{cases} Ra(S, B, N) \rightarrow \text{мин}, \\ MRR(S, B) \rightarrow \text{макс}. \end{cases} \quad (2)$$

На основе выражения (2) можно построить более формальный критерий субоптимальности в виде системы неравенств:

$$\begin{cases} Ra(S, B, N) \leq \overline{Ra}, \\ MRR(S, B) \geq \overline{MRP}, \end{cases} \quad (3)$$

где $\overline{Ra}$ и $\overline{MRP}$ – предельные минимальное и максимальное значения характеристик. Область значений параметров (S, B, N) , удовлетворяющих системе неравенств (3), будем называть областью субоптимальных параметров (СОП) [23].

Результаты анализа значений допустимых параметров резания приведены в табл. 5. Используемая модель «Regress» обладает следующими статистиками: коэффициент детерминации

Таблица 4

Table 4

**Режимы фрезерования на полупромышленном станке по плану Тагучи
и результаты оценки обрабатываемости**

**Milling parameters for the semi-industrial machine, determined using the *Taguchi* method
and machinability assessment results**

Номер / Number	Частота вращения N , об/мин / Spindle speed N , rpm	Подача S , мм/мин / Feed rate S , mm/min	Ширина B , мм / Width B , mm	Глубина t , мм / Depth t , mm	Шерохо- ватость Ra , мкм / Surface roughness Ra , μm	MRR , мм ³ /мин / MRR , mm ³ /min
1	1000	200	0,1	4	$0,46 \pm 0,02$	80
2	1000	400	0,3		$1,29 \pm 0,04$	480
3	1000	600	0,5		$2,57 \pm 0,23$	1200
4	2500	200	0,3		$0,59 \pm 0,03$	240
5	2500	400	0,5		$1,01 \pm 0,04$	800
6	2500	600	0,1		$0,88 \pm 0,04$	240
7	4000	200	0,5		$0,63 \pm 0,03$	400
8	4000	400	0,1		$0,40 \pm 0,01$	160
9	4000	600	0,3		$0,75 \pm 0,03$	720

Таблица 5

Table 5

**Области анализа: параметры резания, характеристики изделия и процесса фрезерования,
их предельные значения**

Limiting ranges and suboptimality boundaries for the milling parameters and analyzed characteristics

Параметры и характеристики / Parameters, characteristics	Допустимые пределы / Permissible limits		Границы субоптимальности / Sub-optimality boundaries	
	Мин / Min	Макс / Max	Мин / Min	Макс / Max
<i>Параметры / Parameters</i>				
Частота вращения N , об/мин / Spindle speed N , rpm	500	5000	—	—
Подача S , мм/мин / Feed rate S , mm/min	100	800	—	—
Ширин B , мм / Width B , mm	0,1	1	—	—
<i>Характеристики / Characteristics</i>				
Шероховатость Ra , мкм / Surface roughness Ra , μm	0	4	—	0,8
MRR , мм ³ /мин / MRR , mm ³ /min	0	2000	300	—

$R^2 = 0,884$, нормированная среднеквадратическая ошибка $NMSE = 0,214$ и уровень значимости $p = 0,0089$. По данной модели в области допустимых значений параметров фрезерования рассчитаны прогнозные значения шероховатости, выделена область СОП, удовлетворяющая

условию (1), и построен график поверхности области СОП (рис. 5, а, в). Несмотря на полученные высокие показатели качества регрессионной модели, далее проверялась гипотеза о нелинейной взаимосвязи шероховатости с параметрами фрезерования.

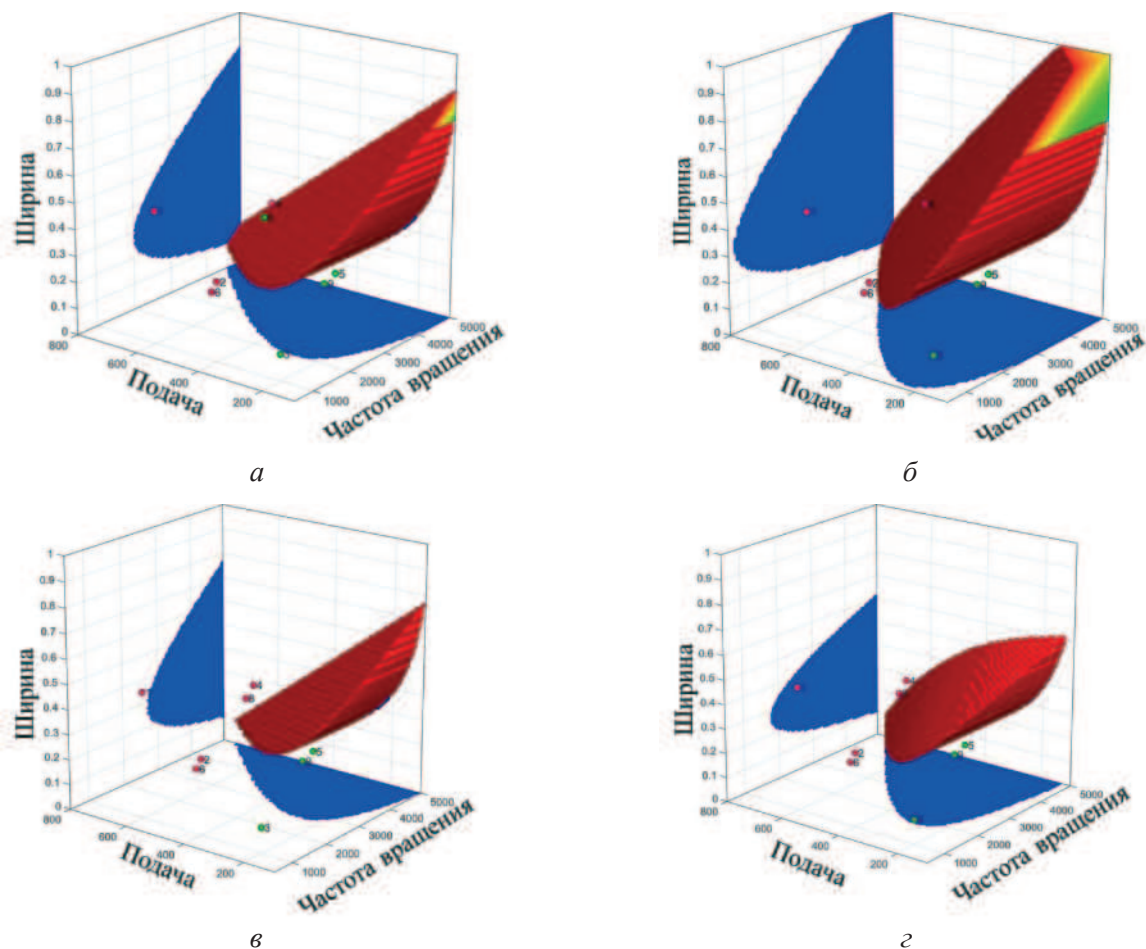


Рис. 5. Параметры экспериментов и области субоптимальных параметров, построенные по (а, в) линейной регрессионной модели, и (б, г) модель FFNN при $\bar{p} = 300 \text{ мм}^3/\text{мин}$,

$$\overline{Ra} = 0,8 \text{ мкм (а, б) и } \overline{Ra} = 0,6 \text{ мкм (в, г)}$$

Fig. 5. Milling parameters and the SOP regions plotted using the linear regression model (а, в) and the FFNN model (б, г) at $\bar{p} = 300 \text{ мм}^3/\text{мин}$; $\overline{Ra} = 0.8 \text{ μm (а, б) and } \overline{Ra} = 0.6 \text{ μm (в, г)}$

По данным девяти экспериментов по плану Тагучи (табл. 4) методом наименьших квадратов проведен расчет коэффициентов линейной множественной регрессии [24–26]. Получено уравнение шероховатости:

$$Ra = 0,2014 - 0,00028N + 0,0021S + 2,059B. \quad (4)$$

В качестве нелинейной модели, способной обобщить результаты натурных экспериментов, был выбран путь нейросетевого моделирования [27, 28]. Модель создавалась на базе сетей прямого распространения (FFNN). Архитектура сети подбиралась по принципу от простого к сложному. Обучающая выборка формировалась из экспериментальных данных (табл. 3) с нормировкой входных и выходных данных в допустимые пределы согласно табл. 5. Наилучшая

скорость сходимости обучения была достигнута при выборе логарифмического тангенса в качестве активационных функций и метода обучения Левенберга – Марквардта. Выбор количества слоев и нейронов в слое опирался на анализ построенной моделью области СОП.

Среди всех рассмотренных вариантов выбрана сеть из одного скрытого слоя с тремя нейронами, показавшая наиболее простую и правдоподобную область СОП (рис. 5, б, г). Данная модель обладает лучшими (по сравнению с регрессионной моделью) характеристиками соответствия прогноза и обучающей выборки: $MSE = 0,00049061$, $R^2 = 0,99504$.

Сравнение областей СОП для двух моделей и двух ограничений по шероховатости показывает, что модель нейронной сети для больших значений порога шероховатости ($\overline{Ra} > 0,65 \text{ мкм}$)

ограничивает сверху область СОП поверхностью, близкой к линейной, но отличается от модели линейной регрессии большим углом наклона. Иначе говоря, нейронная сеть включает в область СОП параметры фрезерования с большей шириной и большей скоростью удаления материала в области низких значений подачи. Однако для более низких значений порога шероховатости ($Ra < 0,65$ мкм) модель FFNN ограничивает сверху область СОП нелинейной поверхностью, приводящей к обратному эффекту: из области СОП исключаются параметры фрезерования с высокими значениями ширины и частоты вращения.

Для проверки выявленных разногласий проводилась верификация разработанных моделей путем проведения натурных экспериментов и сопоставления прогнозных и реальных наблюдений шероховатости. Параметры экспериментов выбирались из следующих условий: значения вне области прогнозируемой области СОП (№ 10, табл. 6), граничные значения области СОП (№ 11, табл. 6) и внутренняя точка области СОП (№ 12, табл. 6). В табл. 5 приведены также прогнозные значения шероховатости и результаты экспериментов.

Установлено, что обе модели обеспечили ошибку с приемлемым отклонением, но по величине средних отклонений более высокую точность показала линейная регрессионная модель. Ее прогноз оптимальных параметров фрезерования: при частоте вращения 4500 об/мин, $S = 404$ мм/мин и $B = 0,43$ мм с прогнозируемой шероховатостью 0,648 мкм и скоростью удаления материала 695 мм³/мин.

В работе [29] оптимальные параметры резания при фрезеровании нержавеющей стали 12X18H10T подбирали с помощью метода Тагучи. При этом учитывали влияние частоты вращения фрезы, величины подачи и глубины фрезерования на шероховатость поверхности, износ инструмента и скорость удаления материала. В работе [30] для сравнения износа инструмента и силы резания использовали различные геометрические характеристики инструмента, скорость и величину подачи, а также соотношение между глубиной и шириной резания. Показано, что выбор параметров фрезерования является сложной многокритериальной задачей и сопряжен с необходимостью проведения большого числа экспериментов. В качестве перспективного направления данного исследования ставится целью оценка факторов, влияющих на шероховатость поверхности образца ЕВАМ 12X18H10Т, при обеспечении высокой скорости удаления материала.

В целом сопоставление данных оценки обрабатываемости для промышленного и широкоформатного фрезерного станка с ЧПУ при чистовом фрезеровании нержавеющей стали ЕВАМ 12X18H10Т показало, что для получения более высокой скорости удаления материала и снижения шероховатости, а также силы резания следует увеличить скорость резания при сохранении величины подачи. С другой стороны, разработанные модели «Regress» и FFNN для полустационарного станка позволяют предсказывать оптимальные режимные параметры, что крайне актуально в случае отработки режимов 3D-печати, сопровождающихся изменением

Таблица 6

Table 6

Режимы фрезерования для верификации моделей, реальные и прогнозные результаты

Milling parameters for model verification, along with experimental and predicted results

№ / No.	Параметры фрезерования / Milling parameters			Характеристики / Characteristics			
	Частота вращения N , об/мин / Spindle speed N , rpm	Подача S , мм/мин / Feed rate S , mm/min	Ширина B , мм / Width B , mm	MRR , мм ³ /мин / MRR , mm ³ /min	Шероховатость Ra , мкм / Surface roughness Ra , μ m		
					Эксперимент / Experiment	Регрессия / Regress	FFNN
10	4000	100	0,5	200	0,333	0,3117	0,6115
11	4000	600	0,5	1200	1,193	1,3617	1,0429
12	4500	400	0,3	480	0,425	0,3889	0,5224
Среднее отклонение / Average deviation						0,0753	0,1753

структуры и механических свойств послойно выращенных заготовок.

В то же время износ инструмента также является важным фактором при оценке обрабатываемости материала. Шероховатость поверхности увеличивается с течением времени обработки вследствие износа режущего инструмента. В будущих исследованиях планируется использовать линейную регрессионную модель для определения оптимального диапазона параметров с последующим изучением влияния времени обработки на износ инструмента и шероховатость поверхности.

Выводы

1. Нержавеющая сталь ЕВАМ 12Х18Н10Т, сформированная технологией АП, обладает высокими значениями пластичности (70 %), предела прочности (570 МПа) и твердости (191 НВ).

2. Показано, что для повышения производительности (скорости удаления материала) и снижения силы резания на стационарном станке без применения СОЖ рекомендуется увеличивать скорость фрезерования, но не повышать величину подачи.

3. При исследовании взаимосвязи скорости удаления материала и шероховатости от параметров фрезерования на полупромышленном широкоформатном фрезерном станке с ЧПУ (с невысокой жесткостью портальной рамы) при применении СОЖ использованы модели линейной множественной регрессии и нелинейные модели на основе нейронных сетей прямого распространения. Показано, что для прогноза оптимальных параметров фрезерования достаточно использовать линейные регрессионные модели. Однако необходимо учесть, что исследования проводились в узких рамках щадящих режимов при малых временах механообработки и без учета износа инструмента. В этих ограничениях дан прогноз оптимальных параметров фрезерования ЕВАМ 12Х18Н10Т: при частоте вращения 4500 об/мин, $S = 404$ мм/мин и $B = 0,43$ мм с прогнозируемой шероховатостью $Ra = 0,648$ мкм и скоростью удаления материала 695 мм³/мин.

Список литературы

1. Lippold J.C., Kotecki D.J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. – Hoboken: John Wiley & Sons, 2005. – 357 p. – ISBN 978-0-471-47379-4.

2. Research progress on the relationship between microstructure and properties of AISI 321 stainless steel / Z. Huang, J. Zhang, Z. Ma, S. Yuan, H. Yang // Applied Sciences. – 2024. – Vol. 14 (22). – P. 10196. – DOI: 10.3390/app142210196.

3. Transformation law of microstructure evolution and mechanical properties of electron beam free-form fabricated 321 austenitic stainless steel / Q. Yin, G. Chen, H. Cao, G. Zhang, B. Zhang, S. Wei // Vacuum. – 2021. – Vol. 194. – P. 110594. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110594.

4. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel / M. Ma, Z. Wang, M. Gao, X. Zeng // Journal of Materials Processing Technology. – 2014. – Vol. 215. – P. 142–150. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.07.034.

5. Correlation between heat treatment process parameters, phase composition, texture, and mechanical properties of 12H18N10T stainless steel processed by selective laser melting / A.L. Kameneva, A.A. Minkova, N.N. Cherkashneva, V.V. Karmanov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 447 (1). – P. 012043. – DOI: 10.1088/1757-899X/447/1/012043.

6. Microstructure and corrosion properties of wire arc additively manufactured multi-trace and multilayer stainless steel 321 / X. Wang, Q. Hu, W. Liu, W. Yuan, X. Shen, F. Gao, D. Tang, Z. Hu // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 1039. – DOI: 10.3390/met12061039.

7. Laser additive manufacturing of Inconel 718 at increased deposition rates / C. Zhong, A. Gasser, G. Backes, J. Fu, J.H. Schleifenbaum // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Vol. 844. – P. 143196. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143196.

8. Sciaky Inc. Benefits of Wire vs. Powder Metal 3D Printing. Comparing Sciaky's wirefeed 3D printing process, a.k.a. Electron Beam Additive Manufacturing, to powder-based feedstock 3D printing processes. 2008. – URL: <https://www.sciaky.com/additive-manufacturing/wire-vs-powder> (accessed: 30.10.2025).

9. Coaxial laser metal wire deposition of Ti6Al4V alloy: process, microstructure and mechanical properties / Y. Chen, X. Chen, M. Jiang, Z. Lei, Z. Wang, J. Liang, S. Wu, S. Ma, N. Jiang, Y. Chen // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 20. – P. 2578–2590. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.08.068.

10. Wire + arc additive manufacture of 17-4 PH stainless steel: Effect of different processing conditions on microstructure, hardness, and tensile strength / A. Caballero, J. Ding, S. Ganguly, S. Williams // Journal of Materials Processing Technology. – 2019. – Vol. 268. – P. 54–62. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.01.007.

11. Węglowski M.S., Blacha S., Phillips A. Electron beam welding – Techniques and trends – Review // Vac-



uum. – 2016. – Vol. 130. – P. 72–92. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.05.004.

12. Wang D., Liu Z., Liu W. Experimental measurement of vacuum evaporation of aluminum in Ti-Al, V-Al, Ti6Al4V alloys by electron beam // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (11). – P. 1688. – DOI: 10.3390/met11111688.

13. Microstructural evolution in a thin wall of 2Cr13 martensitic stainless steel during wire arc additive manufacturing / Z. Lyu, Y.S. Sato, S. Tokita, Y. Zhao, J. Jia, A. Wu // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 182. – P. 111520. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111520.

14. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces / N.V. Martyushev, V.N. Kozlov, M. Qi, V.S. Tynchenko, R.V. Kononenko, V.Yu. Konyukhov, D.V. Valuev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16. – P. 4529. – DOI: 10.3390/ma16134529.

15. Direct laser fabrication of three dimensional components using SC420 stainless steel / G.A. Ravi, X.J. Hao, N. Wain, X. Wu, M.M. Attallah // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 47. – P. 731–736. – DOI: 10.1016/j.matdes.2012.12.062.

16. Grzesik W. Hybrid additive and subtractive manufacturing processes and systems: A review // *Journal of Machine Engineering*. – 2018. – Vol. 18. – P. 5–24. – DOI: 10.5604/01.3001.0012.7629.

17. Influence of anisotropy properties and structural inhomogeneity on elasticity and fracture of titanium alloys produced by electron-beam melting / V.A. Klimenov, E.A. Kolubaev, Z. Han, A.V. Chumaevskii, A.A. Klopotov, A.M. Ustinov, Z.G. Kovalevskaya, E. Moskvichev, M. Pan // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 135. – P. 5575–5594. – DOI: 10.1007/s00170-024-14843-7.

18. Park S.H. Robust design and analysis for quality engineering. – London: Chapman & Hall, 1996. – 256 p.

19. Phadke M.S. Quality engineering using robust design. – Englewood Cliffs, NJ: Prentice-Hall, 1989. – 320 p.

20. Nalbant M., Gökkaya H., Sur G. Application of Taguchi method in the optimization of cutting parameters for surface roughness in turning // *Materials & Design*. – 2007. – Vol. 28 (4). – P. 1379–1385. – DOI: 10.1016/j.matdes.2006.01.008.

21. Comprehensive analysis of microstructure and mechanical, operational, and technological properties

of AISI 321 austenitic stainless steel at electron beam freeform fabrication / S.V. Panin, M. Qi, D.Yu. Stepanov, M.V. Burkov, V.E. Rubtsov, Y.V. Kushnarev, I.Yu. Litovchenko // *Construction Materials*. – 2025. – Vol. 5 (3). – P. 62. – DOI: 10.3390/constrmater5030062.

22. Zhang J.Z., Chen J.C., Kirby E.D. Surface roughness optimization in an end-milling operation using the Taguchi design method // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2007. – Vol. 184 (1–3). – P. 233–239. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.11.029.

23. Application of neural network models with ultra-small samples to optimize the ultrasonic consolidation parameters for ‘PEI Adherend/Prepreg (CF-PEI Fabric)/PEI Adherend’ lap joints / D.Y. Stepanov, D. Tian, V.O. Alexenko, S.V. Panin, D.G. Buslovich // *Polymers*. – 2024. – Vol. 16. – P. 451. – DOI: 10.3390/polym16040451.

24. Draper N.R., Harry S. Applied regression analysis. – 3rd ed. – Wiley-Interscience, 1998. – 736 p. – ISBN 0471170828. – ISBN 9780471170822.

25. Куприенко Н.В., Пономарева О.А., Тихонов Д.В. Статистические методы изучения связей: Корреляционно-регрессионный анализ: учебное пособие. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2009. – 118 с.

26. Yan X., Su X. Linear regression analysis: Theory and computing. – Singapore: World Scientific Publishing, 2009. – 328 p. – ISBN 9812834109. – ISBN 9789812834102.

27. Haykin S.S. Neural networks and learning machines. – 3rd ed. – Upper Saddle River, NJ: Pearson Education, 2009. – ISBN 978-0131471399.

28. Swingler K. Applying neural networks: A practical guide. – San Francisco, CA: Morgan Kaufman Publishers, 1996. – 303 p. – ISBN 0126791708. – ISBN 9780126791709.

29. Holkar H., Sadaiah M. Optimization of end milling machining parameters of AISI 321 stainless steel using Taguchi method // *International Journal on Recent and Innovation Trends in Computing and Communication*. – 2016. – Vol. 4. – P. 20–23.

30. Study of the machinability of an Inconel 625 composite with added NiTi-TiB₂ fabricated by direct laser deposition / A. Arlyapov, S. Volkov, V. Promakhov, A. Matveev, A. Babaev, A. Vorozhtsov, A. Zhukov // *Metals*. – 2022. – Vol. 12 (11). – P. 1956. – DOI: 10.3390/met12111956.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Optimal milling parameters of 0.12 C-18 Cr-10Ni-Ti stainless steel fabricated by electron beam additive manufacturing

Mengxu Qi^{1, a}, Sergey Panin^{2, b, *}, Dmitry Stepanov^{2, c}, Mikhail Burkov^{2, d}, Qingrong Zhang^{1, e}

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-3738-0193>, mensyuy1@tpu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-7623-7360>, svp@ispms.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-2558-7613>, sdu@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-3337-6579>, burkovispms@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0002-7820-1227>, cinzhun1@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 08 September 2025

Revised: 01 October 2025

Accepted: 29 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Additive manufacturing

AISS 321

Electron beam additive manufacturing

Milling

Multiple regression method

Feed-Forward Neural Network

Funding

The study was financially supported by the Russian Federation via Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (Agreement No. 075-15-2023-456).

Acknowledgements

Research were conducted at core facility "Structure, mechanical and physical properties of materials" NSTU. The authors thank Yu.V. Kushnarev for assistance in fabricating 0.12C-18Cr-10Ni-Ti steel samples at the experimental facility of ISPMS SB RAS.

ABSTRACT

Introduction. Unlike traditional manufacturing processes, additive manufacturing (AM) offers improved efficiency while being environmentally friendly. A significant limitation hindering the adoption of wire-based electron beam additive manufacturing (EBAM) technology is the relatively low quality and high surface roughness of 3D-printed parts. **The purpose of this study** is to establish the optimal values of milling process parameters (rotational speed, feed rate, and milling width) based on the simultaneous evaluation of the surface roughness of the machined surface and the material removal rate. **Methods and materials.** This study investigated specimens fabricated using EBAM technology. Uniaxial tensile tests were conducted on an electromechanical testing machine. Cutting forces were determined with a Kistler 9257B dynamometer. Milling studies of EBAM 321 steel workpieces were performed on a semi-industrial CNC milling machine. **Results and discussion.** It was shown that in order to increase the material removal rate and reduce the cutting force on a milling machine without the use of coolant, it is recommended to increase the milling speed, but not to increase the feed rate. To investigate the relationship between material removal rate and surface roughness relative to milling parameters on a semi-industrial machine (with an average stiffness of the portal frame), multiple linear regression models and nonlinear models based on feedforward neural networks were employed. It was demonstrated that linear regression models are sufficient for predicting optimal milling parameters. However, it should be noted that the study was conducted within a narrow range of gentle machining conditions, with short processing times and without accounting for tool wear. Under these constraints, the optimal milling parameters for EBAM 321 steel were predicted as follows: spindle speed of 4,500 rpm, feed rate $S = 404$ mm/min, and cutting depth $B = 0.43$ mm, resulting in a predicted surface roughness (Ra) of $0.648 \mu\text{m}$ and a material removal rate of $695 \text{ mm}^3/\text{min}$.

For citation: Qi M., Panin S.V., Stepanov D.Y., Burkov M.V., Zhang Q. Optimal milling parameters of 0.12 C-18 Cr-10Ni-Ti stainless steel fabricated by electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 116–130. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-116-130. (In Russian).

References

1. Lippold J.C., Kotecki D.J. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken, John Wiley & Sons, 2005. 357 p. ISBN 978-0-471-47379-4.

* Corresponding author

Panin Sergey V., D.Sc. (Engineering), Professor
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4 per. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 3822 286-904, **e-mail:** svp@ispms.ru

2. Huang Z., Zhang J., Ma Z., Yuan S., Yang H. Research progress on the relationship between microstructure and properties of AISI 321 stainless steel. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 (22), p. 10196. DOI: 10.3390/app142210196.
3. Yin Q., Chen G., Cao H., Zhang G., Zhang B., Wei S. Transformation law of microstructure evolution and mechanical properties of electron beam freeform fabricated 321 austenitic stainless steel. *Vacuum*, 2021, vol. 194, p. 110594. DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110594.
4. Ma M., Wang Z., Gao M., Zeng X. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, vol. 215, pp. 142–150. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.07.034.
5. Kameneva A.L., Minkova A.A., Cherkashneva N.N., Karmanov V.V. Correlation between heat treatment process parameters, phase composition, texture, and mechanical properties of 12H18N10T stainless steel processed by selective laser melting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 447 (1), p. 012043. DOI: 10.1088/1757-899X/447/1/012043.
6. Wang X., Hu Q., Liu W., Yuan W., Shen X., Gao F., Tang D., Hu Z. Microstructure and corrosion properties of wire arc additively manufactured multi-trace and multilayer stainless steel 321. *Metals*, 2022, vol. 12, p. 1039. DOI: 10.3390/met12061039.
7. Zhong C., Gasser A., Backes G., Fu J., Schleifenbaum J.H. Laser additive manufacturing of Inconel 718 at increased deposition rates. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 844, p. 143196. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143196.
8. Sciaky Inc. *Benefits of Wire vs. Powder Metal 3D Printing. Comparing Sciaky's wirefeed 3D printing process, a.k.a. Electron Beam Additive Manufacturing, to powder-based feedstock 3D printing processes*. Available at: <https://www.sciaky.com/additive-manufacturing/wire-vs-powder> (accessed 30.10.2025).
9. Chen Y., Chen X., Jiang M., Lei Z., Wang Z., Liang J., Wu S., Ma S., Jiang N., Chen Y. Coaxial laser metal wire deposition of Ti6Al4V alloy: process, microstructure and mechanical properties. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 20, pp. 2578–2590. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.08.068.
10. Caballero A., Ding J., Ganguly S., Williams S. Wire + arc additive manufacture of 17-4 PH stainless steel: Effect of different processing conditions on microstructure, hardness, and tensile strength. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 268, pp. 54–62. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.01.007.
11. Węglowski M.S., Błacha S., Phillips A. Electron beam welding – Techniques and trends – Review. *Vacuum*, 2016, vol. 130, pp. 72–92. DOI: 10.1016/j.vacuum.2016.05.004.
12. Wang D., Liu Z., Liu W. Experimental measurement of vacuum evaporation of aluminum in Ti-Al, V-Al, Ti6Al4V alloys by electron beam. *Metals*, 2021, vol. 11 (11), p. 1688. DOI: 10.3390/met11111688.
13. Lyu Z., Sato Y.S., Tokita S., Zhao Y., Jia J., Wu A. Microstructural evolution in a thin wall of 2Cr13 martensitic stainless steel during wire arc additive manufacturing. *Materials Characterization*, 2021, vol. 182, p. 111520. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111520.
14. Martyshev N.V., Kozlov V.N., Qi M., Tynchenko V.S., Kononenko R.V., Konyukhov V.Yu., Valuev D.V. Production of workpieces from martensitic stainless steel using electron-beam surfacing and investigation of cutting forces when milling workpieces. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 4529. DOI: 10.3390/ma16134529.
15. Ravi G.A., Hao X., Wain N., Wu X., Attallah M.M. Direct laser fabrication of three dimensional components using SC420 stainless steel. *Materials & Design*, 2013, vol. 47, pp. 731–736. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.12.062.
16. Grzesik W. Hybrid additive and subtractive manufacturing processes and systems: A review. *Journal of Machine Engineering*, 2018, vol. 18, pp. 5–24. DOI: 10.5604/01.3001.0012.7629.
17. Klimenov V.A., Kolubaev E.A., Han Z., Chumaevskii A.V., Klopotov A.A., Ustinov A.M., Kovalevskaya Z.G., Moskvichev E., Pan M. Influence of anisotropy properties and structural inhomogeneity on elasticity and fracture of titanium alloys produced by electron-beam melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 135, pp. 5575–5594. DOI: 10.1007/s00170-024-14843-7.
18. Park S.H. *Robust design and analysis for quality engineering*. London, Chapman & Hall, 1996. 256 p.
19. Phadke M.S. *Quality engineering using robust design*. Englewood Cliffs, NJ, Prentice-Hall, 1989. 320 p.
20. Nalbant M., Gökkaya H., Sur G. Application of Taguchi method in the optimization of cutting parameters for surface roughness in turning. *Materials & Design*, 2007, vol. 28 (4), pp. 1379–1385. DOI: 10.1016/j.matdes.2006.01.008.
21. Panin S.V., Qi M., Stepanov D.Y., Burkov M.V., Rubtsov V.E., Kushnarev Y.V., Litovchenko I.Yu. Comprehensive analysis of microstructure and mechanical, operational, and technological properties of AISI 321 austenitic stainless steel at electron beam freeform fabrication. *Construction Materials*, 2025, vol. 5 (3), p. 62. DOI: 10.3390/constrmater5030062.

22. Zhang J.Z., Chen J.C., Kirby E.D. Surface roughness optimization in an end-milling operation using the Taguchi design method. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, vol. 184 (1–3), pp. 233–239. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.11.029.
23. Stepanov D.Y., Tian D., Alexenko V.O., Panin S.V., Buslovich D.G. Application of neural network models with ultra-small samples to optimize the ultrasonic consolidation parameters for ‘PEI Adherend/Prepreg (CF-PEI Fabric)/PEI Adherend’ lap joints. *Polymers*, 2024, vol. 16, p. 451. DOI: 10.3390/polym16040451.
24. Draper N.R., Harry S. *Applied regression analysis*. 3rd ed. Wiley-Interscience, 1998. 736 p. ISBN 0471170828. ISBN 9780471170822.
25. Kuprienko N.V., Ponomareva O.A., Tikhonov D.V. *Statisticheskie metody izucheniya svyazei: Korrelyatsionno-regressionnyi analiz* [Statistical methods for studying relationships]. St. Petersburg, SPbPU Publ., 2009. 118 p.
26. Yan X., Su X. *Linear regression analysis: Theory and computing*. Singapore, World Scientific Publishing, 2009. 328 p. ISBN 9812834109. ISBN 9789812834102.
27. Haykin S.S. *Neural networks and learning machines*. 3rd ed. Upper Saddle River, NJ, Pearson Education, 2009. ISBN 978-0131471399.
28. Swingler K. *Applying neural networks: A practical guide*. San Francisco, CA, Morgan Kaufman Publishers, 1996. 303 p. ISBN 0126791708. ISBN 9780126791709.
29. Holkar H., Sadaiah M. Optimization of end milling machining parameters of AISI 321 stainless steel using Taguchi method. *International Journal on Recent and Innovation Trends in Computing and Communication*, 2016, vol. 4, pp. 20–23.
30. Arlyapov A., Volkov S., Promakhov V., Matveev A., Babaev A., Vorozhtsov A., Zhukov A. Study of the machinability of an Inconel 625 composite with added NiTi-TiB₂ fabricated by direct laser deposition. *Metals*, 2022, vol. 12 (11), p. 1956. DOI: 10.3390/met12111956.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование термонагруженности процесса точения металл-композитной системы в зависимости от скорости, подачи и глубины резания при обработке тонкостенной металлической оболочки толщиной 2 мм

Николай Любимый ^{a, *}, Борис Четвериков ^{b, *}, Сергей Ключев ^c, Николай Загородний ^d,
 Андрей Польшин ^e, Ардалион Мальцев ^f, Михаил Быценко ^g

Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова, ул. Костюкова, 46, г. Белгород, 308012, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-6131-3217>,  nsclubim@bk.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-1801-6767>,  await_rescue@mail.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0002-1995-6139>,  klyuyev@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-2997-3282>,  n.zagorodnij@yandex.ru;
^e  <https://orcid.org/0000-0001-5809-4458>,  info@polshin.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0002-0878-3658>,  ardalion_bgtu@mail.ru;
^g  <https://orcid.org/0009-0004-2133-885X>,  b.michutka2005@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.91.01

История статьи:

Поступила: 06 октября 2025
 Рецензирование: 14 октября 2025
 Принята к печати: 07 ноября 2025
 Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Металл-композитные системы
 Аддитивные технологии
 Температура резания
 Металлополимер
 Точение

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-10022, <https://rscf.ru/project/23-79-10022/>

Благодарности:

Исследование выполнено с использованием оборудования на базе Центра высоких технологий БГТУ им. В.Г. Шухова.

АННОТАЦИЯ

Введение. Статья посвящена исследованию термонагруженности процесса точения металл-композитных систем (МКС), состоящих из тонкостенной аддитивно полученной металлической оболочки и металлополимерного наполнителя. **Цель работы:** исследовать влияние технологических параметров точения на температуру в зоне резания МКС с металлической оболочкой толщиной 2 мм и определить допустимые режимы механической обработки, исключающие термодеструкцию металлополимерного наполнителя. **Метод и методология.** Для экспериментального моделирования МКС разработан программно-аппаратный комплекс, включающий в себя сменную металлическую втулку из стали 12Х18Н10Т, металлополимер «Феррохром» (ТУ 2257-002-48460567-00), три термодатчика с аналого-цифровым преобразователем MAX6675 и модуль беспроводной передачи данных на базе ESP32. Температура на межфазной границе «металл – металлополимер» регистрировалась в реальном времени. Верификация результатов проводилась бесконтактным методом с использованием тепловизора FLUKE Ti400 (погрешность 3...5 °C). Эксперимент выполнен по плану полного факторного эксперимента $2^3 + n_0$ с варьированием скорости резания V (м/мин), подачи S (мм/об) и глубины резания t (мм), включая центральные точки для оценки кривизны поверхности отклика. **Результаты и обсуждение.** На основе полученных экспериментальных данных для оболочки толщиной 2 мм построена регрессионная модель второго порядка («2ТЗ»), демонстрирующая высокую адекватность. Анализ коэффициентов модели показал, что наибольшее влияние на рост температуры оказывает глубина резания t , за ней следует подача S , тогда как скорость резания V в исследованных диапазонах оказывает наименьшее воздействие. С использованием модели построены поверхности отклика и контурные карты, позволяющие визуализировать «безопасные» области режимов обработки, удовлетворяющие ограничению $T \leq 170$ °C – порогу термостойкости металлополимера. Полученные зависимости обеспечивают основу для нормирования финишных режимов точения изделий инструментального назначения с аддитивно сформированной оболочкой и металлополимерным наполнителем.

Для цитирования: Исследование термонагруженности процесса точения металл-композитной системы в зависимости от скорости, подачи и глубины резания при обработке тонкостенной металлической оболочки толщиной 2 мм / Н.С. Любимый, Б.С. Четвериков, С.В. Ключев, Н.А. Загородний, А.А. Польшин, А.К. Мальцев, М.В. Быценко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 131–147. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-131-147.

*Адрес для переписки

Четвериков Борис Сергеевич, к.т.н., доцент
 Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова,
 ул. Костюкова, 46,
 308012, г. Белгород, Россия
 Тел.: +7 951 134-32-43, e-mail: await_rescue@mail.ru

Введение

Создание изделий с интенсивным теплообменом, таких как пресс-формы (ПФ) для литья термопластов и корпусной режущий инструмент, в последние годы всё чаще опирается на металл-композитные системы (МКС) [1], объединяющие металлическую тонкостенную оболочку и наполнитель из металлополимерного

композиционного материала (МПКМ). Такой подход позволяет совместить высокую прочность и жёсткость металлического каркаса с демпфирующими и технологическими преимуществами МПКМ, одновременно снижая массу и стоимость изготовления.

Ключевым драйвером развития МКС выступают возможности аддитивного производства (АП) [2], в частности селективного лазерного сплавления (SLM), формировать криволинейные (конформные) каналы охлаждения внутри металлических оболочек [3]. Для ПФ это обеспечивает целенаправленный отвод тепла из зон максимальной тепловой нагрузки формообразующей, выравнивание температурного поля, сокращение цикла литья/штамповки и повышение стабильности размеров. Технологически схема выглядит так: на металлической плите ПФ выполняется «колодец» (карман) под сменную формообразующую; сама формообразующая печатается как тонкостенная металлическая оболочка с интегрированными криволинейными каналами; после сборки зазор между оболочкой и плитой заполняется МПКМ, что фиксирует формообразующую, улучшает контакт и обеспечивает передачу нагрузок при работе формы.

Аналогичная конструктивно-технологическая логика реализуема в режущем инструменте [3], например в композитном сверле: металлическая SLM-оболочка корпуса со спроектированными эквидистантными каналами подводит смазочно-охлаждающее технологическое средство (СОТС) непосредственно к зоне резания, а внутреннее пространство, образованное вследствие топологической оптимизации (ТО) [4], заполняется МПКМ, воспринимающим объёмные нагрузки и повышающим виброустойчивость изделия. Это даёт прирост стойкости твердосплавной головки за счёт улучшения отвода тепла.

В последние годы АП становится серьёзным технологическим решением при создании сложных тонкостенных оболочек и полых деталей с интегрированными каналами охлаждения. К примеру, в обзоре [5] подчеркивается, что при обработке деталей, полученных АП, особое значение имеет постобработка, включая точение, поскольку исходная структура слоя, остаточные напряжения и теплопроводность материала влияют на съём стружки, точность и термонагруженность. Для тонкостенной металлической

оболочки с металлополимерным наполнителем это означает, что при точении необходимо учитывать не только режимы резания, но и геометрию оболочки, особенности аддитивной структуры и межфазные тепловые границы.

На рис. 1, а показана цифровая модель корпусного сверла с выполненной ТО корпуса, позволившей обеспечить снижение металлоёмкости на 40 %, что является ключевым фактором для обеспечения экономической эффективности применения SLM-технологии АП в реальном секторе экономики [6]. На рис. 1, б показан физический образец ТО металл-композитного корпусного сверла с заполнением внутренних полостей МПКМ, образующим МКС.

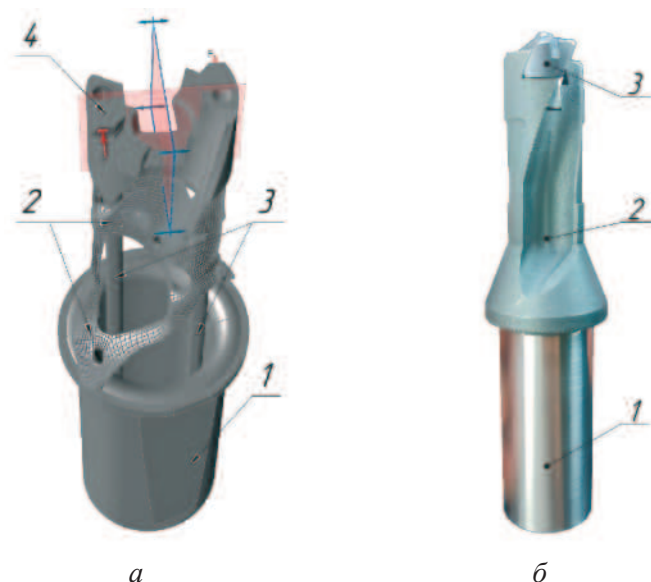


Рис. 1. Цифровая модель корпусного сверла (а) с выполненной ТО корпуса (средняя часть стружечных канавок условно не показана); физический образец ТО металл-композитного корпусного сверла (б), полученный по технологии SLM:

(а) 1 – зона хвостовика (металл); 2 – силовые структурные элементы, образованные ТО (металл); 3 – каналы охлаждения (металл); 4 – посадочная головка под установку сменной твердосплавной режущей головки; (б) 1 – токарно-обработанный металл-композитный хвостовик; 2 – стружечные канавки; 3 – режущая головка корпусного сверла

Fig. 1. Digital model of the drill body (a) with topology optimization applied (the middle part of the chip grooves is conventionally omitted); physical sample of the topology-optimized metal-composite drill body (b) manufactured using SLM technology:

(a) 1 – shank area (metal); 2 – load-bearing structural elements formed by topology optimization (metal); 3 – cooling channels (metal); 4 – mounting seat for a replaceable carbide cutting head; (b) 1 – turned metal-composite shank; 2 – chip grooves; 3 – cutting head of the drill body

При этом у МКС появляется критический технологический этап – механическая доводка (в том числе точение) наружных и посадочных поверхностей уже после заполнения полостей МПКМ. В отличие от однородных металлических заготовок, здесь тепловой поток замыкается на межфазную границу «металл – МПКМ», а сам МПКМ имеет более низкую теплопроводность и ограниченную термостойкость. Перегрев при точении способен вызвать локальную термодеструкцию полимерной матрицы, разупрочнение и потерю адгезии на границе, что ведёт к деградации геометрической точности и ресурса изделия. При этом инженерные рекомендации по выбору режимов точения для таких гибридных оболочек с наполнителем пока фрагментарны [7]. Большинство известных данных [8, 9] относится либо к монолитным металлическим деталям, либо к полимерным композициям без металлической оболочки.

Одной из ключевых проблем при механической обработке тонкостенных и металл-композитных систем является повышение температур в зоне резания и возникновение термонагруженности, что приводит к термодформациям, ухудшению качества поверхности и снижению геометрической точности заготовок. Так, исследование [10] показало, что при сухом точении алюминиевых композитов с дисперсными упрочняющими фазами термонагруженность значительно возрастает по сравнению с монолитным сплавом: высокие скорости и подачи приводят к скачкам температуры в зоне резания. В контексте обработки металлических оболочек с наполнителем, особенно тонкостенных (толщина 2 мм и менее), эффект теплового нагружения усугубляется из-за сниженной жесткости и ухудшенного отвода тепла через заготовку.

Особенности конструкции тонкостенной оболочки и ее взаимодействие с металлополимерным наполнителем являются важным аспектом при проектировании МКС. В обзоре [11] подчёркивается, что тонкостенные части обладают низкой жёсткостью, а также нестабильной тепловой и механической характеристикой, это накладывает серьёзные ограничения на режимы резания и требования к инструменту и креплению. При добавлении металлополимерного наполнителя внутрь оболочки появляется дополнительный тепловой и фазовый интерфейс

«металл – металлополимер», который требует анализа температурного режима именно на этой границе, чтобы избежать термодеструкции наполнителя и обеспечить соблюдение требований к качеству поверхности.

Существуют также исследования, сосредоточенные на влиянии инструмента и технологии обработки на тепловую нагрузку и качество резания. Например, в работе [12] демонстрируется, как изменение материала режущей пластины и её покрытия снижает температуру инструмента и заготовки в процессе точения. Всё чаще отмечается, что не только режимы (скорость, подача, глубина), но и конструкция инструмента, материал пластины, а также система охлаждения или смазки играют ключевую роль в управлении термонагруженностью.

Проблема охлаждения и смазки при механической обработке в последние годы рассматривается как один из ключевых факторов, определяющих температурное состояние системы «инструмент – заготовка». В обзоре [13] отмечено, что выбор стратегии подачи охлаждающе-смазывающих средств, таких как традиционная подача эмульсии, методы минимального количества СОТС и применение нанофлюидов, существенно влияет на температуру резания, стабильность стружкообразования и износ инструмента. Для обработки тонкостенных конструкций и композитов, где тепловой поток ограничен из-за низкой теплопроводности материала и малой массы заготовки, эффективность охлаждения становится критически важной. Таким образом, корректный выбор состава, давления и расхода СОТС является неотъемлемым условием достоверности температурных измерений и позволяет сформировать объективную базу для построения регрессионных моделей термонагруженности, описывающих процесс точения МКС.

Стоит также отметить исследования влияния защитных и антифрикционных покрытий режущего инструмента на распределение тепла и температуру резания. Так, в статье [14] показано, что использование PVD-покрытий значительно снижает температуру инструмента и заготовки, улучшает качество поверхности и уменьшает износ при обработке тонких деталей. Это подтверждает необходимость включения в исследование не только режимов скорости резания, продольной подачи и глубины резания, но и свойств

инструмента (материала пластины, покрытия) и условий охлаждения.

Следовательно, для надёжного внедрения МКС в производство необходима количественная оценка термонагруженности процесса точения с учётом реальной геометрии и толщины металлической оболочки, свойств МПКМ и режимов резания (скорости резания V , продольной подачи S , глубины резания t). Такая оценка должна привести к инженерно применимым моделям и допустимым областям режимов, обеспечивающим требуемое качество поверхности и сохранность структуры МПКМ [15, 16].

Целью настоящей работы являлась количественная оценка термонагруженности процесса точения металл-композитных систем, состоящих из тонкостенной аддитивно полученной металлической оболочки и металлополимерного заполнителя; построение модели зависимости температуры на границе «металл – МПКМ» от режимов резания (V , S , t); обоснование области безопасных режимов, гарантирующих требуемое качество поверхности и отсутствие термодеструкции МПКМ для прикладных задач. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие задачи:

- разработка программно-аппаратного устройства, имитирующего металл-композитную систему «металлическая оболочка + металлополимерный заполнитель» и позволяющего производить регистрацию температуры на границе фаз «металл – МПКМ» при наружном точении металлической тонкостенной оболочки толщиной 2 мм;

- проведение экспериментального исследования по точению имитационной модели металл-композитной системы по плану полного факторного эксперимента типа $2^3 + n_0$;

- на основе результатов экспериментальных данных построение регрессионной модели с оценкой значимости коэффициентов и адекватности полученной модели;

- для полученной регрессионной модели построение графических зависимостей температуры на границе фаз и режимов резания в виде графиков поверхностей отклика и контурных карт с целью анализа термонапряженности процесса резания.

Методика исследований

Для исследования термонагруженности точения применялось разработанное программно-аппаратное устройство, имитирующее металл-композитную систему «металлическая оболочка + металлополимерный заполнитель». Узел состоит из стального корпуса с батарейным блоком, сменной металлической втулки, металлополимерной вставки и трёх измерительных каналов на базе модулей MAX6675 (термопары с преобразователями) с выводом данных в реальном времени по Wi-Fi (ESP32 → ПК). Цифровая модель экспериментального узла представлена на рис. 2.

Конструкция предусматривает быструю замену втулок для варьирования толщины метал-

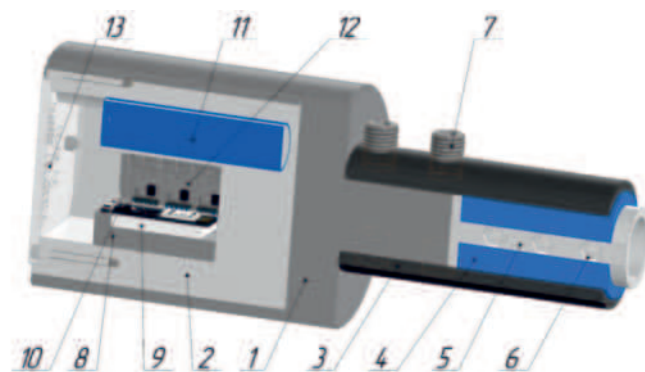


Рис. 2. 3D-модель программно-аппаратного устройства для измерения температуры при точении МКС, имитирующего металлическую оболочку, заполненную МПКМ:

1 – корпус (сталь 40); 2 – пластиковая обойма для крепления электрических компонентов в корпусе; 3 – сменная втулка (12X18H10T); 4 – вставка из МПКМ; 5 – пластиковая обойма для крепления термопар; 6 – отверстия для закладки гаек М8; 7 – крепёжные винты для крепления сменной втулки; 8 – корпус микропроцессора; 9 – макетная плата; 10 – микропроцессор ESP32; 11 – аккумуляторная батарея ёмкостью 2600, мА·ч; 12 – термопары MAX6675; 13 – крышка

Fig. 2. 3D model of the hardware–software device for measuring temperature during turning of the metal–composite system (MCS), simulating a metal shell filled with MPCM:

1 – housing (0.4C steel); 2 – plastic holder for fastening electrical components inside the housing; 3 – replaceable sleeve (0.12C18Cr-10Ni-Ti); 4 – MPCM insert; 5 – plastic holder for mounting thermocouples; 6 – holes for M8 nuts; 7 – fastening screws for securing the replaceable sleeve; 8 – microprocessor enclosure; 9 – prototyping board; 10 – ESP32 microcontroller; 11 – 2,600 mAh rechargeable battery; 12 – MAX6675 thermocouples; 13 – cover

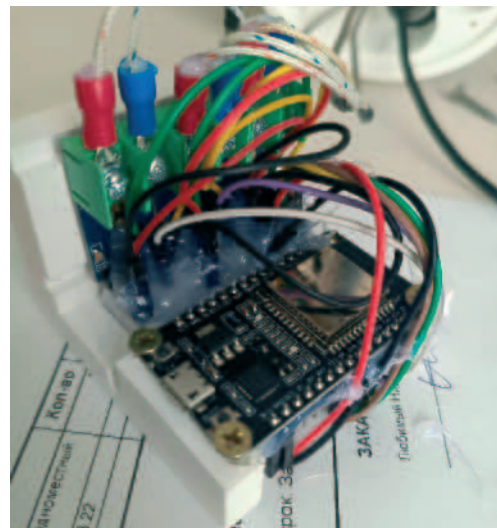
лической стенки и установку заготовки в патрон токарного станка (16K20). Согласование показаний контактных датчиков проверялось тепловизором FLUKE Ti400; расхождения составляли $\sim 3 \dots 5$ °C. Для обеспечения теплового контакта

применялась термопаста КПТ-8 в зонах прилегания датчиков.

На рис. 3 показана физическая модель разработанного программно-аппаратного устройства для проведения эксперимента.



а



б

Рис. 3. Физическая модель устройства для замера температурных данных при точении:

а – корпус устройства в сборе; б – сборка микропроцессорной части устройства

Fig. 3. Physical model of a device for measuring temperature data during turning Physical model of a device for measuring temperature data during turning:

а – assembled device body; б – assembly of the microprocessor unit

Металлические сменные втулки (рис. 4) изготавливались из стальной трубы марки 12X18H10T (аналог AISI 304), выбранной как доступный материал-аналог для высоколегированной стали с низкой теплопроводностью [17].



Рис. 4. Обработанные в ходе эксперимента сменные втулки

Fig. 4. Replacement sleeves processed during the experiment

Теплопроводность 12X18H10T составляет примерно $15 \dots 16$ Вт/(м·К), что близко к значению для сплава ЭП648 ($12 \dots 15$ Вт/(м·К)), используемого для АП. Таким образом, обеспечивались сходные условия нагрева при резании МКС.

В качестве МПКМ как заполнителя применялся металлополимер «Ферро-хром» (ТУ 2257-002-48460567-00) [18]. Материал обладает пониженной теплопроводностью по сравнению со сталью и ограниченной термостойкостью, что обуславливает необходимость контроля температурного режима при финишной мехобработке. Формование вставки выполнялось заливкой в обойму с последующим точением под внутренний диаметр втулки.

Для проведения эксперимента с целью построения модели температуры на границе фаз МКС для токарной обработки использовались токарные пластины Tungaloy DNMG150408-TF AN6225, предназначенные для финишной обработки. Схема размеров токарной пластины пред-

ставлена на рис. 5, а геометрические характеристики – в табл. 1.

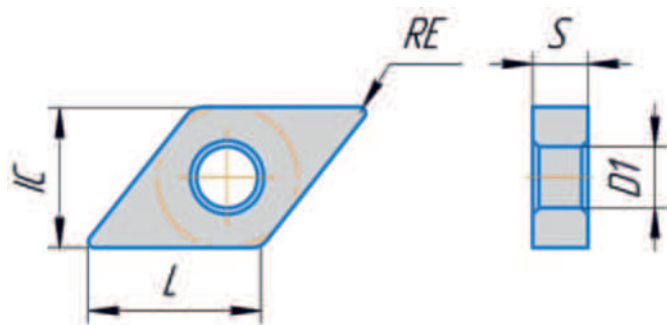


Рис. 5. Схема геометрии режущей пластины Tungaloy DNMG150408-TF AH6225

Fig. 5. Tungaloy DNMG150408-TF AH6225 cutting insert geometry diagram

Инструментальный материал – твердый сплав AH6225 ($WC-Co-TiC-Al_2O_3$) с PVD-покрытием $TiAlN+TiN$, обеспечивающим повышенную термостойкость и износостойкость при обработке сталей.

Державка – DCLNR 2020K12-M (medium, negative rake angle).

Сводные максимальные значения по каждому опыту приведены в (табл. 1).

Обработка выполнялась на универсальном токарном станке 16K20 с применением системы подачи охлаждающе-смазывающей жидкости (СОТС). В качестве рабочей жидкости использовалась водно-масляная эмульсия на минеральной основе типа И-20А с добавлением 5 % эмульгола ЭД-20, обеспечивающая эффективное

охлаждение и снижение сил трения в зоне контакта «инструмент – заготовка». Подача эмульсии осуществлялась непрерывным потоком под давлением $0,25 \pm 0,05$ МПа непосредственно в зону резания со средним расходом 2...3 л/мин. Выбранный состав и режим подачи охлаждающей жидкости соответствуют рекомендациям по финишной токарной обработке конструкционных сталей.

Схема измерения состояла в расположении трех датчиков вблизи межфазной границы «металл – металлополимер» вдоль оси образца. Частота опроса в 200 мс обеспечивала регистрацию температурного отклика в ходе установившегося резания. Передача данных осуществлялась по UDP на ПК. Визуализация и запись обеспечивалась в специализированном Python-приложении (рис. 6).

Верификация температурной карты поверхности выполнялась тепловизионным методом [19], для анализа использовались максимальные значения температуры резания [20]. На рис. 7 показана верификация показаний измерения тепловизором.

Эксперимент был выполнен по плану полного факторного типа $2^3 + n_0$. В качестве варьируемых факторов выступали следующие: скорость резания V (м/мин), подача на оборот S (мм/об) и глубина резания t (мм) [21]. Матрица включала в себя 8 факторных точек (уровни $-1/+1$ в коде) и $n_0 = 5$ центральных опытов (0, 0, 0) для оценки дисперсии воспроизводимости и проверки кривизны отклика.

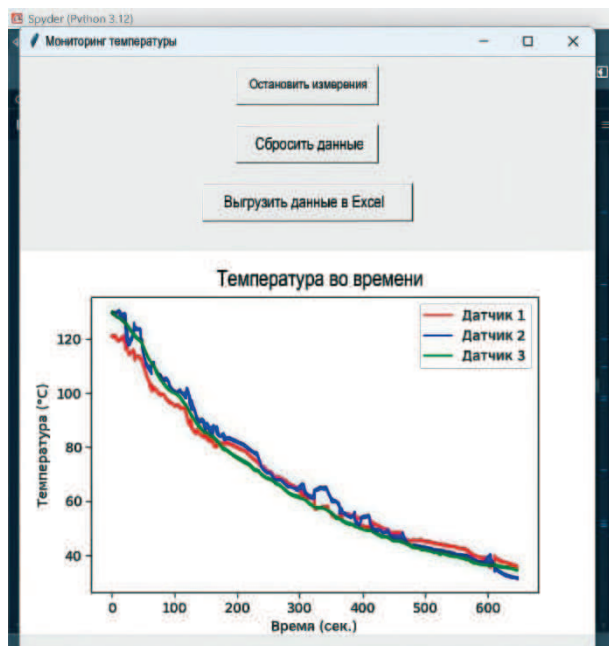
Таблица 1

Table 1

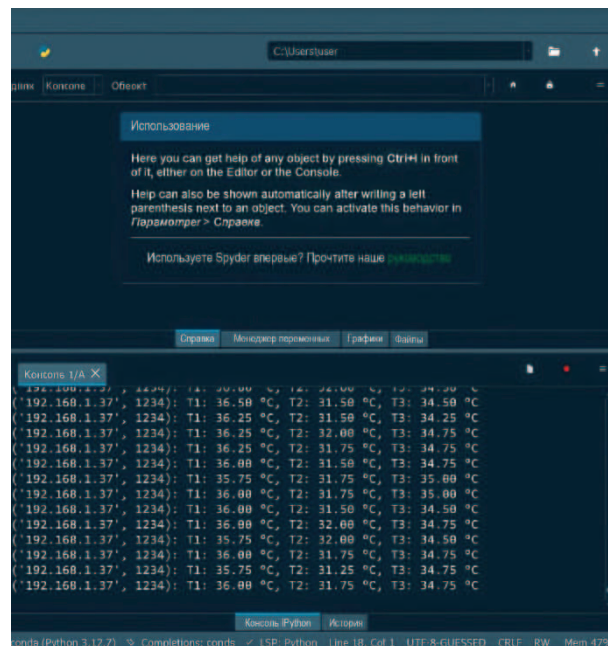
Геометрические и режимные параметры режущей пластины Tungaloy DNMG150408-TF AH6225

Geometrical and operational parameters of the cutting insert Tungaloy DNMG150408-TF AH6225

Обозначение / Designation	Параметр / Parameter	Значение / Meaning
RE	Радиус при вершине / Radius at the apex	0,80 мм / 0.80 mm
IC	Вписанный круг / Inscribed circle	12,7 мм / 12.7 mm
S	Толщина пластины / Plate thickness	4,76 мм / 4.76 mm
DI	Отверстие в центре / Hole in the center	5,16 мм / 5.16 mm
–	Угол формы / Angle of the shape	55° ромбовидная / 55° (rhombic)
–	Тип режущей кромки / Cutting edge type	TF (тонкая, финишная) / TF (thin, finishing)
–	Класс / Class	M (средний негативный угол) / M (medium negative rake angle)



а



б

Рис. 6. Диалоговое окно программы «Мониторинг температуры», реализованной в Python 3.12 для регистрации температуры резания МКС (а). Консоль системного монитора с отображением передаваемых данных о значениях температур в режиме реального времени (б)

Fig. 6. Dialog box of the Temperature Monitoring program implemented in Python 3.12 for recording the cutting temperature of the MCS (a). System monitor console displaying transmitted temperature data in real time (b)



а



б

Рис. 7. Верификация показаний температуры, получаемых с термодпар по тепловизору FLUKE Ti400:

а – измерение тепловизором; б – диаграмма температур

Fig. 7. Verification of temperature readings obtained from thermocouples using the FLUKE Ti400 thermal imager:

а – thermal imager measurement; б – temperature diagram

Выбор диапазона варьирования глубины резания $t = 0,5 \dots 1,5$ мм обусловлен назначением припуска на сторону. Рекомендуется устанавливать припуск в 0,5 мм. Глубина резания в этом случае составит в один проход также 0,5 мм, если обеспечить малую подачу и хороший

отвод тепла. Можно обработать и в два прохода: 0,3 мм черновой + 0,2 мм чистовой, но это противоречит принципу минимизации технологического времени обработки. Однако с учетом необходимости удаления поддержек и связанных с их наличием дефектов на поверхности детали,

полученной аддитивным методом производства, глубина дефектного слоя, а следовательно, и припуск могут быть увеличены до 2 мм. Таким образом, максимальный диапазон варьирования глубины резания должен быть установлен в 1,5 мм. Большие значения глубины резания не рекомендуются, так как дальнейшее увеличение глубины резания будет приводить к ухудшению шероховатости поверхности.

Диапазоны варьирования скорости резания V и подачи на оборот S были выбраны из условия обеспечения требуемой шероховатости поверхности $Ra \leq 2,5$ мкм. Выбранные диапазоны позволяют считать, что ограничение по шероховатости учитывается имплицитно на всём диапазоне варьирования параметров.

Для каждого параметра были выбраны три уровня варьирования – минимальный, максимальный и центральный (табл. 2).

В табл. 3 представлена рабочая матрица планирования эксперимента (ПФЭ $2^3 + n_0$). Матрица планирования эксперимента включает в себя восемь факторных точек с кодированными уровнями (–1, +1) и пять центральных опытов (0, 0, 0), что обеспечивает возможность оценки кривизны отклика и проверки адекватности регрессионной модели.

По итогам каждого опыта были получены массивы данных о температуре резания во времени, для каждого опыта фиксировалась максимальная температура T на границе фаз «металл – МПКМ» по трем датчикам.

Базовая регрессия строилась в кодированных переменных x_1, x_2, x_3 [22]. Рассматривалась модель второго порядка с парными взаимодействиями:

$$T = b_0n + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_1^2 + b_5x_2^2 + b_6x_3^2 + b_7x_1x_2 + b_8x_1x_3 + b_9x_2x_3. \quad (1)$$

Таблица 2

Table 2

Уровни варьирования факторов эксперимента

Levels of variation of experimental factors

Фактор / Factor	Обозначение / Designation	–1	0	+1
Подача S , мм/об / Feed rate, S (mm/rev)	x_1	0,05	0,10	0,15
Скорость резания V , м/мин / Cutting speed, V (m/min)	x_2	60	90	120
Глубина резания t , мм / Depth of cut, t (mm)	x_3	0,5	1,0	1,5

Таблица 3

Table 3

Уровни варьирования факторов эксперимента

Levels of variation of experimental factors

№ опыта / No	x_1 , (S , mm/rev) / x_1 , (S , mm/rev)	x_2 , (V , м/мин) / x_2 , (V , m/min)	x_3 , (t , mm) / x_3 , (t , mm)	Режим (код) / Mode (code)
1	0,5	60	0,05	(–1, –1, –1)
2	0,5	60	0,15	(–1, –1, +1)
3	0,5	120	0,05	(–1, +1, –1)
4	0,5	120	0,15	(–1, +1, +1)
5	0,15	60	0,05	(+1, –1, –1)
6	0,15	60	0,15	(+1, –1, +1)
7	0,15	120	0,05	(+1, +1, –1)
8	0,15	120	0,15	(+1, +1, +1)
9–11	0,10	90	0,10	(0, 0, 0)

Оценка коэффициентов производилась по методу наименьших квадратов. Значимость коэффициентов проверялась по t -критерию ($\alpha = 0,05$), а адекватность – по F -критерию с расчетом коэффициента детерминации R^2 . Для инженерной визуализации [23] строились поверхности отклика $T(V, S)$ при фиксированном значении t .

Результаты и их обсуждение

По результатам проведения серии опытов для толщины металлической части МКС в $\delta = 2$ мм с одновременной регистрацией температуры тремя датчиками (T_1, T_2, T_3) были сформированы 39 наблюдений (по три экстремума температуры на опыт). На рис. 8 показан график температур для опыта № 2.

Сводные максимальные значения по каждому опыту приведены в табл. 4.

Эксперимент показал, что характерные уровни температур лежат от ~ 27 до ~ 190 °С, при этом на «экстремальном» сочетании режимов фиксировались пики до ~ 189 °С (опыт № 2), что уже выше технологического предела термостойкости МПКМ для финишной механической обработки. Это подтверждает критичность корректного выбора режимов резания для МКС с такой толщиной металлической оболочки.

При построении модели по экспериментальным данным с закладкой термопар на глубине 2 мм использовались данные, полученные только термопарой № 3. Такая модель была обозначена

как «2Т3», где 2 – толщина металлической части, а Т3 – термопара, по которой были получены данные. Это связано с тем, что термопары № 1 и № 2 в отдельных экспериментах показывали очевидно неадекватные значения. Например, в опыте № 8 с первой термопары на компьютер приходили значения температур с максимальным значением 27,3 градуса, что явно не соответствовало действительности. Термопара № 2 также показывала неадекватные значения на опытах 1, 4, 6 и 8.

В табл. 5 приведены значения рассчитанных коэффициентов полинома, обученных на реальных физических значениях. Использовался метод наименьших квадратов, который оценивает коэффициенты через более точные статистические процедуры и учитывает вероятностные эффекты (например, корреляции признаков и точность вычислений).

Для модели «2Т3» $R^2 = 0,98534$, $F = 22,4$, $p = 0,01336 < 0,05$. Расчетная модель «2Т3» выглядит следующим образом:

$$\begin{aligned} 2T3 = & 292,497 - 509,117S - 1,433V - \\ & -134,602t - 98,166S^2 + 0,005V^2 + 96,488t^2 + \\ & +2,104SV - 106,205St - 0,202Vt. \end{aligned} \quad (2)$$

Интерпретация оценённых коэффициентов в кодированных переменных показывает согласованный физический смысл основных эффектов; линейные члены при подаче, скорости и глубине резания отрицательные (т. е. увели-

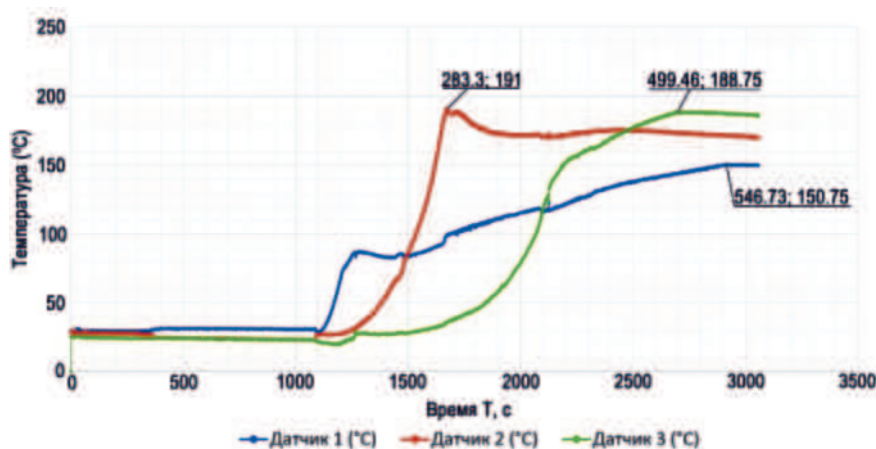


Рис. 8. График изменения температуры при точении, опыт № 2 ($\delta = 2$ мм)

Fig. 8. Graph of temperature change during turning, experiment No. 2 ($\delta = 2$ mm)

Таблица 4

Table 4

Максимальные значения температур для термопар с толщиной металлической части МКС 2 мм

Maximum temperature values from thermocouples for the 2 mm MCS metal shell

№ опыта / No	Термопара 1 / Thermocouple 1, °C	Термопара 2 / Thermocouple 2, °C	Термопара 3 / Thermocouple 3, °C	Средняя / Average, °C
1	96,8 / 96.8	75	155,75 / 155.75	109,2 / 109.2
2	150,8 / 150.8	191	188,75 / 188.75	176,8 / 176.8
3	112,0 / 112.0	113	111,75 / 111.75	112,3 / 112.3
4	153,3 / 153.3	106,25 / 106.25	148,5 / 148.5	136,0 / 136.0
5	108,5 / 108.5	106,5 / 106.5	102,25 / 102.25	105,8 / 105.8
6	100,5 / 100.5	77,5 / 77.5	140,5 / 140.5	106,2 / 106.2
7	96,5 / 96.5	90,25 / 90.25	86,75 / 86.75	91,2 / 91.2
8	27,3 / 27.3	70	97	64,8 / 64.8
9	105,8 / 105.8	112	103	106,9 / 106.9
10	108,5 / 108.5	109,25 / 109.25	104	107,3 / 107.3
11	80,0 / 80.0	68,75 / 68.75	96,25 / 96.25	81,7 / 81.7
12	84,8 / 84.8	73,58 / 73.58	101,1 / 101.1	86,5 / 86.5
13	83,9 / 83.9	72,63 / 72.63	100,1 / 100.1	85,5 / 85.5

Таблица 5

Table 5

Оценка значимости коэффициентов математической модели 2Т3

Evaluation of the significance of the coefficients of the 2T3 mathematical model

Обоз- начение / Symbol	Коэффициент / Coefficient	Стандартная ошибка SE_i / Stan- dard error SE_i	t -статистика / t -statistic	p -значение / p -value	Интерпретация / Interpretation
b_0	292,49651	29,17582	10,02530	0,00017	Коэффициент статистически значим ($p < 0,05$)
b_1	-509,11672	144,98610	-3,51149	0,01707	Коэффициент статистически значим ($p < 0,05$)
b_2	-1,43312	0,44609	-3,21259	0,02366	Коэффициент статистически значим ($p < 0,05$)
b_3	-134,60192	16,56281	-8,12676	0,00046	Коэффициент статистически значим ($p < 0,05$)
b_4	-98,16642	28,83137	-3,40485	0,01915	Коэффициент статистически значим ($p < 0,05$)
b_5	0,00460	0,00233	1,97237	0,10560	Коэффициент незначим
b_6	96,48846	6,11772	15,77196	0,00002	Коэффициент статистически значим ($p < 0,05$)
b_7	2,10417	1,34301	1,56676	0,17795	Коэффициент имеет низкую значимость
b_8	-106,25000	80,58035	-1,31856	0,24448	Коэффициент незначим
b_9	-0,20208	0,13430	-1,50471	0,19273	Коэффициент незначим

чение S , V и t в исследованных пределах снижает T). Нелинейность выражена квадратичными членами: один из квадратичных коэффициентов значим отрицательно, два других – положительно. Еще один квадратичный член (V^2) находится на границе значимости. Парные взаимодействия имеют пограничную значимость, что указывает на умеренную, но заметную связь факторов – в первую очередь комбинации скорости и глубины, а также подачи и скорости. В совокупности это означает, что для $\delta = 2$ мм температура наиболее чувствительна к изменению глубины резания, затем к подаче, и в меньшей степени к скорости, что согласуется с наблюдаемой картиной нагрева в экспериментах.

Построенная модель «2Т3» дана в реальных физических единицах для инженерного применения. Проверка модели по полной матрице наблюдений показывает хорошую сходимость [24]. Максимальные отклонения расчётных температур не превышают 5°C от экспериментальных значений, что соответствует установленным допустимым значениям. В целом уровень несоответствий признан приемлемым для задач прогнозирования достижения порога 170°C и построения температурных карт [25, 26].

Визуализация поверхности отклика T (V , S) при фиксированных t демонстрирует монотонное понижение T при росте V и S и смещение

изотерм в сторону более жестких ограничений при увеличении t (рис. 9).

На контурной карте для глубины резания $t = 1,5$ мм (рис. 10), как режима наиболее термонагруженного, можно выделить «безопасную зону» режимов и области потенциального превышения 170°C .

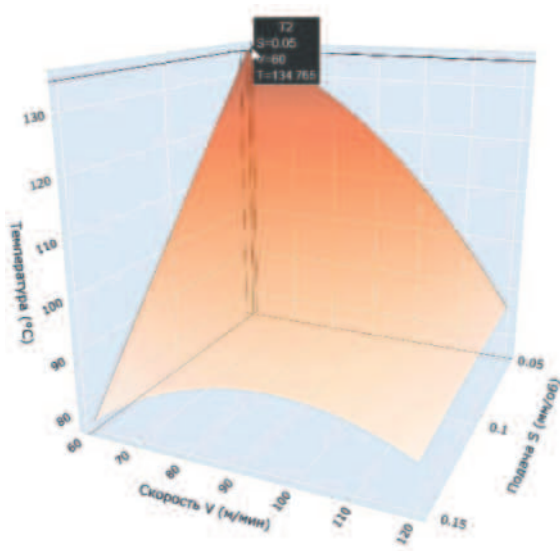
Дальнейшие исследования целесообразно направить на расширение области применимости полученных результатов.

1. Параметрическое изучение влияния толщины оболочки δ на тепловой отклик при точении.

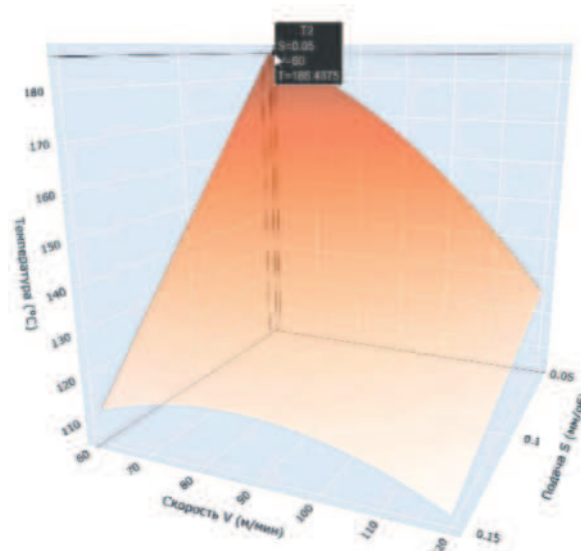
2. Валидация моделей на альтернативных марках металлополимеров с различной теплопроводностью и предельной температурой, а также на других конструкционных сталях.

3. Сопряженный анализ «температура – шероховатость – износ» с регистрацией сил резания и виброакустики для построения интегральных карт допустимых режимов.

4. Хотя эксперимент проводился с подачей смазочно-охлаждающих технологических средств СОТС в зону резания, целесообразно исследовать роли смазочно-охлаждающих технологий (минимально-количественная смазка, криоохлаждение) и их влияние на снижение экстремальных температур.



а



б

Рис. 9. Графики поверхностей температур для модели «2Т3»:

а – глубина резания 1 мм; б – глубина резания 1,5 мм

Fig. 9. Temperature surface graphs for model 2T3:

а – cutting depth of 1 mm; б – cutting depth of 1.5 mm

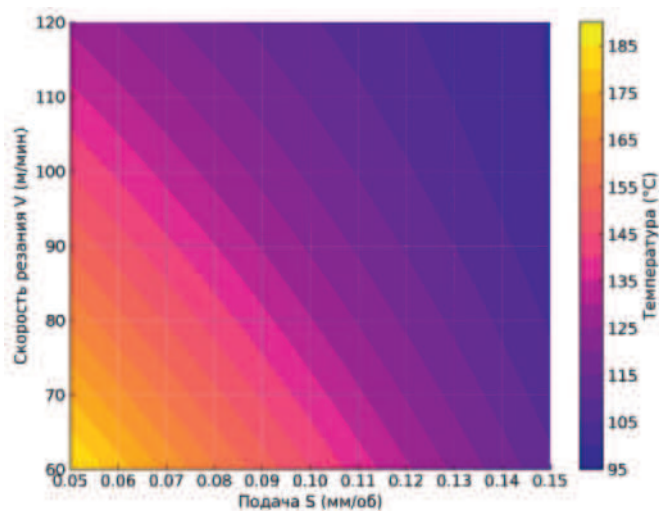


Рис. 10. Контурный график температур для модели «2Т3» с глубиной резания 1,5 мм

Fig. 10. Temperature contour graph for model 2T3, with a cutting depth of 1.5 mm

5. Идентификация и мониторинг теплопередачи на межфазной границе, включая эффект деградации адгезии при циклических термомеханических нагрузках.

6. Развитие численных термомеханических 3D-моделей и «цифровых двойников» с калибровкой по экспериментальным данным для быстрого прогнозирования режимов в производственных условиях.

Реализация этих направлений позволит трансформировать предложенный подход в нормативно применимую методику назначения режимов механической обработки МКС в изделиях инструментального назначения.

Выводы

Разработано и экспериментально опробовано программно-аппаратное устройство, корректно имитирующее металл-композитную систему с тонкостенной металлической оболочкой и металлополимерным наполнителем, что позволило регистрировать температурный отклик на межфазной границе «металл – МПКМ» в процессе точения.

Реализованный план полного факторного эксперимента $2^3 + n_0$ обеспечил получение статистически достоверных данных и выявление основных эффектов и взаимодействий факторов режима резания (V , S , t), а также учет не-

линейных зависимостей за счёт центральных точек.

Построенная регрессионная модель второго порядка для варианта с толщиной оболочки $\delta = 2$ мм (модель «2Т3») адекватно описывает температурный отклик на межфазной границе и согласуется с результатами тепловизионной верификации.

Установлено, что глубина резания t оказывает наибольшее влияние на повышение температуры, подача S – умеренное, а скорость резания V – наименьшее в исследованных диапазонах.

На основе модели построены поверхности отклика и контурные карты, позволившие выделить области безопасных режимов обработки, которые удовлетворяют условию $T \leq 170$ °C – порогу термостойкости металлополимера.

Установлено, что достижение технологического ограничения $T \leq 170$ °C возможно при рациональном сочетании параметров V , S и t , что подтверждает возможность финишной токарной обработки металл-композитных систем без повреждения металлополимерного наполнителя.

Полученные результаты формируют научно обоснованную базу для нормирования режимов механической обработки изделий инструментального назначения, в том числе формообразующих пресс-форм с конформными каналами охлаждения и композитных корпусов свёрл, снижая риск брака и повышая воспроизводимость качества.

Список литературы

1. Justification of the use of composite metal-metal-polymer parts for functional structures / N.S. Lubimyi, A.A. Polshin, M.D. Gerasimov, A.A. Tikhonov, S.I. Antsiferov, B.S. Chetverikov, V.G. Ryazantsev, J. Brazhnik, I. Ridvanov // Polymers. – 2022. – Vol. 14 (2). – P. 352. – DOI: 10.3390/polym14020352.
2. Zhang K., Cheng G. Three-dimensional high resolution topology optimization considering additive manufacturing constraints // Additive Manufacturing. – 2020. – Vol. 35. – P. 101224. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101224.
3. Reducing the cost of 3D metal printing using selective laser melting (SLM) technology in the manufacture of a drill body by reinforcing thin-walled shell forms with metal-polymers / N.S. Lubimyi, M. Chepchurov, A.A. Polshin, M.D. Gerasimov, B.S. Chetverikov, A. Chetverikova, A.A. Tikhonov, A. Maltsev // Journal of Manufacturing and Materials



Processing. – 2024. – Vol. 8 (2). – P. 44. – DOI: 10.3390/jmmp8020044.

4. Adaptive variable design algorithm for improving topology optimization in additive manufacturing guided design / A.V. Morillas, J.M. Alonso, A.B. Caballero, C.C. Sisamón, A. Ceruti // *Inventions*. – 2024. – Vol. 9 (70). – P. 9040070. – DOI: 10.3390/inventions9040070.

5. Sambo A.M., Younas M., Njuguna J. Insights into machining techniques for additively manufactured Ti6Al4V alloy: A comprehensive review // *Applied Sciences*. – 2024. – Vol. 14 (22). – P. 10340. – DOI: 10.3390/app142210340.

6. A review of topology optimization for additive manufacturing: Status and challenges / J. Zhu, H. Zhou, C. Wang, L. Zhou, S. Yuan, W. Zhang // *Chinese Journal of Aeronautics*. – 2021. – Vol. 65. – P. 91–110. – DOI: 10.1016/j.cja.2020.09.020.

7. What is the economic feasibility of manufacturing a metal-metal- polymer composite part compared to other technologies? / N. Lubimyi, V. Voronenko, A. Polshin, M. Gerasimov, S. Antsiferov, O.K. Öztürk, B. Chetverikov, A. Tikhonov, V. Ryazantsev, V. Shumyacher, N. Melentiev // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. – 2022. – Vol. 22 (2). – P. 314–325. – DOI: 10.1080/14484846.2022.2094533.

8. Малышев В.Ф., Дьяченко С.В. Резание труднообрабатываемых сталей. – М.: Машиностроение, 2010. – 248 с.

9. Трент Э.М., Райт П.К. Резание металлов. – М.: Машиностроение, 2001. – 385 с.

10. Effect of the cutting condition and the reinforcement phase on the thermal load of the workpiece when dry turning aluminum metal matrix composites / J.C. Aurich, M. Zimmermann, S. Schindler, P. Steinmann // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 82. – P. 1317–1334. – DOI: 10.1007/s00170-015-7444-0.

11. Fixturing technology and system for thin-walled parts machining: a review / H. Liu, C. Wang, T. Li, Q. Bo, K. Liu, Y. Wang // *Frontiers of Mechanical Engineering*. – 2023. – Vol. 17 (4). – P. 55. – DOI: 10.1007/s11465-022-0711-5.

12. Park J.-K., Lee C.-M., Kim D.-H. Investigation on the thermal effects of WC-Co turning inserts deposited by additive manufacturing of titanium alloy powder // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (11). – P. 1705. – DOI: 10.3390/met11111705.

13. Sultana M.N., Dhar N.R., Zaman P.B. A review on different cooling/lubrication techniques in metal cutting // *American Journal of Mechanics and Applications*. – 2019. – Vol. 7. – P. 71–87. – DOI: 10.11648/j.ajma.20190704.11.

14. Machining technology and PVD coatings for milling thin structural parts of Inconel 718 / M. Schiffler,

T. Maul, F. Welzel, H. Frank, T. Cselle, A. Lümkmann // *SSRN Electronic Journal*. – 2020. – Vol. 7. – P. 55–63. – DOI: 10.2139/ssrn.3724144.

15. Taufik M., Jain P.K. A study of build edge profile for prediction of surface roughness in fused deposition modeling // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 138 (6). – P. 061002. – DOI: 10.1115/1.4032193.

16. Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process / D. Wang, Y. Yang, Z. Yi, X. Su // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2013. – Vol. 65. – P. 1471–1484. – DOI: 10.1007/s00170-012-4271-4.

17. Хоанг В.Ч. Практические вопросы исследования температуры резания при точении // *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. – 2015. – № 7-1. – С. 78–84.

18. ЗАО «Металлополимерные материалы ЛЕО». Технические условия ТУ 2257-002-48460567-00. Металлополимер «Ферро-хром». – М., 2009. – URL: <http://www.leopolimer.ru/> (дата обращения: 10.11.2025).

19. Целиков П.В., Кисель А.Г. Исследование изнашивания режущего инструмента при точении сплава ТН1 // *Системы. Методы. Технологии*. – 2025. – № 2 (66). – С. 43–49. – DOI: 10.18324/2077-5415-2025-2-43-49.

20. Бордачев Е.В., Лапшин В.П. Математическое моделирование температуры в зоне контакта инструмента и изделия при токарной обработке металлов // *Вестник Донского государственного технического университета*. – 2019. – № 2. – С. 130–137. – DOI: 10.23947/1992-5980-2019-19-2-130-137.

21. Jones T., Cao Y. Tool wear prediction based on multisensor data fusion and machine learning // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2025. – Vol. 137. – P. 5213–5225. – DOI: 10.1007/s00170-025-15472-4.

22. Digital twin-driven tool wear monitoring and predicting method for the turning process / K. Zhuang, Z. Shi, Y. Sun, Z. Gao, L. Wang // *Symmetry*. – 2021. – Vol. 13. – P. 1438. – DOI: 10.3390/sym13081438.

23. Topology optimization methods for additive manufacturing: a review / I.E. Khadiri, M. Zemzami, N. Hmina, M. Lagache, S. Belhouideg // *International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization*. – 2023. – Vol. 14. – P. 12. – DOI: 10.1051/smdo/2023015.

24. Analysis of the effect of porosity on thermal conductivity with consideration of the internal structure of arbolite / N. Zhangabay, D. Chepela, T. Tursunkululy, A. Zhangabay, A. Kolesnikov // *Construction Materials and Products*. – 2024. – Vol. 7 (3). – P. 1–12. – DOI: 10.58224/2618-7183-2024-7-3-4.

25. 3D-printed metals: Process parameters effects on mechanical properties of 17-4 PH stainless steel / F.R. Andreacola, I. Capasso, A. Langella, G. Brando // Heliyon. – 2023. – Vol. 9 (7). – P. 17698. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e17698.

26. Mechanical characteristics of polymer composites based on epoxy resins with silicon carbide / M.S. Lisyatnikov, D.A. Chibrikin, E.S. Prusov, S.I. Roshchina // Construction Materials and Products. – 2024. – Vol. 7 (5). – DOI: 10.58224/2618-7183-2024-7-5-3.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

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



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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



Investigation of the thermal loading during turning of a metal–composite system as a function of cutting speed, feed rate, and depth when machining a thin-walled 2 mm metal shell

Nikolay Lubimyi ^a, Boris Chetverikov ^{b, *}, Sergey Klyuyev ^c, Nikolay Zagorodniy ^d,
 Andrey Polshin ^e, Ardalion Mal'tsev ^f, Mikhail Bytsenko ^g

Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov, 46 Kostyukova St., Belgorod, 308012, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-6131-3217>, nsclubim@bk.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-1801-6767>, await_rescue@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1995-6139>, klyuyev@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-2997-3282>, n.zagorodnij@yandex.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-5809-4458>, info@polshin.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0002-0878-3658>, ardalion_bgstu@mail.ru;
^g <https://orcid.org/0009-0004-2133-885X>, b.michutka2005@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 06 October 2025

Revised: 14 October 2025

Accepted: 07 November 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Metal-composite systems

Additive manufacturing

Cutting temperature

Metal-polymer

Turning

Funding

This study was supported by grant No. 23-79-10022 from the Russian Science Foundation, <https://rscf.ru/project/23-79-10022/>

Acknowledgements

The study was performed using equipment from the High Technologies Center of BSTU named after V.G. Shukhov.

ABSTRACT

Introduction. This paper is devoted to the study of the thermal loading of the turning process for metal–composite systems (*MCS*) consisting of a thin-walled, additively manufactured metal shell and a metal–polymer filler. **The purpose of this study** is to investigate the influence of technological turning parameters on the temperature in the cutting zone of metal–composite systems (*MCS*) with a 2 mm thick metal shell and to determine the permissible machining conditions that prevent thermal degradation of the metal–polymer filler. **Methodology.** For experimental modeling of the *MCS*, a hardware–software complex was developed, including a replaceable metal sleeve made of *0.12Cr18Cr-10Ni-Ti* steel, ferrochrome metal–polymer (*TU 2257-002-48460567-00*), three thermocouples with *MAX6675* analog-to-digital converters, and a wireless data transmission module based on an *ESP32*. The temperature at the metal–metal–polymer interface was recorded in real time. The results were verified using a non-contact method with a *FLUKE Ti400* thermal imager (error of 3–5 °C). The experiment was conducted according to a full factorial design $2^3 + n_0$ with variation of cutting speed *V* (m/min), feed rate *S* (mm/rev), and depth of cut *t* (mm), including central points for assessing the curvature of the response surface. **Results and discussion.** Based on the experimental data obtained for the 2 mm shell, a second-order regression model (*2T3*) was constructed, demonstrating high adequacy. Analysis of the model coefficients showed that the depth of cut *t* has the greatest influence on the temperature increase, followed by the feed rate *S*, while the cutting speed *V* has the least effect within the studied range. Using the model, response surfaces and contour maps were constructed, allowing visualization of *safe* machining regions that satisfy the constraint $T \leq 170$ °C — the heat resistance limit of the metal–polymer. The obtained dependencies provide a basis for standardizing finishing turning parameters for tooling components with additively formed shells and metal–polymer fillers.

For citation: Lyubimyi N.S., Chetverikov B.S., Klyuev S.V., Zagorodniy N.A., Polshin A.A., Maltsev A.K., Bytsenko M.V. Investigation of the thermal loading during turning of a metal–composite system as a function of cutting speed, feed rate, and depth when machining a thin-walled 2 mm metal shell. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 131–147. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-131-147. (In Russian).

References

1. Lubimyi N.S., Polshin A.A., Gerasimov M.D., Tikhonov A.A., Antsiferov S.I., Chetverikov B.S., Ryazantsev V.G., Brazhnik J., Ridvanov I. Justification of the use of composite metal–metal–polymer parts for functional structures. *Polymers*, 2022, vol. 14 (2), p. 352. DOI: 10.3390/polym14020352.

* Corresponding author

Chetverikov Boris S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov,
 46 Kostyukova St.,
 308012, Belgorod, Russian Federation
Tel.: +7 951 134-32-43, **e-mail:** await_rescue@mail.ru

2. Zhang K., Cheng G. Three-dimensional high resolution topology optimization considering additive manufacturing constraints. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 35, p. 101224. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101224.
3. Lubimyi N.S., Chepchurov M., Polshin A.A., Gerasimov M.D., Chetverikov B.S., Chetverikova A., Tikhonov A.A., Maltsev A. Reducing the cost of 3D metal printing using selective laser melting (SLM) technology in the manufacture of a drill body by reinforcing thin-walled shell forms with metal-polymers. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2024, vol. 8 (2), p. 44. DOI: 10.3390/jmmp8020044.
4. Morillas A.V., Alonso J.M., Caballero A.B., Sisamón C.C., Ceruti A. Adaptive variable design algorithm for improving topology optimization in additive manufacturing guided design. *Inventions*, 2024, vol. 9 (70), p. 9040070. DOI: 10.3390/inventions9040070.
5. Sambo A.M., Younas M., Njuguna J. Insights into machining techniques for additively manufactured Ti6Al4V alloy: A comprehensive review. *Applied Sciences*, 2024, vol. 14 (22), p. 10340. DOI: 10.3390/app142210340.
6. Zhu J., Zhou H., Wang C., Zhou L., Yuan S., Zhang W. A review of topology optimization for additive manufacturing: Status and challenges. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2021, vol. 65, pp. 91–110. DOI: 10.1016/j.cja.2020.09.020.
7. Lubimyi N., Voronenko V., Polshin A., Gerasimov M., Antsiferov S., Öztürk O.K., Chetverikov B., Tikhonov A., Ryazantsev V., Shumyacher V., Melentiev N. What is the economic feasibility of manufacturing a metal-metal-polymer composite part compared to other technologies? *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2022, vol. 22 (2), pp. 314–325. DOI: 10.1080/14484846.2022.2094533.
8. Malyshev V.F., D'yachenko S.V. *Rezanie trudnoobrabatyvaemykh stalei* [Cutting of hard-to-machine steels]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2010. 248 p.
9. Trent E.M., Wright P.K. *Rezanie metallov* [Metal cutting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2001. 385 p. (In Russian).
10. Aurich J.C., Zimmermann M., Schindler S., Steinmann P. Effect of the cutting condition and the reinforcement phase on the thermal load of the workpiece when dry turning aluminum metal matrix composites. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 82, pp. 1317–1334. DOI: 10.1007/s00170-015-7444-0.
11. Liu H., Wang C., Li T., Bo Q., Liu K., Wang Y. Fixturing technology and system for thin-walled parts machining: a review. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2023, vol. 17 (4), p. 55. DOI: 10.1007/s11465-022-0711-5.
12. Park J.-K., Lee C.-M., Kim D.-H. Investigation on the thermal effects of WC-Co turning inserts deposited by additive manufacturing of titanium alloy powder. *Metals*, 2021, vol. 11 (11), p. 1705. DOI: 10.3390/met11111705.
13. Sultana M.N., Dhar N.R., Zaman P.B. A review on different cooling/lubrication techniques in metal cutting. *American Journal of Mechanics and Applications*, 2019, vol. 7, pp. 71–87. DOI: 10.11648/j.ajma.20190704.11.
14. Schiffler M., Maul T., Welzel F., Frank H., Cselle T., Lümekmann A. Machining technology and PVD coatings for milling thin structural parts of Inconel 718. *SSRN Electronic Journal*, 2020, vol. 7, pp. 55–63. DOI: 10.2139/ssrn.3724144.
15. Taufik M., Jain P.K. A study of build edge profile for prediction of surface roughness in fused deposition modeling. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2016, vol. 138 (6), p. 061002. DOI: 10.1115/1.4032193.
16. Wang D., Yang Y., Yi Z., Su X. Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65, pp. 1471–1484. DOI: 10.1007/s00170-012-4271-4.
17. Hoang V.Ch. Prakticheskie voprosy issledovaniya temperatury rezaniya pri tochenii [Practical research cutting of temperature in turning]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki = Izvestiya Tula State University. Technical Sciences*, 2015, no. 7-1, pp. 78–84.
18. CJSC Metal-Polymer Materials LEO. *Tekhnicheskie usloviya TU 2257-002-48460567-00. Metallopolimer «Ferro-khrom»* [Technical conditions TU 2257-002-48460567-00. Metal-Polymer “Ferro-Chrom”]. Moscow, 2009. Available at: <http://www.leopolimer.ru> (accessed 10.11.2025).
19. Tselikov P.V., Kisel A.G. Issledovanie iznashivaniya rezhushchego instrumenta pri tochenii splava TN1 [Investigation of the dependence of the wear intensity of the cutting tool during turning of TN1 alloy]. *Sistemy. Metody. Tekhnologii = Systems. Methods. Technologies*, 2025, no. 2 (66), pp. 43–49. DOI: 10.18324/2077-5415-2025-2-43-49.
20. Bordachev E.V., Lapshin V.P. Matematicheskoe modelirovanie temperatury v zone kontakta instrumenta i izdeliya pri tokarnoi obrabotke metallov [Mathematical temperature simulation in tool-to-work contact zone during metal turning]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2019, vol. 19, no. 2, pp. 130–137. DOI: 10.23947/1992-5980-2019-19-2-130-137.

21. Jones T., Cao Y. Tool wear prediction based on multisensor data fusion and machine learning. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 137, pp. 5213–5225. DOI: 10.1007/s00170-025-15472-4.
22. Zhuang K., Shi Z., Sun Y., Gao Z., Wang L. Digital twin-driven tool wear monitoring and predicting method for the turning process. *Symmetry*, 2021, vol. 13, p. 1438. DOI: 10.3390/sym13081438.
23. Khadiri I.E., Zemzami M., Hmina N., Lagache M., Belhouideg S. Topology optimization methods for additive manufacturing: a review. *International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization*, 2023, vol. 14, p. 12. DOI: 10.1051/smdo/2023015.
24. Zhangabay N., Chepela D., Tursunkululy T., Zhangabay A., Kolesnikov A. Analysis of the effect of porosity on thermal conductivity with consideration of the internal structure of arbolite. *Construction Materials and Products*, 2024, vol. 7 (3), pp. 1–12. DOI: 10.58224/2618-7183-2024-7-3-4.
25. Andreacola F.R., Capasso I., Langella A., Brando G. 3D-printed metals: Process parameters effects on mechanical properties of 17-4 PH stainless steel. *Heliyon*, 2023, vol. 9 (7), p. 17698. DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e17698.
26. Lisyatnikov M.S., Chibrikin D.A., Prusov E.S., Roshchina S.I. Mechanical characteristics of polymer composites based on epoxy resins with silicon carbide. *Construction Materials and Products*, 2024, vol. 7 (5). DOI: 10.58224/2618-7183-2024-7-5-3.

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



Современные методы изготовления сложнопрофильных электродов-инструментов для электроэрозионной обработки (обзор исследований)

Тимур Абляз ^a, Илья Осинников ^b, Евгений Шлыков ^{c, *}, Карим Муратов ^d, Владимир Блохин ^e

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

^a  <https://orcid.org/0000-0001-6607-4692>,  lowrider11-13-11@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0009-0006-4478-3803>,  ilyuhaosinnikov@bk.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0001-8076-0509>,  Kruspert@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-7612-8025>,  Karimur_80@mail.ru;
^e  <https://orcid.org/0009-0009-2693-6580>,  warkk98@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.048.4

История статьи:

Поступила: 11 июня 2025
 Рецензирование: 04 июля 2025
 Принята к печати: 09 сентября 2025
 Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Опытное производство
 Электроэрозионная обработка
 Электрод-инструмент
 Конфигурация электрода-инструмента
 Методы изготовления
 Аддитивные методы
 Технологии быстрого прототипирования
 Литье по выплавляемым моделям
 Порошковая металлургия

АННОТАЦИЯ

Введение. В современном машиностроении важную роль играет опытное производство. Технология копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО) получила широкое распространение при обработке опытных деталей, изготавливаемых на потоках гибкого производства. Изготовление электродов-инструментов (ЭИ) является одним из основных этапов технологического цикла КПЭЭО. **Цель работы.** Обзор существующих исследований современных методов изготовления электродов-инструментов для электроэрозионной обработки. **Методы исследования.** Произведен обзор научной литературы на тему исследований в области электроэрозионной обработки, посвященных электродам-инструментам, преимущественно за последние 20 лет. Описаны различные конфигурации конструктивных элементов, обрабатываемых с помощью технологии КПЭЭО, а также конфигурации ЭИ для их обработки. Показаны зависимости влияния геометрических параметров ЭИ простейших конфигураций на выходные параметры КПЭЭО. Выделены основные группы методов изготовления ЭИ. Описаны ограничения, преимущества и недостатки методов, альтернативных традиционным. Выявлены основные тенденции развития современных методов изготовления ЭИ. **Результаты и обсуждение.** На основании обзора литературы, посвященной современным исследованиям в области электроэрозионной обработки, приведены современные тенденции развития конфигураций электродов-инструментов, выявлены проблемы изготовления сложнопрофильных электродов-инструментов традиционными методами. Установлено, что среди альтернативных методов изготовления электродов-инструментов наибольший интерес современных ученых вызывают литье по выплавляемым моделям, порошковая металлургия и аддитивные методы. Показано, что для каждого метода характерны свои преимущества и недостатки, подтвержденные рядом исследований. Выделены актуальные направления развития сложнопрофильных ЭИ и методов их изготовления: топологическая оптимизация электродов-инструментов, использование современных высокотехнологичных методов литья; расширение номенклатуры материалов ЭИ с повышенными электроэрозионными свойствами; оптимизация режимов порошковой металлургии, FDM-печати и селективного лазерного сплавления; повышение толщины и качества покрытий электродов-инструментов, полученных с применением технологий быстрого прототипирования.

Для цитирования: Современные методы изготовления сложнопрофильных электродов-инструментов для электроэрозионной обработки (обзор исследований) / Т.Р. Абляз, И.В. Осинников, Е.С. Шлыков, К.Р. Муратов, В.Б. Блохин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 148–179. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-148-179.

Введение

В настоящее время наблюдается ускоренный темп научно-технического прогресса, затрагивающий все отрасли производства. Современные

машиностроительные предприятия вынуждены функционировать в условиях высокой конкуренции [1, 2]. Для сохранения конкурентоспособности предприятиям необходимо поддерживать гибкое развитие и широкую номенклатуру выпускаемых изделий, а также способность быстро реагировать на изменения требований рынка [3–5]. В связи с ростом конкуренции среди предприятий и активным увеличением наращивания производств возникает необходимость минимизации временных затрат для вывода

*Адрес для переписки

Шлыков Евгений Сергеевич, к.т.н., доцент
 Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
 Комсомольский пр., 29,
 614990, г. Пермь, Россия
 Тел.: +7 961 759-88-49, e-mail: Kruspert@mail.ru

продукции на рынок. При этом необходимо поддерживать высокие показатели качества изделий машиностроительных производств на всех этапах жизненного цикла. В условиях опытного производства предприятием осуществляется проектирование и создание нового изделия, а также подготовка к его серийному выпуску [6]. Требования потребителя и качественные показатели изделия являются ключевыми факторами при создании опытного образца.

При оптимизации технологии изготовления, учитывая особенности и сложности опытного производства, на этапе технической и экономической экспертизы осуществляется анализ и выбор методов изготовления опытного образца [6]. Как правило, традиционные методы изготовления изделий машиностроительной отрасли нерационально использовать для получения опытного образца. Высокий уровень загрузки оборудования для обработки классическими методами, сложность профиля, а также высокие физико-механические свойства материала изделия требуют применения альтернативных методов изготовления опытных образцов [7–9].

При обработке сложных конструктивных элементов (труднодоступных участков поверхностей, криволинейных и узких пазов, глухих отверстий, тонкостенных элементов), а также сложнопрофильных опытных деталей, изготавливаемых на потоках гибкого производства, широко применяется метод копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО) [10]. Данный метод обработки основан на копировании формы электрода-инструмента (ЭИ) на электрод-деталь (ЭД) под действием электрических разрядов между ЭИ и ЭД [11, 12].

Высокие показатели точности обработки и отсутствие силового воздействия на ЭИ позволяют применять метод КПЭЭО при обработке сложнопрофильных конструктивных элементов. Зачастую данный метод используется в производстве инструментов, таких как литейные формы, пресс-формы и штампы [13–17]. Этот метод широко применяется при обработке глухих криволинейных пазов, глубоких отверстий малого диаметра, а также внутренних шлицев и зубьев [18].

Инструментом при КПЭЭО служит объемный профильный электрод-инструмент. В копировально-прошивочных станках объемному профильному ЭИ придается поступательное движение со скоростью V_z по направлению к ЭД (рис. 1) [11].

Вследствие постоянного усложнения конструктивных элементов, обрабатываемых методом КПЭЭО, возникает необходимость в использовании ЭИ со сложной геометрией. Одним из наиболее затратных этапов с точки зрения временных ресурсов является изготовление ЭИ. Перед машиностроительными предприятиями возникает задача выбора метода изготовления ЭИ, позволяющего достичь максимального экономического эффекта за счет обеспечения максимальной производительности и минимальных затрат временных и материальных ресурсов.

Проблема изготовления ЭИ известна практически с момента появления электроэрозионного метода обработки. Исследования в этой области остаются актуальными за счет тенденций современного машиностроения на постоянное усложнение геометрии, снижение массогабаритных характеристик и прочие усовершенствования обрабатываемых изделий.

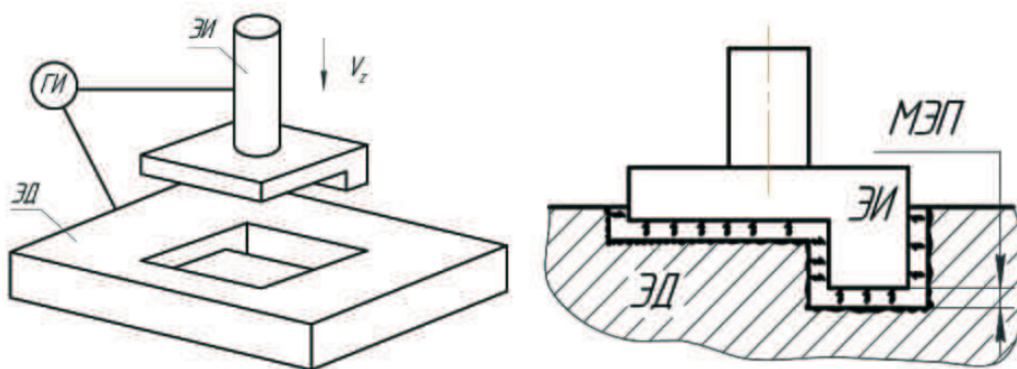


Рис. 1. Схема копировально-прошивной обработки

Fig. 1. Schematic of die-sinking EDM process

В настоящее время существует множество исследований в области электроэрозионной обработки, посвященных методам изготовления ЭИ.

Целью настоящей работы является обзор существующих исследований современных методов изготовления электродов-инструментов для электроэрозионной обработки.

Для достижения поставленной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- классификация методов изготовления ЭИ, определение методов, альтернативных традиционной лезвийной обработке;
- определение преимуществ, недостатков и ограничений современных методов изготовления ЭИ по сравнению с традиционными методами;
- определение тенденций развития выделенных методов.

Методика исследований

Проведен обзор научной литературы на тему исследований в области электроэрозионной обработки, посвященных электродам-инструментам, преимущественно за последние 20 лет. Описаны различные конфигурации конструктивных элементов, обрабатываемых с помощью технологии КПЭЭО, а также конфигурации ЭИ для их обработки. Показаны зависимости влияния геометрических параметров ЭИ простейших

конфигураций на выходные параметры КПЭЭО. Выделены основные группы методов изготовления ЭИ. Описаны ограничения, преимущества и недостатки методов, альтернативных традиционным. Выявлены основные тенденции развития современных методов изготовления ЭИ.

Результаты и их обсуждение

Конфигурация ЭИ определяется геометрическими параметрами обрабатываемых конструктивных элементов. В работах [19–23] широко представлена номенклатура конструктивных элементов, обрабатываемых методом КПЭЭО. На рис. 2 приведены примеры подобных элементов конструкций.

Конфигурации ЭИ

КПЭЭО сложнопрофильных поверхностей требует соответствующих геометрических параметров ЭИ. В настоящее время существует множество исследований, в которых описаны конструктивные особенности ЭИ.

Простые формы

В условиях реального производства простейшие конфигурации ЭИ используются редко, поскольку конструктивные элементы, обрабатываемые с их помощью, как правило, возможно обработать механическими методами без тех-

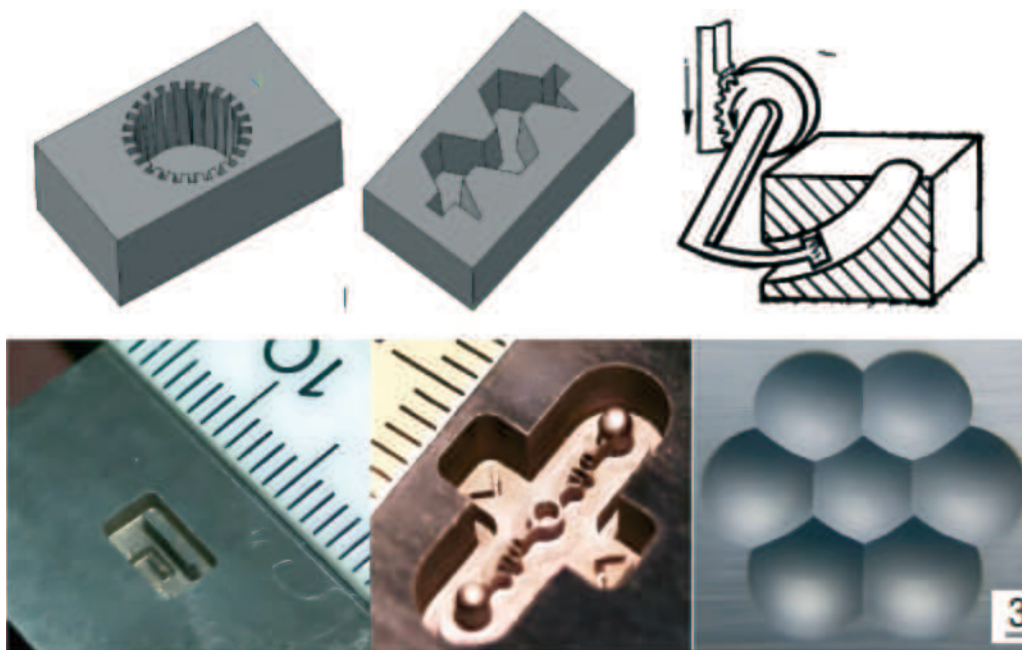


Рис. 2. Примеры конструктивных элементов, обрабатываемых методом КПЭЭО

Fig. 2. Examples of structural elements processed by the CPEDM method

нологических затруднений. Тем не менее существует ряд исследований, посвященных влиянию геометрических параметров ЭИ на выходные параметры КПЭЭО. В таком случае обычно используются ЭИ круглых, квадратных, треугольных и прочих простейших сечений. Данные ЭИ изготавливаются традиционными лезвийными методами без каких-либо затруднений.

В работе [24] представлено исследование производительности КПЭЭО в зависимости от конфигурации формы электрода. Исследованы простые конфигурации ЭИ с круглым, треугольным, квадратным и ромбическим сечениями. Установлено, что при одинаковой площади поперечного сечения обработка круглым ЭИ характеризуется наибольшей скоростью съема материала и наименьшим износом ЭИ. КПЭЭО ромбическим ЭИ, напротив, дает наибольший износ и наименьшую скорость съема материала. Это связано с тем, что у ромбических электродов самая большая периферийная площадь, что позволяет быстрее отводить тепло в окружающую среду. В результате для удаления материала доступно меньшее количество тепловой энергии по сравнению с другими электродами. Однако в острых углах данных электродов наблюдается высокая концентрация тепла, это приводит к интенсивным процессам плавления и испарения электрода, что увеличивает его износ. Графики зависимости скорости съема материала (MRR) и износа ЭИ (EWR) от его конфигурации представлены на рис. 3.

Лучшие показатели ЭИ круглого сечения среди ЭИ с простой конфигурацией подтверждены также авторами исследования [25]. В данной работе показатели цилиндрических ЭИ сравнивались с электродами треугольного и прямоугольного сечения.

В работе [107] также представлено исследование влияния геометрических параметров вращающихся ЭИ простейших конфигураций на выходные параметры ЭЭО. В исследовании использованы ЭИ восьми конфигураций, представленных на рис. 4.

Среди всех возможных вариантов были выбраны треугольные, квадратные и шестиугольные поперечные сечения, поскольку они наиболее просты в проектировании и изготовлении для испытаний на электроэрозионном сверлении. Профили поперечных сечений электродов были выбраны с учетом того, что наиболее легко обрабатываются нецилиндрические формы – треугольные, квадратные и шестиугольные. В этих случаях были протестированы сечения с острыми и закругленными углами. Кроме того, был проанализирован цилиндрический электрод с прорезями. Для сравнения также исследован цилиндрический электрод.

Во всех случаях вращающийся наружный диаметр сечения электрода составлял 14 мм. Таким образом, в этих испытаниях все электроды имели одинаковую эффективную площадь. Значение всех радиусов для электродов с закругленными углами составляло 4 мм, а для прорез-

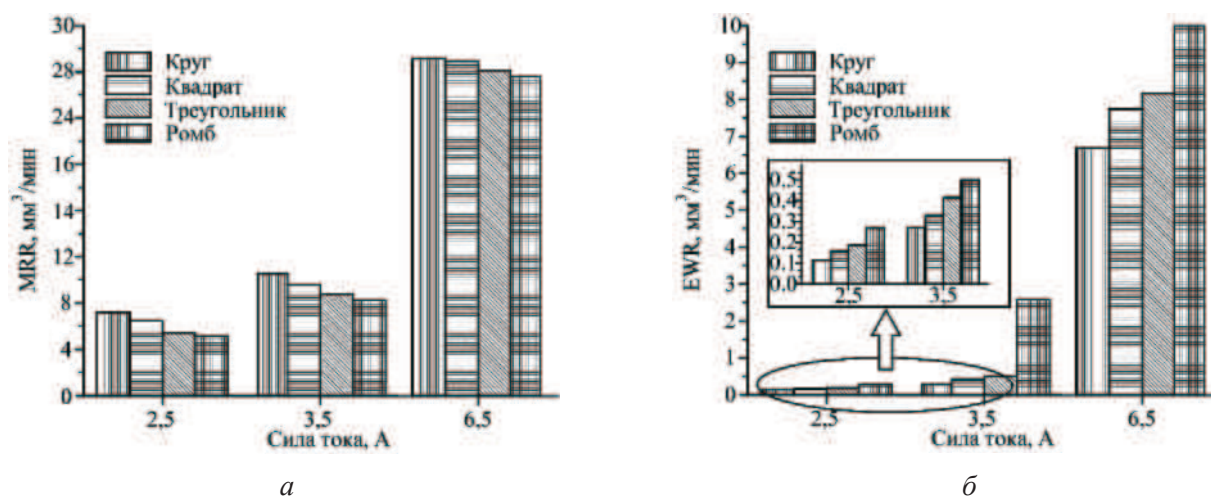


Рис. 3. Зависимости влияния конфигурации ЭИ и силы тока: а – на коэффициент съема материала (MRR); б – на износ ЭИ (EWR) [24]

Fig. 3. Influence of TE configuration and current intensity on: а – material removal rate (MRR); б – tool-electrode wear rate (EWR) [24]

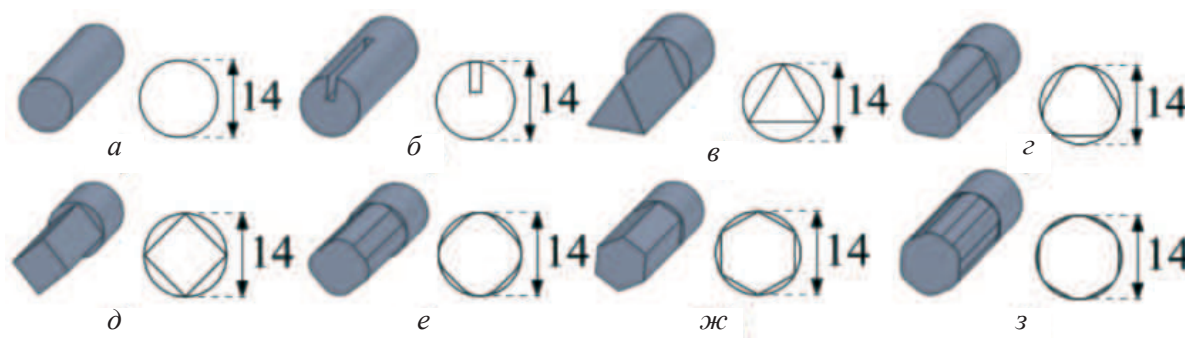


Рис. 4. Конфигурации ЭИ:

a – цилиндрический; *b* – цилиндрический с пазом; *v* – треугольный; *z* – треугольный с закругленными углами; *d* – квадратный; *e* – квадратный с закругленными углами; *ж* – шестиугольный; *з* – шестиугольный с закругленными углами [107]

Fig. 4. Configurations of tool-electrodes:

a – cylindrical; *b* – cylindrical with a groove; *v* – triangular; *z* – triangular with rounded corners; *d* – square; *e* – square with rounded corners; *ж* – hexagonal; *з* – hexagonal with rounded corners [107]

ного цилиндрического электрода ширина прорези составляла 2 мм, глубина – 5,5 мм. В случае электродов с острыми углами радиус не использовался. Все эти электроды были изготовлены на обрабатывающем центре с помощью простой фрезерной операции.

Согласно результатам данного исследования применение профилированных электродов дает лучшие результаты с точки зрения MRR, но не EWR и угла конусности отверстия, по сравнению с характеристиками простого цилиндрического электрода. Более того, чем прочнее геометрия электрода, тем ниже могут быть значения TWR и угла конусности отверстия. EWR увеличится из-за разницы в объеме электрода, которая зависит от формы используемого электрода. Расхождение полученных данных с результатами исследований [24, 25] обуславливается вращением ЭИ в процессе обработки.

ЭИ простейших конфигураций редко применяются в условиях производства, однако имеют высокую практическую применимость в исследовательских работах. Данные о влиянии геометрических параметров ЭИ простейших конфигураций на выходные параметры КПЭЭО могут быть использованы при проектировании сложнопрофильных и модульных ЭИ.

ЭИ для обработки глубоких отверстий

Отдельно стоит отметить ЭИ для обработки отверстий, или так называемого электроэрозионного сверления (ЭЭС) [26–28]. Электроэрозионное сверление выполняется с использованием

цилиндрических электродов для создания отверстий, особенно с малым диаметром и большим соотношением сторон в труднообрабатываемых материалах без затрат на дорогостоящий режущий инструмент. Однако проблемы глубокой обработки отверстий или глубокого сверления отверстий часто приводят к нежелательным проблемам качества поверхности и геометрии.

Основная проблема ЭЭС глубоких отверстий заключается в низкой производительности относительно лезвийной обработки. Это связано в большей степени с низкой эффективностью удаления шлама из зоны обработки. При обработке глубоких отверстий процесс удаления шлама затруднен. Помимо этого, появляется вторичный шлам, который возвращается к ЭИ и повторно отбрасывается на стенку отверстия, что приводит к грубой шероховатости внутренней стенки [103, 104], а также к потере формы отверстий.

Конфигурация электрода оказывает огромное влияние на производительность ЭЭС. Недостаточная промывка является одной из основных проблем, которая вызывает засорение зоны обработки шламом и приводит к коротким замыканиям [29, 30, 62]. Эффективность промывки может быть улучшена за счет использования электродов различной формы. Изменение внешней и внутренней формы электрода может изменить поведение диэлектрического потока в зоне обработки, таким образом повышают эффективность промывки.

Ученые из Мельбурнского университета провели колоссальное обзорное исследование [31]

в области электроэрозионной обработки. Они описали конфигурации ЭИ для ЭЭС и их влияние на процесс обработки. Спиральный электрод, электрод с боковым срезом, электрод с выемкой и ступенчатый электрод можно комбинировать с вращением и вибрацией электрода, чтобы значительно изменить поведение потока диэлектрика и обеспечить канал для удаления мусора. Полюс электрод является одним из типов обычно используемых электродов в процессе ЭЭС. Диэлектрик может быть доставлен в зону обработки через внутреннее отверстие электрода, что способствует удалению шлама [32–34]. Применение щелевого электрода обеспечивает дополнительный отвод газов и шлама из зоны обработки, а также снижает боковое искрение и конусность [35–37]. Помимо ступенчатого электрода, для повышения производительности процесса ЭЭС могут также использоваться спиральные электроды. Спиральные канавки обеспечивают каналы для удаления шлама, они могут уменьшить количество шлама в зоне обработки и, как следствие, снизить относительную скорость износа инструмента [38].

Таким образом, использование электродов различной формы позволяет повысить эффективность ЭЭС. Электроды определенной формы обеспечивают дополнительные каналы для эвакуации продуктов электроэрозии, а также позволяют избежать коротких замыканий и дугообразования.

Модульные (составные ЭИ)

Модульные электроды также широко представлены во множестве исследований. Так, в работах [39–41] описаны модульные ЭИ – набор стержней, закрепленных в поворотном столе. Несколько небольших цилиндрических медных электродов размещаются на поворотном столе, вращающемся вокруг вертикальной оси. Большой поворотный стол с несколькими электродами увеличивает съем материала. Продукты электроэрозии легко удаляются из зазора благодаря пространству между электродами. Подобные конструкции ЭИ также могут использоваться для обработки массива отверстий за один технологический переход [42].

Еще одной областью применения модульных ЭИ является обработка криволинейных отверстий. В настоящее время разработаны модуль-

ные ЭИ, состоящие из токопроводных сегментов, закрепленных на упругих направляющих. Такая конструкция позволяет обрабатывать криволинейные отверстия, которые практически невозможно обработать традиционными лезвийными методами и методом КПЭЭО электродами простых конфигураций [32, 43–46].

Сложнопрофильные ЭИ

Номенклатура конфигураций ЭИ наиболее широко представлена электродами с уникальным профилем для обработки сложнопрофильных конструктивных элементов за один технологический переход [20]. Данные ЭИ проектируются в зависимости от геометрических параметров обрабатываемых элементов и применяются только для одного типа изделий. В работах [47, 48] представлена широкая номенклатура изделий, обрабатываемых методом КПЭЭО, и ЭИ для их обработки. Отличительным признаком данной группы ЭИ является сложный профиль рабочих поверхностей [49].

Топологически оптимизированные ЭИ

Отдельно стоит отметить топологически оптимизированные ЭИ. Зачастую ЭИ для обработки штампов, литейных форм и прочих сложнопрофильных конструктивных элементов имеют крупные габариты и, следовательно, массу. Обработка такими ЭИ сопровождается высокими нагрузками на направляющие станка и его приводы, а также большим расходом материала ЭИ при его изготовлении. В настоящее время топологическая оптимизация широко применяется в машиностроении для снижения массогабаритных характеристик изделий ответственного назначения при сохранении прочностных показателей [50–53].

Внедрение топологической оптимизации в начальный этап процесса проектирования ЭИ может в несколько раз ускорить его по сравнению с традиционным подходом. Это ускорение связано с минимумом начальных данных, необходимых для оптимизации.

В работах [54–61] отмечается возможность применения методов топологической оптимизации при проектировании ЭИ, а современные методы их изготовления позволяют избежать структурных дефектов, снижающих прочность и жесткость их конструкции.

В табл. 1 представлена сводная характеристика ЭИ, которая построена на основе анализа исследований, посвященных конфигурациям ЭИ.

На основе анализа табл. 1 и рис. 3 можно сделать вывод о том, что подавляющее большинство ЭИ для КППЭО отличается сложнопрофильными рабочими поверхностями. Благодаря им возможна обработка соответствующих конструктивных элементов, однако остро встает вопрос изготовления ЭИ.

Изготовление ЭИ является одним из основных этапов технологического цикла КПЭЭО. В условиях опытного производства изготовление электродов составляет более 50 % финансовых и временных затрат [17]. Это связано с постоянным усложнением профиля обрабатываемых конструктивных элементов и конфигурации ЭИ.

Анализ работ [11, 19] показал, что в условиях серийного производства при применении технологий электрофизической сложнопрофильной обработки на современных машиностроительных предприятиях для изготовления ЭИ используются традиционные технологии лезвийной обработки, а также пресс-формы. Так, для чистовой КПЭЭО служат высокоточные ЭИ, полученные методами высокоточной лезвийной обработки [70]. Применение данных ЭИ характеризуется

снятием минимальных припусков с обрабатываемых поверхностей изделия в процессе КПЭЭО, при этом износ ЭИ незначителен, что делает экономически эффективным использование технологии высокоточной лезвийной обработки для изготовления чистовых ЭИ.

Лезвийные технологии при изготовлении комплектов черновых и получистовых электродов не позволяют обеспечить требуемый экономический эффект. Чрезмерный износ ЭИ в процессе КПЭЭО, а также низкий коэффициент полезного использования материала при производстве ЭИ существенным образом сказываются на экономичности технологического процесса изготовления выходной детали.

Реализация подходов быстропереналаживаемого опытного производства изделий требует новых подходов к созданию и отработке технологических режимов обработки с применением экономически выгодных технологий создания электродов-инструментов. Труднообрабатываемые поверхности и сложная геометрия современных изделий приводят к усложнению формы ЭИ и кратному увеличению стоимости их изготовления. В связи с этим возникает проблема поиска альтернативных и экономически обоснованных методов изготовления ЭИ для КПЭЭО опытных образцов.

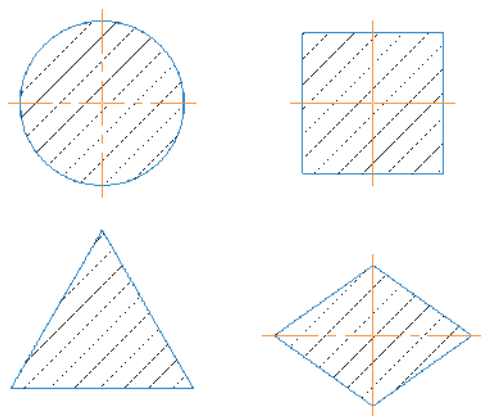
Таблица 1

Table 1

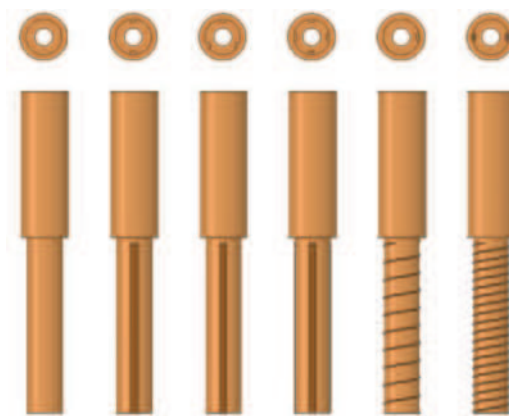
Конфигурации ЭИ для КПЭЭО

Tool-electrode configurations for CPEDM

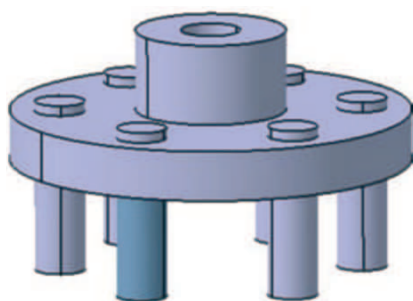
Конфигурация ЭИ	Исследования	Применение	Изображение
ЭИ простой формы	[24], [25]	Обработка конструктивных элементов с сечением простой формы (круг, квадрат, и пр.)	Рис. 5, а
ЭИ для обработки глубоких отверстий	[26], [27], [28], [29], [30], [31], [32], [33], [34], [35], [36], [37], [38]	Обработка глубоких отверстий, когда глубина обработки значительно превышает диаметр отверстия	Рис. 5, б
Модульные (составные) ЭИ	[32], [39], [40], [41], [42], [43], [44], [45], [46]	Обработка массива отверстий. Обработка криволинейных отверстий	Рис. 5, в, г
Сложнопрофильные ЭИ	[20], [47], [48], [49]	Обработка сложнопрофильных фасонных поверхностей за один переход	Рис. 5, д, е
Топологически оптимизированные ЭИ	[54], [55], [56], [57], [58], [59], [60], [61]	Обработка крупногабаритных изделий	Рис. 5, ж



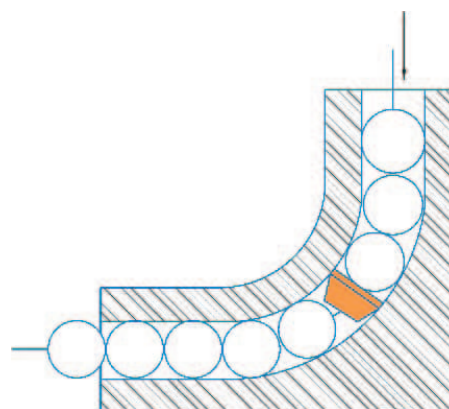
a



б



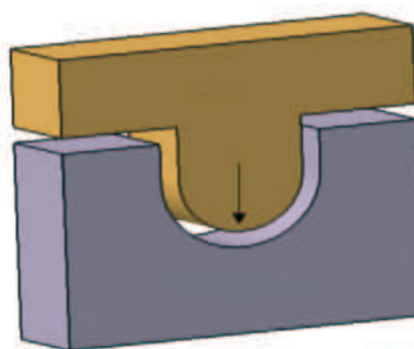
в



г



д



е



ж

Рис. 5. Конфигурации ЭИ для КПЭЭО

Fig. 5. Tool-electrode configurations for CPEDM

В настоящее время наиболее распространены аддитивные и литейные методы получения ЭИ, электроформование/электроосаждение и порошковая металлургия.

Порошковая металлургия

Технология порошковой металлургии (ПМ) для изготовления электродов является простым и контролируемым методом, предлагающим преимущества по сравнению с другими методами, согласно исследованию [69].

В исследовании Гарба, Абдул-Рани, Юнуса и др. [70] проведен широкий обзор работ, посвященных ЭИ, изготовленным методом порошковой металлургии. Электроды, полученные методом ПМ, могут влиять как на макро-, так и на микропеременные в электроэрозионной обработке, а их свойства можно значительно регулировать, изменяя условия спекания и уплотнения. Порошковая металлургия имеет много преимуществ по сравнению с традиционными методами производства, включая лучший контроль свойств электрода, улучшенную производительность и меньшие затраты.

В работе описано множество исследований, посвященных влиянию материала ЭИ на процесс КПЭО и выходные параметры обрабатываемого изделия. Представлена широкая номенклатура материалов, применимых в качестве материала ЭИ только при использовании метода ПМ для их изготовления. Схема изготовления ЭИ методом ПМ представлена на рис. 6.

Метод ПМ, несмотря на свои преимущества, имеет ряд ограничений. Наиболее значимым является сложность изготовления крупногабаритных изделий и ограничение по кривизне профиля. Помимо этого, данному методу свойственны структурные дефекты и неоднородность свойств получаемого изделия, что недопустимо в случае обработки ответственных изделий или при КПЭО крупногабаритными ЭИ.

Литье по выплавляемым/выжигаемым моделям

Многочисленные исследования показывают, что литье по выплавляемым моделям (ЛВМ) дает значительные преимущества для изготовления электродов, позволяя изготавливать сложные формы, сокращать сроки выпуска и снижать производственные затраты [64].

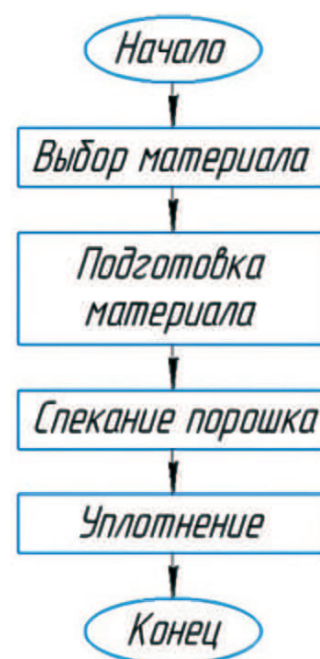


Рис. 6. Схема изготовления ЭИ методом ПМ [71]

Fig. 6. Schematic of tool-electrode manufacturing by powder metallurgy (PM) method [71]

Метод ЛВМ заключается в получении оболочковых форм с помощью восковых или полимерных 3D-моделей изделия и литниковой системы, удаления моделей из формы и последующей заливке расплава материала изделия в форму [49]. ЛВМ позволяет производить ЭИ с высокими показателями чистоты поверхности, тонкостенными конструкциями и сложной геометрией [63].

Схема изготовления изделия с применением ЭИ, полученного методом ЛВМ, представлена на рис. 7.

Авторами работы [64] проведено исследование влияния материала ЭИ, полученного методом ЛВМ, на шероховатость обрабатываемой поверхности. Модели для получения оболочковых форм, как во многих других исследованиях [49, 65–67], изготовлены методом стереолитографии (SLA) из жидких фотополимеров (рис. 8).

Установлено, что полученные ЭИ имеют усадку 0,8...1,9 % и шероховатость поверхности Ra 3,20...6,35 мкм в зависимости от материала. Данные ЭИ обеспечивают шероховатость Ra в пределах 10 мкм.

Существенным недостатком метода ЛВМ являются дефекты, характерные для литейных

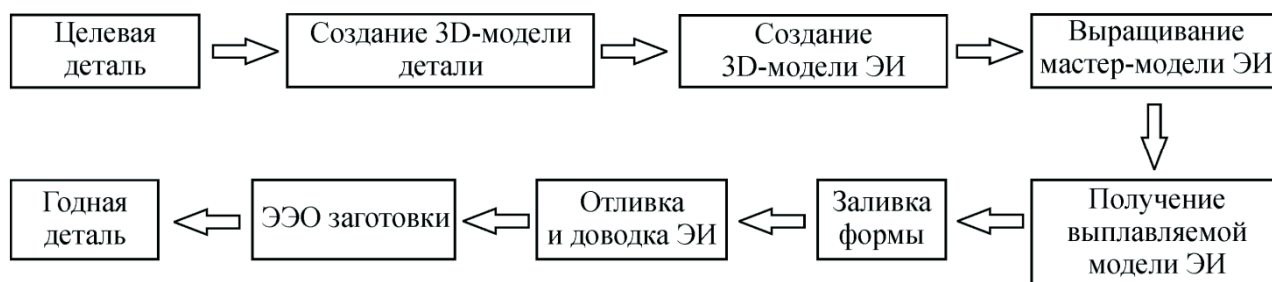


Рис. 7. Схема изготовления изделия с применением ЭИ, полученного методом ЛВМ

Fig. 7. Schematic of finished product manufacturing using an investment cast electrode-tool

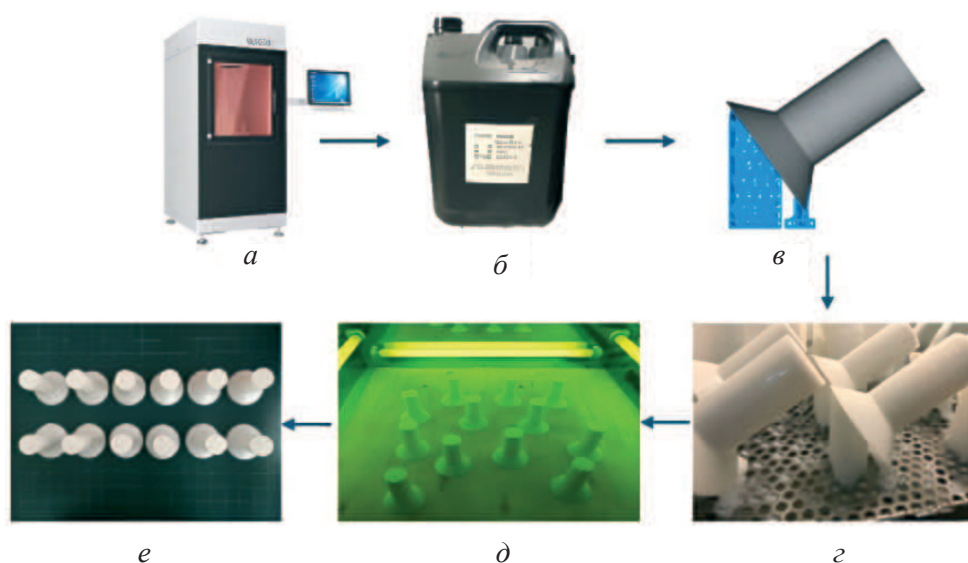


Рис. 8. Процесс прототипирования с использованием метода SLA [64]:

a – 3D-принтер Zongheng SLA-600; *б* – эпоксидная смола HONY-01; *в* – проектирование поддержек модели; *г* – модель в процессе 3D-печати; *д* – УФ-отверждение; *е* – готовые модели

Fig. 8. Prototyping process using SLA method [64]:

a – Zongheng SLA-600 3D printer; *б* – HONY-01 epoxy resin; *в* – model support design; *г* – model in 3D printing process; *д* – UV curing; *е* – finished models

процессов и описанные в работе [68], такие как поры, усадочные раковины, трещины. Для минимизации этих дефектов рационально применять современные методы литья, такие как литье под давлением или центробежное литье [64].

Аддитивные методы изготовления ЭИ

В настоящее время наблюдается активное развитие аддитивных технологий при создании сложнопрофильных ЭИ для опытного производства [72].

При изготовлении ЭИ традиционные методы производства ограничивают сложную геометрию и локальную интеграцию каналов [106].

Сравнение цепочек процессов изготовления инструментов с использованием аддитивных и традиционных методов производства представлено на рис. 9.

Современные аддитивные методы изготовления изделий характеризуются как перспективные технологии производства. Они позволяют изготавливать сложнопрофильные ЭИ, обеспечивая высокие показатели точности, со сложной геометрической формой и пространственной конфигурацией и в максимально сжатые сроки. При этом отсутствует необходимость разработки специальных инструментов и оснастки или отдельного плана процесса для каждого изделия [73, 74].

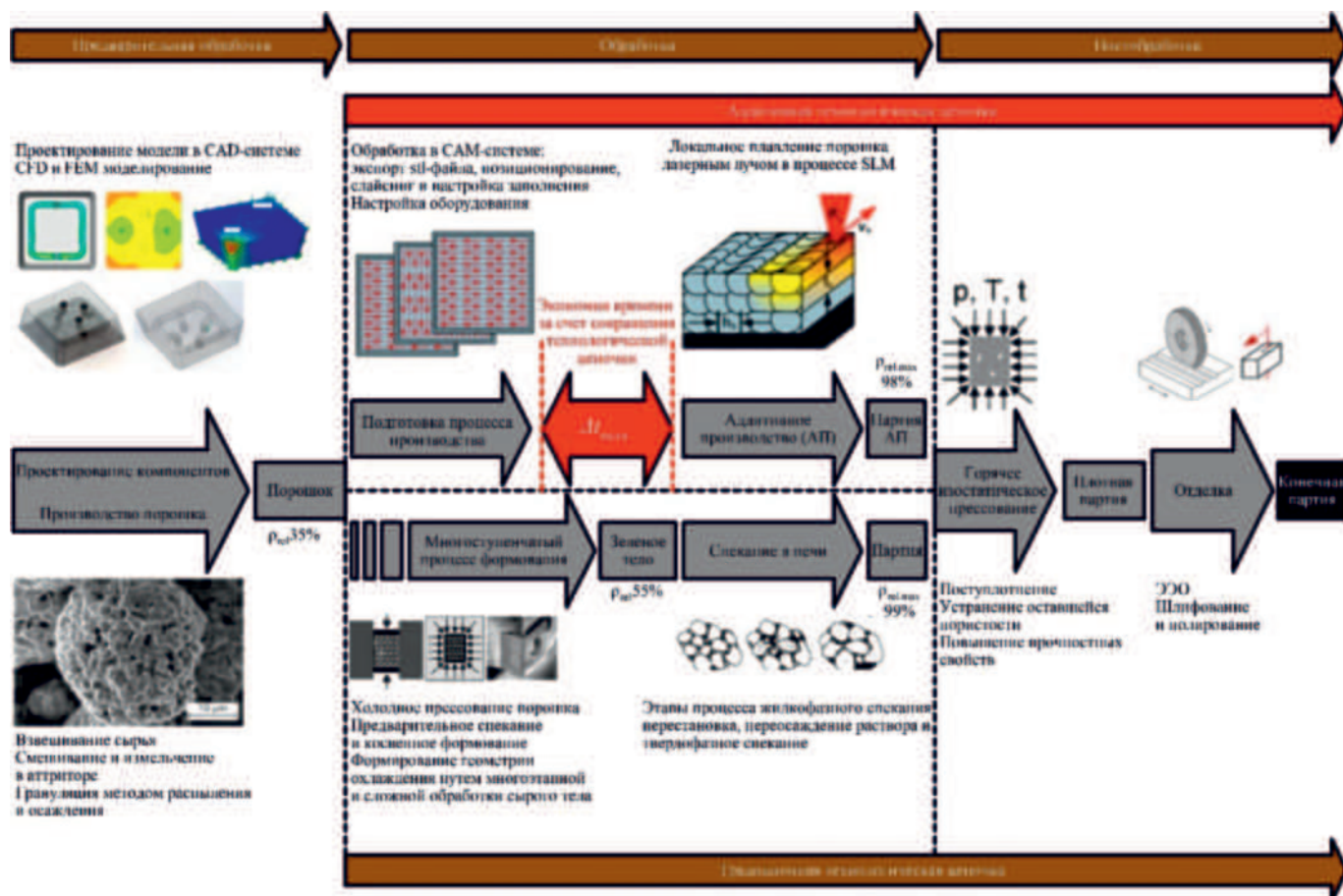


Рис. 9. Сравнение технологических цепочек процессов аддитивного и традиционного производства электродов-инструментов [106]

Fig. 9. Comparison of technological chains of additive manufacturing and traditional production of electrode-tools [106]

Аддитивные методы изготовления ЭИ для КПЭЭО характеризуются рядом преимуществ:

- 1) возможностью применения оборудования в рамках как опытного, так и серийного производства без переналадки;
- 2) энергоэффективностью производства;
- 3) гибкой переналадкой оборудования под изготовление ЭИ разных конфигураций для КПЭЭО различных изделий;
- 4) высоким уровнем автоматизации технологического процесса;
- 5) сокращением временных затрат на технологическую подготовку производства и изготовление ЭИ;
- 6) высоким уровнем повторяемости характеристик технологического процесса и изготовления ЭИ и оснастки;
- 7) широким ассортиментом используемых материалов, а также возможностью их комбинирования и использования на одной единице оборудования;

8) высоким уровнем прогнозируемости временных и материальных затрат всех этапов производства;

9) сокращением количества кадров для обслуживания оборудования, низкой требуемой квалификацией операторов;

10) возможностью варьирования физико-механических свойств материала ЭИ в зависимости от требуемых выходных параметров КПЭЭО.

В настоящее время из широкой номенклатуры аддитивных методов производства наибольшее распространение при изготовлении ЭИ получили следующие технологии:

- FDM (Fused Deposition Modeling – моделирование методом наплавления) – изготовление изделий из термопластичных материалов (например, из ABS или PLA-пластика) за счет послойного нанесения материала, нагретого до высокоэластичного состояния, в виде нити;

- SLS/SLM (Selective Laser Sintering / Selective Laser Melting – соответственно селек-

тивное лазерное спекание/плавление) – получение изделий из металлических порошкообразных материалов за счет их спекания/плавления лазерным лучом;

- SLA (Stereolithography Apparatus – стереолитография) – послойное выращивание изделия за счет кристаллизации жидких фотополимерных материалов лучом лазера.

Метод послойного наплавления (FDM) – широко распространенный метод 3D-печати, который можно использовать в производстве электродов для КПЭЭО. Метод FDM заключается в расплавлении термопластичного материала (ТПМ) и его выдавливании через сопло для создания 3D-объекта слой за слоем. При изготовлении электродов с помощью FDM термопластичный материал смешивается с электропроводным материалом (ЭПМ) для повышения токопроводности готового ЭИ [75–80].

Этапы создания ЭИ методом FDM представлены на рис. 10.

Исследования в области аддитивных методов производства ЭИ показали, что метод FDM позволяет эффективно производить электроды, которые удовлетворяют технологическим требованиям КПЭЭО [75, 76]. Тем не менее остается вопрос соотношения электроэрозионных свойств ЭИ, полученных данным методом, с ЭИ из сплошного материала, изготовленными с применением лезвийного режущего инструмента или методом литья.

Авторами работы [77] исследована проводимость ЭИ на основе PLA и ABS, произведенных методом FDM. Установлено, что проводимость

материалов возрастала с увеличением времени осаждения, достигая максимальной проводимости через 48 часов. Однако результаты не были подтверждены с помощью обработки в реальном времени и, следовательно, нуждаются в дальнейшей проверке.

Фефар и Караджагикар [78] сравнили электроэрозионные свойства металлизированных ЭИ, полученных методом FDM, со сплошными медными ЭИ при КПЭЭО заготовок из легированной стали EN-19. Исследование показало, что в идентичных условиях обработки производительность металлизированного FDM-электрода не отличалась от производительности сплошного медного электрода. Исследование [79] подтвердило эти данные. Эксперимент показал, что электрод, произведенный с помощью FDM, показал себя лучше, чем сплошной медный электрод.

Данад и др. [80] исследовали возможность обработки детали ABS, изготовленной с помощью FDM, которая впоследствии была покрыта медью для обеспечения электропроводности. Установлено, что данные ЭИ имеют меньшую массу по сравнению с металлическими при сопоставимых значениях производительности.

Недостатки метода FDM при изготовлении ЭИ подробно описаны в обзорном исследовании [70]. Наиболее значимыми являются многоэтапность производства, низкая точность обработки и технологические сложности металлизации.

Селективное лазерное спекание (SLS) – это аддитивный метод производства, позволяющий изготавливать трехмерные сложнопрофильные

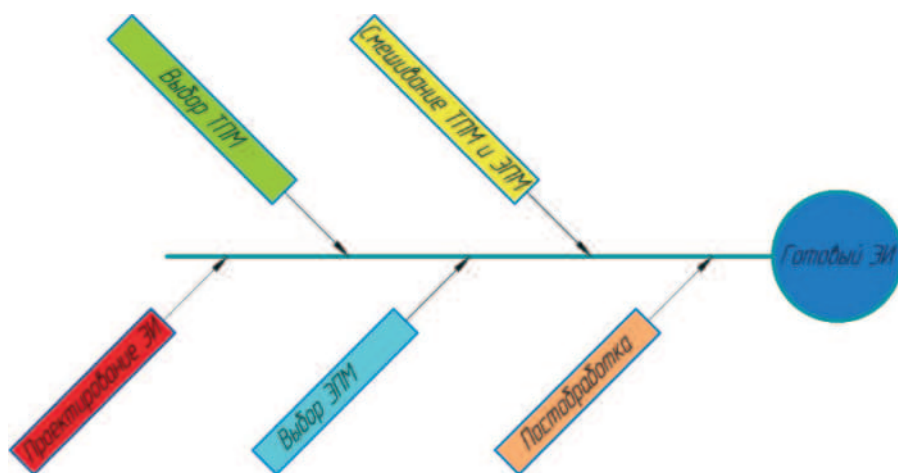


Рис. 10. Схема изготовления ЭИ методом FDM

Fig. 10. Schematic of manufacturing electrode-tools by FDM method

изделия непосредственно из их моделей САПР. Метод SLS создает детали слой за слоем путем консолидации последовательных слоев порошкового материала. Консолидация достигается выборочным сплавлением или спеканием каждого слоя с использованием тепловой энергии, подаваемой сфокусированным лазерным лучом, который с помощью системы отклонения зеркала сканирует слои в соответствии с поперечным сечением математически нарезанной модели САПР объекта. Основной характеристикой SLS является возможность производить детали сложной формы без необходимости использования инструментов. Метод способствует устранению трудоемкой предварительной и последующей обработки по сравнению с традиционными производственными процессами [81–83].

Метод SLS – один из наиболее распространенных альтернативных методов изготовления сложнопрофильных ЭИ, поскольку он способствует сокращению времени выхода готового изделия и затрат на обработку. Это подтверждается многочисленными исследованиями [84].

Важным фактором при SLS-производстве ЭИ является наплавляемый материал. В исследовании [85] описано производство электродов для электроэрозионных инструментов методом SLS с использованием четырех материалов: меди, бронзо-никелевого сплава, стального сплава и комбинации меди и бронзо-никелевого сплава. Микрофотографии поперечного сечения применялись для анализа пористости и поведения при уплотнении электродов. Стальной сплав и бронзо-никелевый сплав продемонстрировали улучшенное поведение при уплотнении и самую низкую пористость по сравнению с Cu и смесями Cu и этих сплавов. Был сделан вывод о том, что добавление бронзо-никелевого сплава к чистой меди улучшило процесс уплотнения.

Авторами работы [86] проведен эксперимент по изучению электродов SLS, изготовленных из порошковых бронзо-никелевых сплавов, медно-бронзо-никелевых сплавов, чистой меди и стальных сплавов. Материалы были выбраны на основе их электроэрозионных свойств и возможности изготовления методом SLS. Сделан вывод о том, что производительность ЭИ, полученных методом SLS, значительно ниже по сравнению с механически обработанными медными ЭИ. Среди ЭИ, полученных методом SLS, лучшие

показатели производительности КПЭЭО продемонстрировали бронзово-никелевые ЭИ. Было также обнаружено, что использование меди в качестве материала ЭИ при изготовлении его лазерным спеканием неэкономично.

Помимо традиционных для КПЭЭО материалов (медь, графит, латунь) в настоящее время применяется ряд принципиально новых композиционных материалов, не уступающих по выходным параметрам процесса КПЭЭО стандартным материалам. При этом изделия из данных материалов практически невозможно получить субтрактивными методами обработки.

Л. Амори и др. сравнили ЭИ из медного порошка и нового композиционного материала с металлической матрицей TiB₂-CuNi, изготовленного методом SLS. В ходе экспериментов по КПЭЭО было обнаружено, что ЭИ из TiB₂-CuNi значительно превосходит электрод из медного порошка [87].

В исследовании [88] представлены три новых материала с металлической матрицей: Mo-CuNi, TiB₂-CuNi и ZrB₂-CuNi. Были изготовлены ЭИ с использованием метода SLS. Эксперименты проводились при различных уровнях энергии разряда, а выходные характеристики КПЭЭО были представлены коэффициентом съема материала и износа инструмента. Результаты показали, что новые композиционные материалы рационально использовать в качестве материала ЭИ. Электроды из данных материалов показали превосходную стабильность КПЭЭО в диапазоне варьируемых параметров процесса.

Существует ряд исследований, которые отражают недостатки ЭИ, изготовленных методом SLS, среди них можно выделить пористость и несплошность полученных ЭИ, а также их повышенный износ.

Дюрр и др. [81] исследовали ЭИ, изготовленные методом SLS из смеси порошков бронзы и никеля. Пористость этих ЭИ достигала 20 %. Авторы обнаружили, что износ таких электродов сопоставим с массивными медными электродами, однако износ был нестабильным, что негативно сказалось на изменении формы ЭИ и обрабатываемой детали. Был проведен повторный эксперимент, в котором ЭИ для снижения пористости были пропитаны. Использование таких ЭИ привело к значительному снижению относительного износа.

Авторы работы [82] также столкнулись со сложностями КПЭО ЭИ, полученных методом SLM. Были исследованы ЭИ из порошков чистой меди, бронзово-никелевого сплава, медно-бронзово-никелевого сплава и стального сплава. Электрод из стального сплава, изготовленный методом SLS, практически не удалял материал с заготовки, а производительность остальных ЭИ, полученных методом SLS, была ниже по сравнению со сплошными медными электродами.

Как было сказано ранее, в работах [54–61] отмечается возможность применения методов топологической оптимизации при проектировании ЭИ (рис. 11). Технология SLM является одним из немногих методов, позволяющих изготовить топологически оптимизированные ЭИ. При электроэрозионной обработке ЭИ подвергается комплексному воздействию термодинамических, электрофизических, гидромеханических и других сил. В связи с этим необходимо обеспечивать отсутствие дефектов во внутренней структуре ЭИ, что достигается режимами выращивания.

Установлено, что при изготовлении ЭИ методами SLS и SLM наблюдается появление структурных дефектов, напрямую зависящих от параметров процесса выращивания. Наиболее значимыми параметрами изготовления, влияющими на качество конечного изделия, являются мощность лазера, скорость сканирования, расстояние штриховки, толщина слоя, химический состав порошкового материала и атмосферы в камере выращивания [82]. Наиболее распро-

страненным и трудноустраняемым дефектом, который возникает в изделиях, изготовленных методами SLS и SLM, является пористость. Формирование пор обусловлено множеством параметров: физико-химическими свойствами порошкового материала, параметрами оборудования SLM/SLS и технологическими параметрами спекания/плавления [83].

Режимы выращивания также напрямую влияют на количество и размер пор. Вследствие недостаточной плотности мощности расплавление порошкового слоя происходит не в полной мере, наблюдается явление сферодизации, появляются межслойные несплавления, а также несплавления частиц [84]. Появление несплавлений и увеличение пористости может также обуславливаться недостаточным перекрытием единичных дорожек. В процессе наплавки образуются участки несплавлений между единичными дорожками, где частицы порошка не в полной мере подвергаются воздействию лазерного луча [85].

В обратном случае, когда значение плотности мощности тока слишком велико, в связи с испарением материала или компонентов сплава с более низкой температурой плавления также формируются пустоты.

Наличие пор и несплавлений негативно сказывается на эксплуатационных характеристиках ЭИ, значительно увеличивается его износ в процессе ЭО. Помимо этого, структурные дефекты, возникающие в процессе изготовления, снижают стабильность процесса искрообразования при КПЭО и соответственно параметры производительности и качества обработанной поверхности.

На основе анализа исследований можно утверждать, что метод SLS рационально использовать при изготовлении сложнопрофильных ЭИ, однако применение данного метода требует дополнительных исследований для оптимизации режимов наплавки и минимизации структурных дефектов, а также выбора материалов, одновременно удовлетворяющих процессам КПЭО и SLS.

Еще одной группой актуальных методов получения сложнопрофильных ЭИ являются технологии быстрого прототипирования, например электроформования или SLA (последовательного выращивания изделия путем отверждения фотополимера лучом лазера) и последующего нанесения

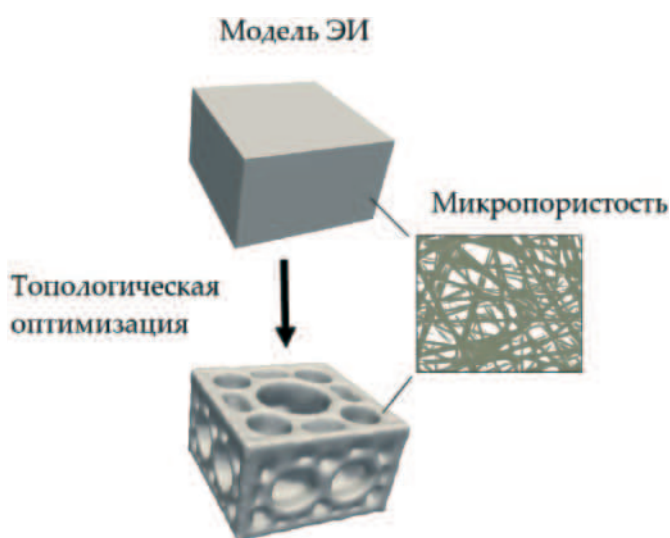


Рис. 11. Оптимизация геометрии ЭИ

Fig. 11. Optimization of electrode-tool geometry

токопроводящего покрытия. Данная совокупность методов может быть использована для одновременного производства нескольких электродов, что дает экономическое преимущество.

При производстве штампов и пресс-форм цикл ЭЭО может составлять от 25 до 40 % от времени освоения инструментального цеха. В современных условиях производства снижение затрат является основной целью, и большой упор делается на сокращение времени выполнения задач. Достижения в области быстрого прототипирования позволили значительно сэкономить время в текущих исследованиях.

Использование этих нетрадиционных методов производства исследуется в работе [10], где данные методы сравниваются с традиционными методами получения ЭИ по времени обработки, скорости съема материала, степени износа инструмента и шероховатости поверхности при нескольких стандартных настройках обработки. Установлено, что традиционно изготовленные электроды выполняются аналогично нетрадиционным (электроформованным) электродам. Если бы электроды могли быть изготовлены с гораздо более равномерной толщиной оболочки, то это могло бы снизить хаотичность появления брака. ЭИ, полученные электроформованием, работают в среднем сравнимо со сплошными электродами.

Исследовательские группы проводят исследования во многих областях быстрого прототипирования ЭИ. Эти исследования показывают, что все еще существуют большие возможности для потенциальных исследований по совершенствованию технологий изготовления сложно-профильных ЭИ.

Харрис и др. [89, 90] установили, что производство малых объемов деталей может быть осуществлено за гораздо меньшее время и с меньшими затратами при использовании аддитивных технологий изготовления ЭИ и быстрой оснастки.

Ногутти и Накагава, Чан [91, 92] показали, что сочетание процессов SLA и металлизации методом быстрого формования является рациональным методом производства ЭИ.

В работах [93] и [94] провели сравнение между нетрадиционными электродами, изготовленными методом электроформовки, и традиционными обработанными электродами. Дженсен и др. [94] показали общее сравнение электро-

дов с обработанными электродами, но не дали подробного представления о работе электродов. Исследования Леу и др. [93] показывают более детальное сравнение различных электродов с точки зрения коэффициента съема материала, а также параметра шероховатости Ra , но данная работа основана на процессе КПЭЭО ЭИ, изготовленными традиционными методами.

Важным этапом при изготовлении ЭИ с применением технологий быстрого прототипирования является металлизация нетокопроводных корпусов ЭИ. Нанесенные покрытия должны удовлетворять требованиям токопроводности, однородности, электроэрозионной стойкости и адгезионной прочности. В настоящее время используется несколько методов нанесения покрытий на изделия из нетокопроводных материалов.

Нетокопроводные материалы, частично или полностью покрытые нанесенным на их поверхность металлом, обладают уникальными характеристиками за счет комбинации полезных свойств проводящих и непроводящих материалов. Данные материалы широко используются во многих отраслях машиностроения [95, 96].

В настоящее время методы металлизации принято классифицировать следующим образом: механические, физические и химические. Каждая группа включает в себя несколько методов, применяемых отдельно или в комбинации друг с другом. Существуют и более подробные классификации методов металлизации – по виду комбинируемых материалов, а также по технологическим особенностям процесса металлизации.

Традиционные и наиболее элементарные механические методы металлизации, когда металлическое покрытие формируется заранее и в готовом виде крепится к поверхности изделия, представлены на рис. 12 [97, 98].

Несмотря на высокую трудоемкость представленных механических методов металлизации, они находят широкое применение при изготовлении малогабаритных изделий. Основное ограничение данных методов заключается в высоком расходе металла на целевое покрытие и в большом количестве отходов. Помимо этого, покрытия, полученные механическими методами, требуют характерной для металлических изделий постобработки финишными методами.

Физические методы, заключающиеся в расплавлении или испарении металла с последу-

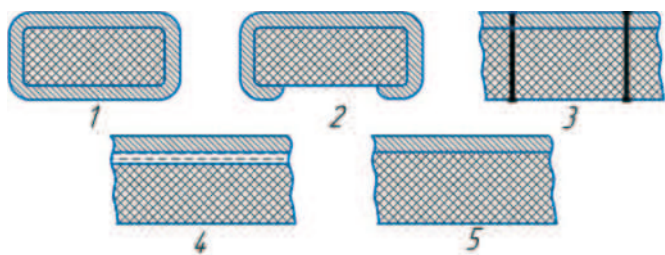


Рис. 12. Механические методы металлизации:

1 – обволакивание; 2 – огибание; 3 – заклепывание; 4 – склеивание; 5 – горячее тиснение или заливка [97, 98]

Fig. 12. Mechanical methods of metallization:

1 – wrapping; 2 – bending; 3 – riveting; 4 – gluing; 5 – hot stamping or pouring [97, 98]

ющим осаждением на целевую поверхность (рис. 13), требуют более сложного специального оборудования, однако также широко используются на современных машиностроительных предприятиях [99].

Одним из физических методов, активно применяющимся для металлизации изделий из пластмасс и тканей, является метод металлизации обрызгиванием жидким металлом. Данный метод позволяет получать покрытия из широкого спектра металлов, таких как алюминий, цинк, свинец, медь, никель, олово, а также различных их сплавов. Метод заключается в расплавлении наносимого материала в пламени газовой горелки, в электрической дуге или в потоке плазмы и последующем разбрызгивании на металлизи-

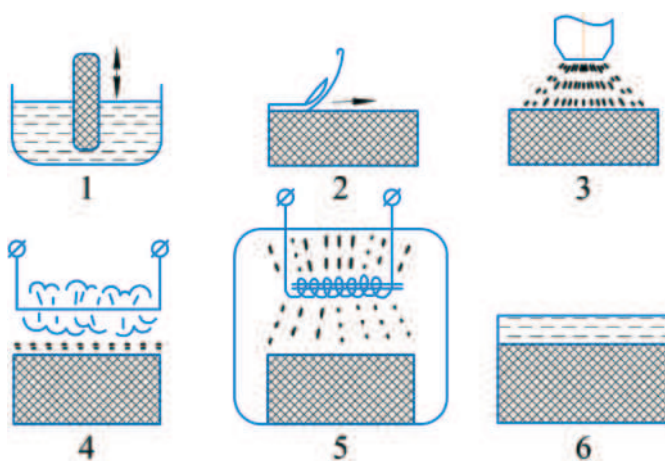


Рис. 13. Физические методы металлизации:

1 – окунание; 2 – намазывание; 3 – обрызгивание; 4 – взрывание; 5 – напыление (напаривание); 6 – окрашивание [99]

Fig. 13. Physical methods of metallization:

1 – dipping; 2 – smearing; 3 – spraying; 4 – blasting; 5 – spraying (steaming); 6 – painting [99]

руемую поверхность потоками сжатого воздуха или газа.

Электролитические методы металлизации (гальванотехника), как правило, используются для создания широкого спектра покрытий с различными механизмами действия (антикоррозионными, защитно-декоративными, износостойкими, антифрикционными, отражающими), а также для изготовления металлических копий изделий (гальванопластика).

Данные методы металлизации требуют предварительной подготовки целевой поверхности в зависимости от назначения покрытия. Перед нанесением кадмия или оцинковки целевой поверхности требуется ее обезжиривание и травление. В случае хромирования или никелирования помимо удаления жиров и оксидов необходима также механическая подготовка поверхности шлифованием и полированием. Это обусловлено тем, что дефекты поверхности выявляются в процессе нанесения покрытий за счет корреляции плотности тока с микрорельефом поверхности.

В процессе нанесения гальванических покрытий обрабатываемые изделия являются катодом, а пластины из материала покрытия – анодом. В случае нанесения покрытия-сплава используют раздельные аноды (медь и цинк при латунировании).

В работе [100] представлены два типа технологических схем нанесения гальванического покрытия:

1) схема с полным погружением образцов (рис. 14, а) используется для нанесения покрытия на все поверхности металлизируемого изделия и характеризуется высокой скоростью металлизации;

2) схема с постепенным погружением (рис. 14, б) предназначена для металлизации сложнопрофильных изделий. Она позволяет проводить максимальную металлизацию отдельных конструктивных элементов (пазов, полостей и др.).

Для повышения производительности процесса металлизации медью рекомендуется осуществлять дополнительное вращение металлизируемого изделия в процессе обработки.

Методы нанесения токопроводных покрытий при изготовлении ЭИ методами быстрого прототипирования представлены в работе [70].

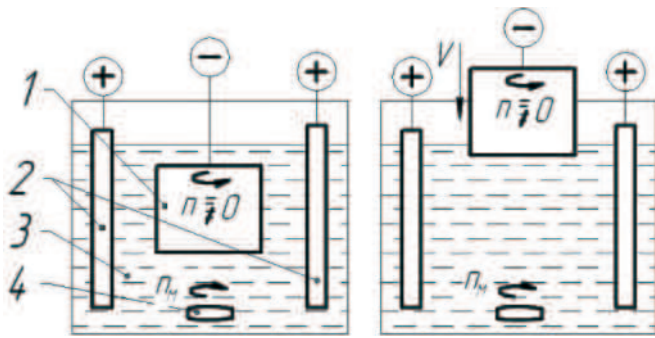


Рис. 14. Схемы гальванической металлизации нетокопроводящего изделия с предварительно нанесенным электропроводным покрытием:

a – с полным погружением образца; *б* – с постепенным погружением образца. 1 – образец; 2 – электроды; 3 – ванна с электролитом; 4 – магнитная мешалка [100]

Fig. 14. Schematics of galvanic metallization for non-conductive substrates with pre-applied conductive coatings:

a – complete immersion; *б* – gradual immersion. 1 – sample; 2 – electrodes; 3 – electrolyte bath; 4 – magnetic stirrer [100]

Показано, что при производстве ЭИ в основном используются электролитические и гальванические методы.

Технология изготовления ЭИ методом SLA из нетокопроводящих полимерных материалов с последующим нанесением токопроводящего покрытия подробно представлена в исследовании [101]. Произведено сравнение выходных параметров КПЭЭО с использованием ЭИ, изготовленных из фотополимерной смолы с нанесенным медным покрытием, и сплошных медных ЭИ, обработанных механически. Этапы создания ЭИ методом SLA представлены на рис. 15. На основе проведенных экспериментов авторы выявили возможность применения полимерных ЭИ с нанесенным медным покрытием. Однако данные ЭИ отличались низкой стойкостью. Это связано с истончением токопроводящего покрытия.

Распространение ЭИ, полученных методами быстрого прототипирования, сдерживает ряд недостатков, связанных с нанесенными токопроводящими покрытиями. Авторами критического обзорного исследования [102] наглядно представлены (рис. 16) и описаны дефекты металлических покрытий ЭИ. Показано, что большая

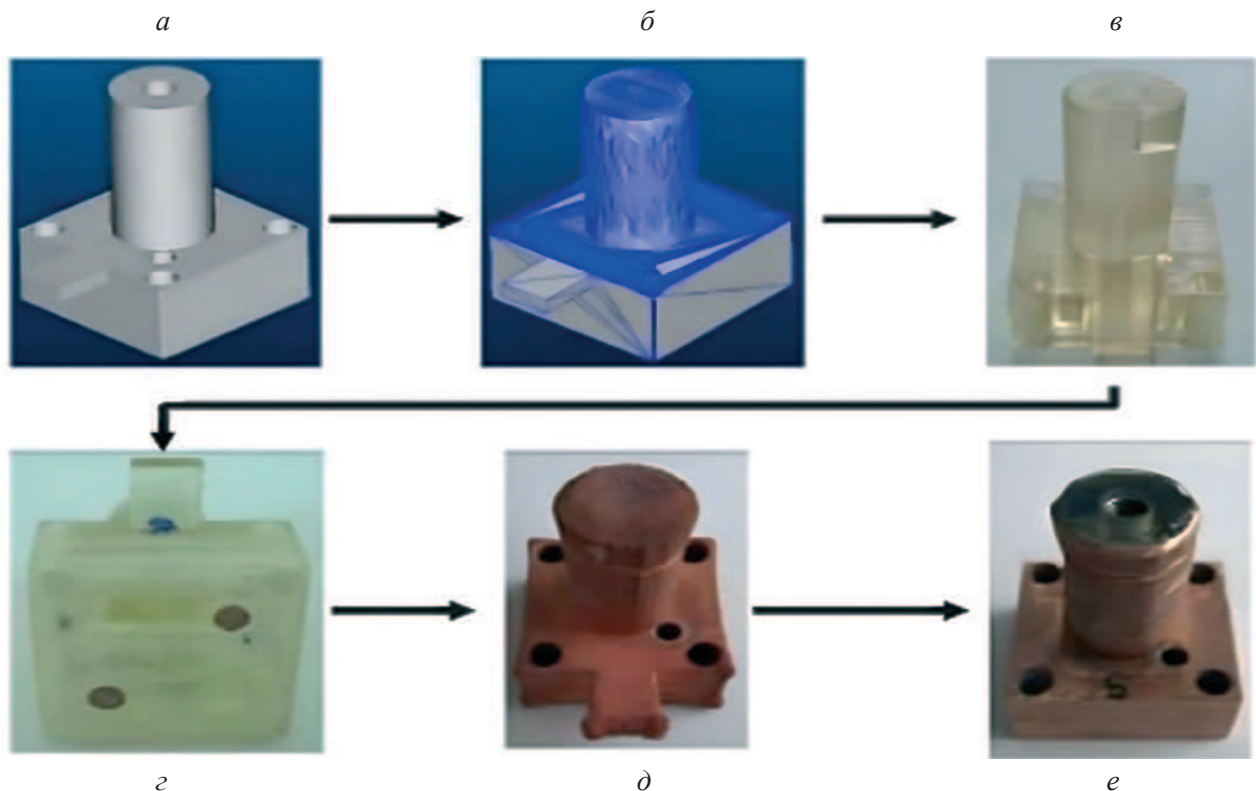
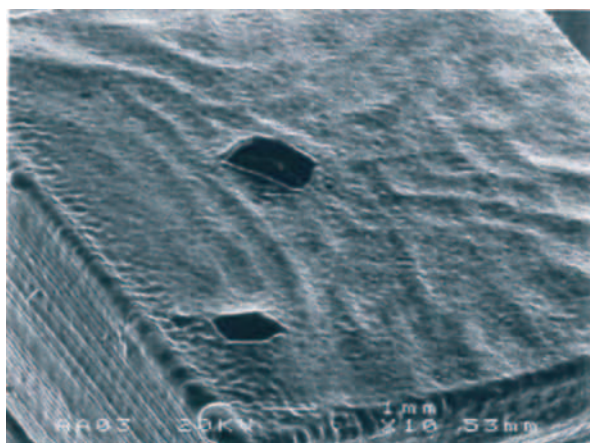


Рис. 15. Этапы создания ЭИ методом SLA и последующего нанесения покрытия [101]:

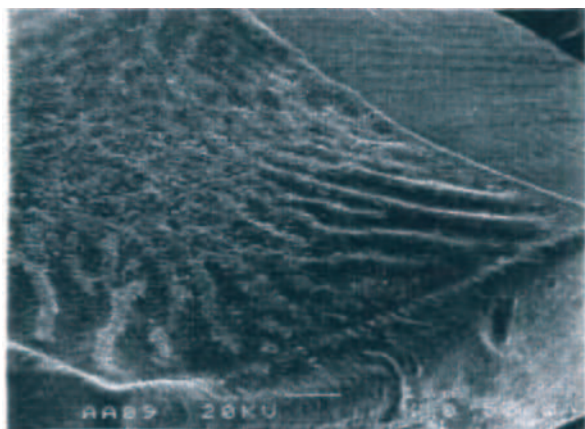
a, б – создание и подготовка 3D-модели; *в, г* – получение и подготовка ЭИ к металлизации; *д* – нанесение покрытия; *е* – постобработка

Fig. 15. Stages of tool-electrode creation by SLA method and subsequent coating [101]:

a, б – creation and preparation of 3D model; *в, г* – obtaining and preparing tool-electrode for metallization; *д* – coating; *е* – post-processing



а



б

Рис. 16. Дефекты токопроводного покрытия:
а – отслоения и разрывы; б – деформации [102]

Fig. 16. Defects of conductive coating:
а – delaminations and ruptures; б – deformations [102]

часть дефектов ЭИ возникает в результате неравномерного рассеивания тепла и недостаточной толщины покрытий.

Технологии электроформования и SLA с последующим нанесением токопроводного покрытия применимы для изготовления ЭИ для КПЭЭО, однако необходимы дополнительные исследования для повышения толщины и качества покрытий.

На основе анализа исследований методов изготовления ЭИ для КПЭЭО составлена сводная табл. 2.

На основании анализа исследований в области методов изготовления ЭИ для КПЭЭО можно сделать вывод, что применение аддитивных и других методов, альтернативных традиционной лезвийной обработке, позволит повысить конкурентоспособность современных машиностроительных предприятий, использующих

технологии КПЭЭО в производственном цикле, за счет снижения себестоимости выпускаемой продукции, уменьшения временных затрат на изготовление ЭИ и расширения номенклатуры обрабатываемых изделий. Однако существует необходимость более детально и подробно разработать технологический процесс с применением альтернативных методов изготовления и получения ЭИ в условиях опытного производства, учитывая недостатки и ограничения данных методов.

Выводы

В настоящей статье проведен обзор исследований, посвященных методам изготовления электродов-инструментов для копировально-прошивной электроэрозионной обработки. Приведены современные тенденции развития конфигураций электродов-инструментов. Выявлены проблемы изготовления сложнопрофильных электродов-инструментов традиционными методами. Установлено, что среди альтернативных методов изготовления электродов-инструментов наибольший интерес современных ученых вызывают литье по выплавляемым моделям, порошковая металлургия и аддитивные методы. Показано, что для каждого метода характерны свои преимущества и недостатки, подтвержденные рядом исследований. Проведенный анализ позволил выделить несколько актуальных направлений для исследований.

Направления будущих исследований

1. Топологическая оптимизация электродов-инструментов для снижения их массогабаритных характеристик при сохранении прочностных и электроэрозионных.
2. Использование современных высокотехнологичных методов литья (литье под давлением, центробежное литье) при изготовлении электродов-инструментов методом литья по выплавляемым моделям.
3. Расширение номенклатуры новых порошковых материалов с повышенными электроэрозионными свойствами, оптимизация режимов и разработка специализированной оснастки для получения изделий сложного профиля при изготовлении электродов-инструментов методом порошковой металлургии.

Методы изготовления ЭИ
Methods for manufacturing electrode-tools

Метод	Исследования	Преимущества	Недостатки
Традиционные лезвийные методы (точение, фрезерование, абразивная обработка)	[11], [19], [62]	Простор для обработки. Широкий парк оборудования на машиностроительных предприятиях. Возможность получения ЭИ с высокими показателями шероховатости и точности для чистовой КПЭЭО	Сложности при обработке сложнопрофильных ЭИ. Высокий уровень затрат на режущий инструмент и оснастку. Высокий уровень загрузки оборудования. Высокий износ режущего инструмента при изготовлении ЭИ из материалов с повышенными физико-механическими свойствами
Порошковая металлургия	[69], [70]	Широкая номенклатура материалов ЭИ. Возможность контролировать свойства электрода, изменяя состав материала и условия спекания. Высокая производительность	Сложности при изготовлении сложнопрофильных ЭИ. Сложность изготовления крупногабаритных изделий. Структурные дефекты и неоднородность свойств получаемого изделия. Высокая стоимость оборудования
Литье по выплавляемым моделям (ЛВМ)	[49], [63], [64], [65], [66], [67]	Возможность получения сложнопрофильных и тонкостенных ЭИ. Высокий уровень адаптивности метода в условиях опытного производства. Возможность получения ЭИ с высокими показателями шероховатости. Высокая производительность	Ограниченная номенклатура материалов ЭИ. Высокая стоимость оборудования. Литейные дефекты (поры, усадочные раковины, трещины). Высокая стоимость оборудования
Метод послойной наплавки (FDM)	[70], [75], [76], [77], [78], [79], [80]	Возможность получения сложнопрофильных и тонкостенных ЭИ. Высокий уровень адаптивности метода в условиях опытного производства. Сниженные массогабаритные характеристики ЭИ. Низкая стоимость оборудования	Сложность изготовления крупногабаритных изделий. Низкие показатели точности и шероховатости ЭИ. Технологические сложности при металлизации
Селективное лазерное спекание (SLS)	[81], [82], [83], [84], [85], [86], [87], [88]	Возможность получения сложнопрофильных и тонкостенных ЭИ. Высокий уровень адаптивности метода в условиях опытного производства. Широкая номенклатура материалов ЭИ	Структурные дефекты и неоднородность свойств получаемого изделия. Высокая стоимость оборудования. Низкие показатели точности и шероховатости ЭИ
Стереолитография (SLA), электроформование	[10], [89], [90], [91], [92], [93], [94], [101], [102]	Возможность получения сложнопрофильных и тонкостенных ЭИ. Высокий уровень адаптивности метода в условиях опытного производства. Сниженные массогабаритные характеристики ЭИ. Низкая стоимость оборудования	Сложность изготовления крупногабаритных изделий. Технологические сложности при металлизации. Низкий ресурс ЭИ. Дефекты покрытий



4. Оптимизация режимов FDM-печати электродов-инструментов для улучшения показателей точности и шероховатости обрабатываемых изделий.

5. Расширение номенклатуры ТПМ и ЭПМ для FDM-печати электродов-инструментов.

6. Расширение номенклатуры новых порошковых материалов с повышенными электроэрозионными свойствами для обеспечения производительности электродов-инструментов, полученных методом SLS, сопоставимой с электродами-инструментами, изготовленными традиционными методами.

7. Оптимизация режимов SLS-печати для снижения пористости и, следовательно, износа электрода-инструмента, а также для повышения точности обработки.

8. Повышение толщины и качества покрытий электродов-инструментов, полученных с применением технологий быстрого прототипирования, для повышения их ресурса за счет стабилизации теплоотвода, увеличения прочностных и электроэрозионных характеристик.

Список литературы

1. Егорова А.О. Конкурентные стратегии предприятий машиностроения: современная российская практика // Современные наукоемкие технологии. Региональное приложение. – 2013. – № 2 (34). – С. 45–51.

2. Гунина И.А., Савич Ю.А. К вопросу о проблемах повышения конкурентоспособности машиностроительных предприятий // Вестник Воронежского государственного технического университета. – 2017. – Т. 13, № 2. – С. 136–140.

3. Сергеев А.А. Конкурентоспособность машиностроения: реальность и перспективы // Экономика. Налоги. Право. – 2014. – № 5. – С. 44–49.

4. Головихин С.А., Данилкин В.А. Формирование спроса на наукоемкую машиностроительную продукцию путем обеспечения конкурентных преимуществ // Реформирование системы управления на современном предприятии: сборник материалов конференции. – Пенза: МНИЦ, 2003. – С. 29–30.

5. Самочкин В.Н. Закономерность гибкого развития машиностроительного предприятия как основа его конкурентоспособности // Известия Тульского государственного университета. Экономические и юридические науки. – 2017. – № 4-1. – С. 236–241.

6. Ширяева Ю.С., Оранова М.В. Современный взгляд на опытное производство и механизм управ-

ления им на промышленном предприятии // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2007. – № 6. – С. 197–200.

7. Феоктистов А.Н., Феоктистов К.А., Масюков А.А. Инновационные подходы к технологической подготовке производства в условиях опытного производства самолётов // Наука, техника и образование. – 2024. – № 4 (96). – С. 16–21. – EDN BADMWD.

8. Фокина Д.А., Джамай Е.В., Зинченко А.С. Гибкие производственные системы как основа инновационного развития промышленных предприятий // Вестник Государственного университета просвещения. Серия: Экономика. – 2024. – № 2. – С. 113–121. – DOI: 10.18384/2949-5024-2024-2-113-121. – EDN CLIJVN.

9. Кужанбаев Р.Т. Особенности планирования и управления мультисерийным производством // Вестник евразийской науки. – 2019. – Т. 11, № 6. – С. 73.

10. Blom R.J. Production and evaluation of rapid tooling for electric discharge machining using electroforming and spray metal deposition techniques: Master thesis. – Queensland: Queensland University of Technology, 2005. – 169 p.

11. 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.

12. Vijayan V., Saju K.K. A comprehensive review of performance improvement in electrical discharge machining and future research scopes: Enhancing performance through cutting-edge technologies // Johnson Matthey Technology Review. – 2025. – Vol. 69 (3). – P. 358–377. – DOI: 10.1595/205651325X17309868513523.

13. Митрюшин Е.А., Моргунов Ю.А., Саушкин С.Б. Унифицированные технологии изготовления штампов с применением электрофизических методов обработки // Металлообработка. – 2010. – № 2 (56). – С. 42–45.

14. Тимощенко В.А. Использование электроэрозионного легирования в комплексе мер повышения износостойкости разделительных штампов // Электронная обработка материалов. – 2000. – № 4. – С. 12–16.

15. Khan M.Y., Rao P.S. Electrical discharge machining: Vital to manufacturing industries // International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering. – 2019. – Vol. 8 (11). – P. 1516–1520. – DOI: 10.35940/ijitee.K1516.0981119.

16. Das S., Paul S., Doloi B. Feasibility assessment of some alternative dielectric mediums for sustainable electrical discharge machining: a review work // Journal

of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2020. – Vol. 42 (148). – P. 1–21. – DOI: 10.1007/s40430-020-2238-1.

17. Study of the EDM process of bimetallic materials using a composite electrode tool / T.R. Ablyaz, E.S. Shlykov, K.R. Muratov, A.V. Zhurin // *Materials*. – 2022. – Vol. 15 (3). – DOI: 10.3390/ma15030750.

18. Schulze V., Ruhs C. On-machine measurement for the micro-EDM-milling process using a confocal white-light sensor // *Proceedings of the 10th International Conference of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology (EUSPEN)*. – Delft, 2010. – Vol. 2. – P. 37–40.

19. Электроэрозионная и электрохимическая обработка: расчет, проектирование, изготовление и применение электродов-инструментов. В 2 ч. Ч. 1. Электроэрозионная обработка / под ред. А.Л. Лившица, А. Роша. – М., 1980. – 224 с.

20. Interaction of machining parameters on MRR of sintered NdFeB processed by EDM-milling / X. Zhang, X. Bai, T. Yang, L. Li // *Applied Sciences*. – 2025. – Vol. 15 (9). – DOI: 10.3390/app15094897.

21. Uhlmann E., Polte M., Yabroudi S. Novel advances in machine tools, tool electrodes and processes for high-performance and high-precision EDM // *Procedia CIRP*. – 2022. – Vol. 113. – P. 611–635. – DOI: 10.1016/j.procir.2022.10.080.

22. The non-traditional and multi-energy field hybrid machining processes of cemented carbide: a comprehensive review / K. Zeng, X. Wu, F. Jiang, J. Shen, L. Zhu, Q. Wen, H. Li // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 133. – P. 3561–3592. – DOI: 10.1007/s00170-024-13791-6.

23. Experimental analysis of wire-EDM on sub-cooled low-carbon tool steel using hybrid MARCOS method and honey badger algorithm / M. Priyadarshini, S. Pradhan, A. Barua, A. Behera, S. Kanchan // *Surface Review and Letters*. – 2023. – Vol. 31 (2). – DOI: 10.1142/S0218625X24500495.

24. Khan A., Ali M., Haque M.M. A study of electrode shape configuration on the performance of die sinking EDM // *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. – 2009. – Vol. 4 (1). – P. 19–23.

25. Yamaguchi A., Okada A., Miyake T. Development of curved hole drilling method by EDM with suspended ball electrode – optimization of suspending parts structure and possibility of curved hole drilling // *Seimitsu Kogaku Kaishi / Journal of the Japan Society for Precision Engineering*. – 2015. – Vol. 81 (5). – P. 435–440. – DOI: 10.2493/jjspe.81.435.

26. Shah J. Optimization of process parameters for AISI 304 using micro-EDM drilling process: A review // *Journal of Mechanical Engineering and Technology*. – 2024. – Vol. 13 (1). – P. 26–37.

27. A comprehensive review on powder mixed electrical discharge machining: advances in dielectric enhancement and machining efficiency / D. Kumar, V. Pathak, R. Singh, M. Dikshit // *Discover Applied Sciences*. – 2025. – Vol. 7 (1). – DOI: 10.1007/s42452-025-07365-8.

28. Puertas-Arbizu I., Salvade-González U., Luis-Pérez C. Study of spacing surface roughness parameters and proposal of a wear behaviour criterion in die-sinking EDM of cobalt-bonded tungsten carbide // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2025. – Vol. 139. – P. 1–13. – DOI: 10.1007/s00170-025-16091-9.

29. Unravelling the analysis of electrical discharge machining process parameters, microstructural morphology, surface integrity, recast layer formation, and material properties: A comparative study of aluminum, brass, and Inconel 617 materials / K. Paswan, S. Sharma, C. Li, K. Mohammed, A. Kumar, M. Abbas, E. Tag-Eldin // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 27. – P. 2881–2902. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.11.186.

30. Self-adjusting EDM/ECM high speed drilling of film cooling holes / C. Li, B. Zhang, Y. Li, H. Tong, S. Ding, Z. Wang, L. Zhao // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 262. – P. 95–103. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.06.026.

31. The state of the art of electrical discharge drilling: a review / X. Mao, S. de Almeida, J. Mo, S. Ding // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2022. – Vol. 121 (7–8). – P. 4919–4950. – DOI: 10.1007/s00170-022-09549-7.

32. Chuvaree S., Kanlayasiri K. Effects of side flushing and multi-aperture inner flushing on characteristics of electrical discharge machining macro deep holes // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (1). – DOI: 10.3390/met11010148.

33. Karim M.A., Jahan M.P. Electrical discharge machining technologies in the aerospace industry // *Modern Manufacturing Processes for Aircraft Materials*. – Elsevier, 2024. – P. 171–226. – DOI: 10.1016/B978-0-323-95318-4.00007-0.

34. Kumar R., Singh I. Productivity improvement of micro EDM process by improvised tool // *Precision Engineering*. – 2018. – Vol. 51. – P. 529–535. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2017.10.008.

35. Helical electrodes for electro-discharge drilling: experimental and CFD-based analysis of the influence of internal and external flushing geometries on the process characteristics / E. Uhlmann, M. Polte, S. Yabroudi, N. Gerhard, E. Sakharova, K. Thißen, W. Penske // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. – 2023. – Vol. 7 (6). – DOI: 10.3390/jmmp7060217.

36. Jamkamon K., Janmanee P. Improving machining performance for deep hole drilling in the electrical



discharge machining process using a step cylindrical electrode // *Applied Sciences*. – 2021. – Vol. 11 (5). – DOI: 10.3390/app11052084.

37. *Sahoo A., Mishra D.* Experimental characteristic evaluation of micro hole EDM drilling of Ni_{51.58}Ti_{48.34} alloy with copper electrode and response optimization using GRG assisted with // *Journal of Engineering and Applied Science*. – 2024. – Vol. 71 (1). – P. 1–22. – DOI: 10.1186/s44147-024-00447-1.

38. High speed short electric arc deep hole drilling experimental study based on tube electrode / G. Hu, F. Fu, S. Zhang, W. Gao, J. Zhang, J. Wang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2025. – Vol. 139. – P. 1087–1103. – DOI: 10.1007/s00170-025-15827-x.

39. *Jamkamon K., Kumkoon P., Chuvaree S.* Influence of electrical parameters on the machining performance in the small hole drilling by EDM process // *Solid State Phenomena*. – 2023. – Vol. 349. – P. 33–39. – DOI: 10.4028/p-CtB8KO.

40. Machining performance of silicon carbide ceramic in end electric discharge milling / R. Ji, Y. Liu, Y. Zhang, F. Wang // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2011. – Vol. 29 (1). – P. 117–122. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2010.09.001.

41. Патент № 2802609 С1 Российская Федерация, МПК В23Н 7/32, В23Н 9/14. Устройство для электроэрозионной прошивки отверстия электрод-инструментом: № 2022127775; заявл. 26.10.2022; опубл. 30.08.2023 / Т.Р. Абляз, Е.С. Шлыков, И.В. Осинников [и др.]; заявитель Пермский национальный исследовательский политехнический университет.

42. *Makireddi D., Puri Y., Ghuge V.* Development of crank-connecting rod attachment for electric discharge machining of curved holes // *Advances in Mechanical Engineering*. – Singapore: Springer, 2021. – P. 777–783. – DOI: 10.1007/978-981-15-3639-7_93.

43. *Okada A., Yamaguchi A., Ota K.* Improvement of curved hole EDM drilling performance using suspended ball electrode by workpiece vibration // *CIRP Annals*. – 2017. – Vol. 66 (1). – P. 189–192. – DOI: 10.1016/j.cirp.2017.04.125.

44. Development of curved hole drilling method by EDM with suspended ball electrode-improvement in shape accuracy of bending holes using foil supporting guide / A. Yamaguchi, Y. Inaba, S. Shiraga, A. Okada // *Seimitsu Kogaku Kaishi / Journal of the Japan Society for Precision Engineering*. – 2021. – Vol. 87 (5). – P. 461–466. – DOI: 10.2493/jjspe.87.461.

45. Fundamental study on internal space forming by EDM / Y. Inaba, S. Li, A. Yamaguchi, A. Okada // *Procedia CIRP*. – 2020. – Vol. 95. – P. 215–219. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.01.156.

46. *Hsue A.W.J., Pan Y.D., Lu L.W.* A novel string-bead EDM mechanism for dressing of the confor-

mal cooling channel fabricated by the SLM-additive manufacture // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2021. – Vol. 2020 (1). – DOI: 10.1088/1742-6596/2020/1/012035.

47. *Grzesik W., Ruszaj A.* Physical fundamentals of conventional and unconventional machining processes // *Grzesik W., Ruszaj A. Hybrid manufacturing processes*. – Cham: Springer, 2021. – P. 35–60. – DOI: 10.1007/978-3-030-77107-2_4.

48. *Singh K., Singh K., Khan M.* Investigation and optimization of process parameters in the electrical discharge machining process for Inconel 660 using response surface methodology // *Future Technology*. – 2025. – Vol. 4. – P. 22–29. – DOI: 10.55670/fpl.futech.4.2.3.

49. Особенности применения электродов-инструментов, изготовленных аддитивными технологиями, при электроэрозионной обработке изделий / Т.Р. Абляз, В.Б. Блохин, Е.С. Шлыков, К.Р. Муратов, И.В. Осинников // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 135–148. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-135-148.

50. *Lozhkin D.V., Maksimov P.V.* Topological optimization of a part taking into account technological constraints // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2021. – Vol. 1100 (1). – DOI: 10.1088/1757-899x/1100/1/012036.

51. *Далгидьян А.О., Ложкин Д.В., Максимов П.В.* Методология топологической оптимизации изделий с ячеистыми структурами // *Научно-технический вестник Поволжья*. – 2022. – № 12. – С. 41–44.

52. *Ложкин Д.В., Максимов П.В.* Проектирование облегченных изделий на основе методов топологической оптимизации // *Математика и междисциплинарные исследования – 2021: материалы Всероссийской научно-практической конференции молодых ученых с международным участием*. – Пермь, 2021. – С. 76–80.

53. Использование топологической оптимизации и сетчатых микроструктур в проектировании деталей для аддитивного производства / П.В. Максимов, К.В. Фетисов, А.И. Курчев, А.С. Белоусов // *СТИН*. – 2021. – № 2. – С. 38–44.

54. *Ambrosi A., Shi R.R.S., Webster R.D.* 3D-printing for electrolytic processes and electrochemical flow systems // *Journal of Materials Chemistry A*. – 2020. – Vol. 8 (42). – P. 21902–21929. – DOI: 10.1039/D0TA07939A.

55. *Forner-Cuenca A., Brushett F.R.* Engineering porous electrodes for next-generation redox flow batteries: recent progress and opportunities // *Current Opinion in Electrochemistry*. – 2019. – Vol. 18. – P. 113–122. – DOI: 10.1016/j.coelec.2019.11.002.

56. *Haverkort J.* A theoretical analysis of the optimal electrode thickness and porosity // *Electrochimica*

Acta. – 2019. – Vol. 295. – P. 846–860. – DOI: 10.1016/j.electacta.2018.10.065.

57. Roy T., Salazar de Troya M.A., Beck V.A. LLNL/TOPE: topology optimization for porous electrodes // Zenodo. – 2022. – DOI: 10.5281/zenodo.6366849.

58. Topology optimization for the design of porous electrodes / T. Roy, M.A. Salazar de Troya, M.A. Worsley, V.A. Beck // Structural and Multi-disciplinary Optimization. – 2022. – Vol. 65. – Art. 171. – DOI: 10.1007/s00158-022-03249-2.

59. 3D microstructure design of lithium-ion battery electrodes assisted by X-ray nano-computed tomography and modelling / X. Lu, A. Bertei, D.P. Finegan, C. Tan, S.R. Daemi, J.S. Weaving, K.B. O'Regan, T.M.M. Heenan, G. Hinds, E. Kendrick, D.J.L. Brett, P.R. Shearing // Nature Communications. – 2020. – Vol. 11. – DOI: 10.1038/s41467-020-15811-x.

60. Park S.H., Goodall G., Kim W.S. Perspective on 3D-designed micro-supercapacitors // Materials & Design. – 2020. – Vol. 193. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108797.

61. Strategies and challenge of thick electrodes for energy storage: A review / J. Zheng, G. Xing, L. Jin, Y. Lu, N. Qin, S. Gao, J. Zheng // Batteries. – 2023. – Vol. 9 (3). – DOI: 10.3390/batteries9030151.

62. Goigana M., Elkaseer A. Self-flushing in EDM drilling of Ti6Al4V using rotating shaped electrodes // Materials. – 2019. – Vol. 12 (6). – DOI: 10.3390/ma12060989.

63. Insight into various casting material selections in rapid investment casting for making EDM electrodes / T.T. Nguyen, V.-T. Nguyen, V.T. Tran, A.T. Le, T.D. Nguyen, Q.D. Huynh, M.T. Ho, M.P. Dang, H.G. Le, V.T.T. Nguyen // Micromachines. – 2025. – Vol. 16 (5). – DOI: 10.3390/mi16050595.

64. A critical insight into the use of FDM for production of EDM electrode / A. Equbal, M.I. Equbal, I.A. Badruddin, A.A. Algahtani // Alexandria Engineering Journal. – 2022. – Vol. 61 (5). – P. 4057–4066. – DOI: 10.1016/j.aej.2021.09.033.

65. Equbal A., Equbal M.I., Sood A.K. An investigation on the feasibility of fused deposition modelling process in EDM electrode manufacturing // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2019. – Vol. 26. – P. 10–25. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2019.07.001.

66. Khan M., Rao P.S., Pabla B.S. On the use of copper tool developed by Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) process for electrical discharge machining // E3S Web of Conferences. – 2023. – Vol. 455. – DOI: 10.1051/e3sconf/202345502014.

67. Purwar U., Javed A., Vidya S. A review on research aspects and trends in rapid prototyping and tooling assisted investment casting // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 46 (11). – P. 6704–6707. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.04.172.

68. Innovative electrode tool manufacturing methods for electrode discharge machining / M. Sugavaneswaran, R.A. John, H. Bhagywani, V. Wilson, J. Swaminathan, S. Selvaraj // Artificial Intelligence in Material Science. – Boca Raton: CRC Press, 2024. – P. 81–107. – DOI: 10.1201/9781003452515-5.

69. Significance of the powder metallurgy approach and its processing parameters on the mechanical behavior of magnesium-based materials / S. Sharma, S. Gajević, L. Sharma, D.G. Mohan, Y. Sharma, M. Radojković, B. Stojanovic // Nanomaterials. – 2025. – Vol. 15 (2). – DOI: 10.3390/nano15020092.

70. A review of electrode manufacturing methods for electrical discharge machining: current status and future perspectives for surface alloying / E. Garba, A.M. Abdul-Rani, N.A. Yunus, A.A.A. Aliyu, I.A. Gul, M. Al-Amin, R.A. Aliyu // Machines. – 2023. – Vol. 11 (9). – DOI: 10.3390/machines11090906.

71. Sundaram C., Sivasubramanian R., Sivakumar M. Development of new metal matrix composite electrodes for electrical discharge machining through powder metallurgy process // Carbon – Science and Technology. – 2014. – Vol. 6 (4). – P. 34–40.

72. Investigation of controlled microrelief formation on products obtained by selective laser melting using copy-penetrating electro-erosion processing / T.R. Ablyaz, E.S. Shlykov, K.R. Muratov, V.B. Blokhin, I.V. Osinnikov, V.V. Shiryaev // Russian Engineering Research. – 2024. – Vol. 44 (12). – P. 1823–1826. – DOI: 10.3103/S1068798X24703076.

73. Equbal A., Equbal M.I., Sood A.K. PCA-based desirability method for dimensional improvement of part extruded by fused deposition modeling technology // Progress in Additive Manufacturing. – 2019. – Vol. 4 (3). – P. 269–280. – DOI: 10.1007/s40964-018-00072-4.

74. Evaluating machining performance of acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) based electrical discharge machining (EDM) electrodes fabricated by fused deposition modelling (FDM) followed by a novel metallization method / A. Equbal, S. Ahmad, I. Badruddin, Z. Khan, S. Kamangar, J. Syed // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2023. – Vol. 238 (2). – P. 209–222. – DOI: 10.1177/09544054221151093.

75. Shirbhate N.J., Vinchurkar S.M., Borade A.B. FDM technology for EDM electrode fabrication: progress, prospects, and perspectives // International Journal of Mechanical Engineering. – 2024. – Vol. 11 (9). – P. 11–27. – DOI: 10.14445/23488360/IJME-V11I9P102.

76. Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion: An overview of single- and multi-track melt pools for process optimization / J. Wang, R. Zhu, Y. Liu, L. Zhang // Advanced Powder



Materials. – 2023. – Vol. 2 (4). – DOI: 10.1016/j.apmate.2023.100137.

77. Electric discharge machining – A potential choice for surface modification of metallic implants for orthopedic applications: a review / C. Prakash, H.K. Kansal, B. Pabla, S. Puri, A. Aggarwal // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2016. – Vol. 230 (2). – P. 331–353. – DOI: 10.1177/0954405415579113.

78. *Fefar S.D., Karajagikar M.J.S.* Study and analysis of metallized electrode fabricated with FDM rapid prototyping technique for electro discharge machining (EDM) // Proceedings of the 5th International & 26th All India Manufacturing Technology Design and Research Conference (AIMTDR 2014). – 2014. – P. 37–42.

79. Surface modification of strenx 900 steel using electrical discharge alloying process with Cu-10Ni-Cr_x powder metallurgy sintered electrode / S. Sridhar, S.V. Valeti, V. Koti, S. Sathish, R.R. Chand, N.S. Sivakumar, M. Mahesh., R. Subbiah, G. Vee-rappan // Materials Research. – 2022. – Vol. 25. – DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2021-0390.

80. *Danade U.A., Londhe S.D., Metkar R.M.* Machining performance of 3D-printed ABS electrode coated with copper in EDM // Rapid Prototyping Journal. – 2019. – Vol. 25 (7). – P. 1224–1231. – DOI: 10.1108/RPJ-11-2018-0297.

81. *Dürr H., Pilz R., Eleser N.S.* Rapid tooling of EDM electrodes by means of selective laser sintering // Computers in Industry. – 1999. – Vol. 39 (1). – P. 35–45. – DOI: 10.1016/S0166-3615(98)00123-7.

82. Performance of sinking EDM electrodes made by selective laser sintering technique / F.L. Amorim, A. Lohrengel, N. Müller, G. Schäfer, T. Czelusniak // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 65 (9–12). – P. 1423–1428. – DOI: 10.1007/s00170-012-4267-0.

83. Electro-discharge machining using copper-coated additively-manufactured AlSi10Mg electrodes / A. Sahu, S. Mahapatra, A. Patterson, M. Leite, P. Peças, Y. Singh, S. Sahoo // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications. – 2024. – Vol. 239 (8). – P. 1462–1471. – DOI: 10.1177/14644207241293919.

84. A study in EDM electrode manufacturing using additive manufacturing / R. Mohije, H. Titre, V. Gohil, D.B. Meshram // Materials Today: Proceedings. – 2023. – DOI: 10.1016/j.matpr.2023.01.044.

85. *Amorim F.L., Czelusniak T., Higa C.F.* Producing sinking EDM electrodes using selective laser sintering technique // 7th Brazilian Congress on Manufacturing Engineering. – Penedo, Brazil, 2013. – P. 1–10.

86. *Torres A., Luis C.J., Puertas I.* Analysis of the influence of EDM parameters on surface finish, material removal rate, and electrode wear of an INCONEL

600 alloy // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 80 (1–4). – P. 123–140. – DOI: 10.1007/s00170-015-6974-9.

87. A study on the SLS manufacturing and experimenting of TiB₂-CuNi EDM electrodes / F.L. Amorim, A. Lohrengel, G. Schäfer, T. Czelusniak // Rapid Prototyping Journal. – 2013. – Vol. 19 (6). – P. 418–429. – DOI: 10.1108/RPJ-03-2012-0019.

88. Development and application of new composite materials as EDM electrodes manufactured via selective laser sintering / T. Czelusniak, F.L. Amorim, C.F. Higa, A. Lohrengel // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2014. – Vol. 72 (9). – P. 1503–1512. – DOI: 10.1007/s00170-014-5765-z.

89. *Harris R.A., Hague R.J.M., Dickens P.M.* The structure of parts produced by stereolithography injection mould tools and the effect on part shrinkage // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2004. – Vol. 44 (1). – P. 59–64. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2003.08.007.

90. *Harris R.A., Newlyn H.A., Dickens P.M.* Part shrinkage anomalies from stereolithography injection mould tooling // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2003. – Vol. 43 (9). – P. 879–887. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00080-4.

91. *Noguchi H., Nakagawa T.* Manufacturing of high precision forming tool transferred from laser stereolithography models by powder casting method // Computers in Industry. – 1999. – Vol. 39 (1). – P. 55–60.

92. *Chan S.F., Law C.K., Wong T.T.* Re-engineering the roto-casting mould making process // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 139 (1–3). – P. 527–534. – DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00532-6.

93. *Leu M.C., Yang B., Yao W.* Feasibility study of EDM tooling using metalized stereolithography models // Society of Manufacturing Engineers (SME) Engineering Technical Paper. MR98-180. – SME, 1998. – P. 1–6.

94. *Jensen K.L., Hovtun R.* Making electrodes for EDM with rapid prototyping // 2nd European Conference of Rapid Prototyping. – University of Nottingham, 1993. – P. 221–233.

95. A review on additively manufactured electrodes for use in electro-discharge process / E. Garba, A. Majdi, A. Azeez, A.A. Aliyu, I. Gul, R. Aliyu // Journal of Electrical Systems. – 2024. – Vol. 20 (10s). – P. 6919–6930.

96. Electrical discharge machining by rapid tools prepared by micro stereo-lithography process with copper metallization / A. Sahu, S. Mahapatra, A. Martin, A. Schubert, M. Leite, P. Peças // Scientific Reports. – 2025. – Vol. 15. – Art. 22667. – DOI: 10.1038/s41598-025-07020-7.

97. Identifying adhesion characteristics of metal-polymer interfaces: Recent advances in the case of electroplated acrylonitrile butadiene styrene /

A. Yudhanto, X. Li, R. Tao, R. Melentiev, G. Lubineau // *Materials Today Communications*. – 2023. – Vol. 35. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106218.

98. Mandal P., Chatterjee S., Chakraborty S. Bi-objective optimization of an EDM process with Cu-MWCNT composite tool using single-valued neutrosophic grey relational analysis // *World Journal of Engineering*. – 2025. – Vol. 22 (3). – P. 472–481. – DOI: 10.1108/WJE-10-2023-0443.

99. Constructing antibacterial responsive multi-functionalized agent CSA13 loaded on a hydroxyapatite-TiO₂ nanotube network / S. Swain, M. Pradhan, S. Das, T. Rautray // *Materials Chemistry and Physics*. – 2025. – Vol. 333. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2024.130337.

100. Wang L.-N., Luo J.-L. Preparation of hydroxyapatite coating on CoCrMo implant using an effective electrochemically-assisted deposition pretreatment // *Materials Characterization*. – 2011. – Vol. 62 (11). – P. 1076–1086. – DOI: 10.1016/j.matchar.2011.08.002.

101. Anil D., Çoğun C. Performance of copper-coated stereolithographic electrodes with internal cooling channels in electric discharge machining (EDM) // *Rapid Prototyping Journal*. – 2008. – Vol. 14. – P. 202–212. – DOI: 10.1108/13552540810896157.

102. Equbal A., Sood A.K. Problems and challenges in EDM electrode fabrication using RP: A critical review // *World Applied Sciences Journal*. – 2013. – Vol. 28. – P. 1127–1133. – DOI: 10.5829/idosi.wasj.2013.28.08.1461.

103. Reddy G.K., Esanakula J.R. Optimization of operating parameters of wire EDM using design of experiments criteria // *International Conference on Self Sustainable Artificial Intelligence Systems (ICSSAS)*, Erode, India. – IEEE, 2023. – P. 1504–1509. – DOI: 10.1109/ICSSAS57918.2023.10331679.

104. Residual stress and its modification strategies in the surface/sub-surface layer of components machined by electrical discharge machining: a review / X. Duan, K. Saxena, J. Wang, M.H. Arshad, I. Ayesta, Y. Wang, D. Reynaerts, X. Yang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2025. – Vol. 139. – P. 41–58. – DOI: 10.1007/s00170-025-15861-9.

105. Improving the performance of EDM through relief-angled tool designs / N. Mufti, M. Rafaqat, N. Ahmed, M. Saleem, A. Hussain, A. Al-Ahmari // *Applied Sciences*. – 2020. – Vol. 10 (7). – Art. 2432. – DOI: 10.3390/app10072432.

106. Review on characterization, impacts and optimization of EDM parameters on composite structure in additive manufacturing / L. Selvarajan, K. Venkataramanan, K.P. Srinivasa Perumal, S. Alghanmi, S. Paulraj, V. Ellappan, K. Venkatesh, B. Choudhury, S. Jayamurugan, G. Sakthivel, N. Kasthuri // *Progress in Additive Manufacturing*. – 2025. – Vol. 10. – P. 4573–4624. – DOI: 10.1007/s40964-024-00907-3.

107. Kumar P., Shekhar A., Yadav S.K.S. Experimental analysis of electrical discharge drilling (EDD) of carbon-carbon composite // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 22. – P. 3106–3115. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.447.

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



Modern methods of manufacturing of complex-profile electrode-tools for electrical discharge machining: a literature review

Timur Ablyaz^a, Ilya Osinnikov^b, Evgeniy Shlykov^{c,*}, Karim Muratov^d, Vladimir Blokhin^e

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-6607-4692>, lowrider11-13-11@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0006-4478-3803>, ilyuhaosinnikov@bk.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0001-8076-0509>, Kruspert@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-7612-8025>, Karimur_80@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0009-2693-6580>, warkk98@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 June 2025

Revised: 04 July 2025

Accepted: 09 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Experimental production
 Electrical discharge machining
 Tool electrode
 Tool electrode configuration
 Fabrication methods
 Additive methods
 Rapid prototyping technologies
 Investment casting
 Powder metallurgy

ABSTRACT

Introduction. Pilot production plays an important role in modern mechanical engineering. Copy-piercing electrical discharge machining (CPEDM) technology has become widespread in machining pilot parts manufactured in flexible production flows. Manufacturing tool-electrodes (TE) is one of the main stages of the CPEDM technological cycle. **Purpose of the work.** Review of existing studies of modern methods of manufacturing tool-electrodes for electrical discharge machining. **Research methods.** A literature review of studies in the field of electrical discharge machining devoted to tool-electrodes, carried out mainly over the past 20 years, is presented. Various configurations of structural elements machined using CPEDM technology, as well as TE configurations for their machining, are described. The dependences of the influence of the geometric parameters of the simplest TE configurations on the output parameters of CPEDM are shown. The main groups of TE manufacturing methods are identified. The limitations, advantages, and disadvantages of alternative methods to traditional ones are described. The main trends in the development of modern TE manufacturing methods are revealed. **Results and discussion.** Based on the literature review of modern research in the field of electrical discharge machining, current trends in the development of tool-electrode configurations are presented, and problems in the manufacture of complex-shaped tool-electrodes using traditional methods are identified. It has been established that among the alternative methods for manufacturing tool-electrodes, investment casting, powder metallurgy, and additive methods are of greatest interest to modern scientists. It has been shown that each method has its own advantages and disadvantages, confirmed by a number of studies. The following current areas of development of complex-shaped tool-electrodes and methods for their manufacture are highlighted: topological optimization of tool-electrodes, use of modern high-tech casting methods; expansion of the range of tool-electrodes materials with improved electrical discharge properties; optimization of powder metallurgy modes, FDM printing, and selective laser melting; increasing the thickness and quality of tool-electrodes coatings obtained using rapid prototyping technologies.

For citation: Ablyaz T.R., Osinnikov I.V., Shlykov E.S., Muratov K.R., Blokhin V.B. Modern methods of manufacturing of complex-profile electrode-tools for electrical discharge machining: a literature review. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 148–179. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-148-179. (In Russian).

References

1. Egorova A.O. Konkurentnye strategii predpriyatii mashinostroeniya: sovremennaya rossiiskaya praktika [Mechanical engineering enterprises' competitive strategies: present-day Russian practice]. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii. Regional'noe prilozhenie = Modern High Technologies. Regional Application*, 2013, no. 2 (34), pp. 45–51.
2. Gunina I.A., Savich Y.A. K voprosu o problemakh povysheniya konkurentosposobnosti mashinostroitel'nykh predpriyatii [The questions about the problems of increase of the competitiveness of machine-building enterprise]. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Voronezh State Technical University*, 2017, vol. 13, no. 2, pp. 136–140.

* Corresponding author

Shlykov Evgeniy S., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Perm National Research Polytechnic University,
 29 Komsomolsky prospekt,
 614990, Perm, Russian Federation
 Tel.: +7 961 759-88-49, e-mail: Kruspert@mail.ru

3. Sergeev A.A. Konkurentosposobnost' mashinostroeniya: real'nost' i perspektivy [Competitiveness of mechanical engineering: reality and prospects]. *Ekonomika. Nalogi. Pravo = Economics, Taxes & Law*, 2014, no. 5, pp. 44–49. (In Russian).
4. Golovikhin S.A., Danilkin V.A. [Formation of demand for high-tech engineering products by ensuring competitive advantages]. *Reformirovanie sistemy upravleniya na sovremennom predpriyatii* [Reforming the management system at a modern enterprise]. Collection of conference materials. Penza, MNITS Publ., 2003, pp. 29–30. (In Russian).
5. Samochkin V.N. Zakonomernost' gibkogo razvitiya mashinostroitel'nogo predpriyatiya kak osnova ego konkurentosposobnosti [Principle of flexible development of machine-building enterprise as a basis for its competitiveness]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Ekonomicheskie i yuridicheskie nauki = News of the Tula State University. Economic and Legal Sciences*, 2017, no. 4-1, pp. 236–241.
6. Shiryayeva Yu.S., Oranova M.V. Sovremennyy vzglyad na opytnoe proizvodstvo i mekhanizm upravleniya im na promyshlennom predpriyatii [Modern views of experimental production and the mechanism of its management at an industrial enterprise]. *Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo = Vestnik of Lobachevsky State University of Nizhni Novgorod*, 2007, no. 6, pp. 197–200.
7. Feoktistov A.N., Feoktistov K.A., Masyukov A.A. Innovatsionnye podkhody k tekhnologicheskoi podgotovke proizvodstva v usloviyakh opytного proizvodstva samoletov [Innovative approaches to technological preparation of production in the conditions of pilot production of aircraft]. *Nauka, tekhnika i obrazovanie = Science, technology and education*, 2024, no. 4 (96), pp. 16–21.
8. Fokina D.A., Dzhamay E.V., Zinchenko A.S. Gibkie proizvodstvennye sistemy kak osnova innovatsionnogo razvitiya promyshlennykh predpriyatii [Flexible production systems as the basis for innovative development of industrial enterprises]. *Vestnik Gosudarstvennogo universiteta prosveshcheniya. Seriya: Ekonomika = Bulletin of the State University of Education. Series: Economics*, 2024, no. 2, pp. 113–121. DOI: 10.18384/2949-5024-2024-2-113-121.
9. Kuzhanbaev R.T. Osobennosti planirovaniya i upravleniya mul'tiseriynym proizvodstvom [Features of planning and management of multi-series production]. *Vestnik evraziiskoi nauki = The Eurasian Scientific Journal*, 2019, vol. 11, no. 6, p. 73. (In Russian).
10. Blom R.J. *Production and evaluation of rapid tooling for electric discharge machining using electroforming and spray metal deposition techniques*. Master thesis. Queensland, Queensland University of Technology, 2005. 169 p.
11. 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.
12. Vijayan V., Saju K.K. A comprehensive review of performance improvement in electrical discharge machining and future research scopes: Enhancing performance through cutting-edge technologies. *Johnson Matthey Technology Review*, 2025, vol. 69 (3), pp. 358–377. DOI: 10.1595/205651325X17309868513523.
13. Mitryushin E.A., Morgunov Yu.A., Saushkin S.B. Unifitsirovannye tekhnologii izgotovleniya shtampov s primeneniem elektrofizicheskikh metodov obrabotki [Unified technologies for manufacturing stamps using electrophysical processing methods]. *Metalloobrabotka = Metalworking*, 2010, no. 2 (56), pp. 42–45. (In Russian).
14. Timoshchenko V.A. Ispol'zovanie elektroerozionnogo legirovaniya v komplekse mer povysheniya iznosostoikosti razdelitel'nykh shtampov [The use of electroerosion alloying in a complex of measures to increase the wear resistance of dividing stamps]. *Elektronnaya obrabotka materialov = Electronic Processing of Materials*, 2000, no. 4, pp. 12–16. (In Russian).
15. Khan M.Y., Rao P.S. Electrical discharge machining: Vital to manufacturing industries. *International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering*, 2019, vol. 8 (11), pp. 1516–1520. DOI: 10.35940/ijitee.K1516.0981119.
16. Das S., Paul S., Doloi B. Feasibility assessment of some alternative dielectric mediums for sustainable electrical discharge machining: a review work. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2020, vol. 42 (148), pp. 1–21. DOI: 10.1007/s40430-020-2238-1.
17. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R., Zhurin A.V. Study of the EDM process of bimetallic materials using a composite electrode tool. *Materials*, 2022, vol. 15 (3). DOI: 10.3390/ma15030750.
18. Schulze V., Ruhs C. On-machine measurement for the micro-EDM-milling process using a confocal white-light sensor. *Proceedings of the 10th International Conference of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology (EUSPEN)*. Delft, 2010, vol. 2, pp. 37–40.

19. Livshits A.L., Rosh A., eds. *Elektroerozionnaya i elektrokhimicheskaya obrabotka: raschet, proektirovanie, izgotovlenie i primeneniye elektrodov-instrumentov*. V 2 ch. Ch. 1. *Elektroerozionnaya obrabotka* [Electroerosive and electrochemical processing: Calculation, design, manufacture and application of electrode-tools. In 2 pt. Pt. 1: Electroerosive processing]. Moscow, 1980. 224 p. (In Russian).
20. Zhang X., Bai X., Yang T., Li L. Interaction of machining parameters on MRR of sintered NdFeB processed by EDM-milling. *Applied Sciences*, 2025, vol. 15 (9). DOI: 10.3390/app15094897.
21. Uhlmann E., Polte M., Yabroudi S. Novel advances in machine tools, tool electrodes and processes for high-performance and high-precision EDM. *Procedia CIRP*, 2022, vol. 113, pp. 611–635. DOI: 10.1016/j.procir.2022.10.080.
22. Zeng K., Wu X., Jiang F., Shen J., Zhu L., Wen Q., Li H. The non-traditional and multi-energy field hybrid machining processes of cemented carbide: a comprehensive review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 133, pp. 3561–3592. DOI: 10.1007/s00170-024-13791-6.
23. Priyadarshini M., Pradhan S., Barua A., Behera A., Kanchan S. Experimental analysis of wire-EDM on sub-cooled low-carbon tool steel using hybrid MARCOS method and honey badger algorithm. *Surface Review and Letters*, 2023, vol. 31 (2). DOI: 10.1142/S0218625X24500495.
24. Khan A., Ali M., Haque M.M. A study of electrode shape configuration on the performance of die sinking EDM. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 2009, vol. 4 (1), pp. 19–23.
25. Yamaguchi A., Okada A., Miyake T. Development of curved hole drilling method by EDM with suspended ball electrode – optimization of suspending parts structure and possibility of curved hole drilling. *Seimitsu Kogaku Kaishi = Journal of the Japan Society for Precision Engineering*, 2015, vol. 81 (5), pp. 435–440. DOI: 10.2493/jjspe.81.435.
26. Shah J. Optimization of process parameters for AISI 304 using micro-EDM drilling process: A review. *Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 2024, vol. 13 (1), pp. 26–37.
27. Kumar D., Pathak V., Singh R., Dikshit M. A comprehensive review on powder mixed electrical discharge machining: advances in dielectric enhancement and machining efficiency. *Discover Applied Sciences*, 2025, vol. 7 (1). DOI: 10.1007/s42452-025-07365-8.
28. Puertas-Arbizu I., Salvade-González U., Luis-Pérez C. Study of spacing surface roughness parameters and proposal of a wear behaviour criterion in die-sinking EDM of cobalt-bonded tungsten carbide. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 139, pp. 1–13. DOI: 10.1007/s00170-025-16091-9.
29. Paswan K., Sharma S., Li C., Mohammed K., Kumar A., Abbas M., Tag-Eldin E. Unravelling the analysis of electrical discharge machining process parameters, microstructural morphology, surface integrity, recast layer formation, and material properties: A comparative study of aluminum, brass, and Inconel 617 materials. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 27, pp. 2881–2902. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.11.186.
30. Li C., Zhang B., Li Y., Tong H., Ding S., Wang Z., Zhao L. Self-adjusting EDM/ECM high speed drilling of film cooling holes. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 262, pp. 95–103. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.06.026.
31. Mao X., de Almeida S., Mo J., Ding S. The state of the art of electrical discharge drilling: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121 (7–8), pp. 4919–4950. DOI: 10.1007/s00170-022-09549-7.
32. Chuvaree S., Kanlayasiri K. Effects of side flushing and multi-aperture inner flushing on characteristics of electrical discharge machining macro deep holes. *Metals*, 2021, vol. 11 (1). DOI: 10.3390/met11010148.
33. Karim M.A., Jahan M.P. Electrical discharge machining technologies in the aerospace industry. *Modern Manufacturing Processes for Aircraft Materials*. Elsevier, 2024, pp. 171–226. DOI: 10.1016/B978-0-323-95318-4.00007-0.
34. Kumar R., Singh I. Productivity improvement of micro EDM process by improvised tool. *Precision Engineering*, 2018, vol. 51, pp. 529–535. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2017.10.008.
35. Uhlmann E., Polte M., Yabroudi S., Gerhard N., Sakharova E., Thißen K., Penske W. Helical electrodes for electro-discharge drilling: experimental and CFD-based analysis of the influence of internal and external flushing geometries on the process characteristics. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7 (6). DOI: 10.3390/jmmp7060217.
36. Jamkamon K., Janmanee P. Improving machining performance for deep hole drilling in the electrical discharge machining process using a step cylindrical electrode. *Applied Sciences*, 2021, vol. 11 (5). DOI: 10.3390/app11052084.

37. Sahoo A., Mishra D. Experimental characteristic evaluation of micro hole EDM drilling of $\text{Ni}_{51.58}\text{Ti}_{48.34}$ alloy with copper electrode and response optimization using GRG assisted with GA. *Journal of Engineering and Applied Science*, 2024, vol. 71 (1), pp. 1–22. DOI: 10.1186/s44147-024-00447-1.
38. Hu G., Fu F., Zhang S., Gao W., Zhang J., Wang J. High speed short electric arc deep hole drilling experimental study based on tube electrode. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 139, pp. 1087–1103. DOI: 10.1007/s00170-025-15827-x.
39. Jamkamon K., Kumkoon P., Chuvaree S. Influence of electrical parameters on the machining performance in the small hole drilling by EDM process. *Solid State Phenomena*, 2023, vol. 349, pp. 33–39. DOI: 10.4028/p-CtB8KO.
40. Ji R., Liu Y., Zhang Y., Wang F. Machining performance of silicon carbide ceramic in end electric discharge milling. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2011, vol. 29 (1), pp. 117–122. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2010.09.001.
41. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Osinnikov I.V., et al. *Ustroistvo dlya elektroerozionnoi proshivki otverstiya elektrod-instrumentom* [Device for electrical discharge piercing of a hole with an electrode-tool]. Patent RF, no. 2802609, 2023. (In Russian).
42. Makireddi D., Puri Y., Ghuge V. Development of crank-connecting rod attachment for electric discharge machining of curved holes. *Advances in Mechanical Engineering*. Singapore, Springer, 2021, pp. 777–783. DOI: 10.1007/978-981-15-3639-7_93.
43. Okada A., Yamaguchi A., Ota K. Improvement of curved hole EDM drilling performance using suspended ball electrode by workpiece vibration. *CIRP Annals*, 2017, vol. 66 (1), pp. 189–192. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.04.125.
44. Yamaguchi A., Inaba Y., Shiraga S., Okada A. Development of curved hole drilling method by EDM with suspended ball electrode-improvement in shape accuracy of bending holes using foil supporting guide. *Seimitsu Kogaku Kaishi = Journal of the Japan Society for Precision Engineering*, 2021, vol. 87 (5), pp. 461–466. DOI: 10.2493/jjspe.87.461.
45. Inaba Y., Li S., Yamaguchi A., Okada A. Fundamental study on internal space forming by EDM. *Procedia CIRP*, 2020, vol. 95, pp. 215–219. DOI: 10.1016/j.procir.2020.01.156.
46. Hsue A.W.J., Pan Y.D., Lu L.W. A novel string-bead EDM mechanism for dressing of the conformal cooling channel fabricated by the SLM-additive manufacture. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 2020 (1). DOI: 10.1088/1742-6596/2020/1/012035.
47. Grzesik W., Ruszaj A. Physical fundamentals of conventional and unconventional machining processes. Grzesik W., Ruszaj A. *Hybrid manufacturing processes*. Cham, Springer, 2021, pp. 35–60. DOI: 10.1007/978-3-030-77107-2_4.
48. Singh K., Singh K., Khan M. Investigation and optimization of process parameters in the electrical discharge machining process for Inconel 660 using response surface methodology. *Future Technology*, 2025, vol. 4, pp. 22–29. DOI: 10.55670/fptl.futech.4.2.3.
49. Ablyaz T.R., Blokhin V.B., Shlykov E.S., Muratov K.R., Osinnikov I.V. Features of the use of tool electrodes manufactured by additive technologies in electrical discharge machining of products. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 135–148. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-135-148.
50. Lozhkin D.V., Maksimov P.V. Topological optimization of a part taking into account technological constraints. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1100 (1). DOI: 10.1088/1757-899x/1100/1/012036.
51. Dagld'yan A.O., Lozhkin D.V., Maksimov P.V. Metodologiya topologicheskoi optimizatsii izdelii s yacheistymi strukturami [Methodology of topological optimization of products with cellular structures]. *Nauchno-tekhnicheskii vestnik Povolzh'ya = Scientific and Technical Volga region Bulletin*, 2022, no. 12, pp. 41–44.
52. Lozhkin D.V., Maksimov P.V. [Designing lightweight products based on topological optimization methods]. *Matematika i mezhdistsiplinarne issledovaniya – 2021* [Mathematics and Interdisciplinary Research – 2021]. Proceedings of the All-Russian Scientific and Practical Conference of Young Scientists with International Participation. Perm, 2021, pp. 76–80. (In Russian).
53. Maksimov P.V., Fetisov K.V., Kurchev A.I., Belousov A.S. Ispol'zovanie topologicheskoi optimizatsii i setchatykh mikrostruktur v proektirovani detalei dlya additivnogo proizvodstva [Topology optimization and lattice microstructures in the design of parts for additive manufacturing]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2021, no. 2, pp. 38–44. (In Russian).
54. Ambrosi A., Shi R.R.S., Webster R.D. 3D-printing for electrolytic processes and electrochemical flow systems. *Journal of Materials Chemistry A*, 2020, vol. 8 (42), pp. 21902–21929. DOI: 10.1039/D0TA07939A.

55. Forner-Cuenca A., Brushett F.R. Engineering porous electrodes for next-generation redox flow batteries: recent progress and opportunities. *Current Opinion in Electrochemistry*, 2019, vol. 18, pp. 113–122. DOI: 10.1016/j.coelec.2019.11.002.
56. Haverkort J. A theoretical analysis of the optimal electrode thickness and porosity. *Electrochimica Acta*, 2019, vol. 295, pp. 846–860. DOI: 10.1016/j.electacta.2018.10.065.
57. Roy T., Salazar de Troya M.A., Beck V.A. LLNL/TOPE: topology optimization for porous electrodes. *Zenodo*, 2022. DOI: 10.5281/zenodo.6366849.
58. Roy T., Salazar de Troya M.A., Worsley M.A., Beck V.A. Topology optimization for the design of porous electrodes. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 2022, vol. 65, art. 171. DOI: 10.1007/s00158-022-03249-2.
59. Lu X., Bertei A., Finegan D.P., Tan C., Daemi S.R., Weaving J.S., O'Regan K.B., Heenan T.M.M., Hinds G., Kendrick E., Brett D.J.L., Shearing P.R. 3D microstructure design of lithium-ion battery electrodes assisted by X-ray nano-computed tomography and modelling. *Nature Communications*, 2020, vol. 11. DOI: 10.1038/s41467-020-15811-x.
60. Park S.H., Goodall G., Kim W.S. Perspective on 3D-designed micro-supercapacitors. *Materials & Design*, 2020, vol. 193. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108797.
61. Zheng J., Xing G., Jin L., Lu Y., Qin N., Gao S., Zheng J. Strategies and challenge of thick electrodes for energy storage: A review. *Batteries*, 2023, vol. 9 (3). DOI: 10.3390/batteries9030151.
62. Goigana M., Elkaseer A. Self-flushing in EDM drilling of Ti6Al4V using rotating shaped electrodes. *Materials*, 2019, vol. 12 (6). DOI: 10.3390/ma12060989.
63. Nguyen T.T., Nguyen V.-T., Tran V.T., Le A.T., Nguyen T.D., Huynh Q.D., Ho M.T., Dang M.P., Le H.G., Nguyen V.T.T. Insight into various casting material selections in rapid investment casting for making EDM electrodes. *Micromachines*, 2025, vol. 16 (5). DOI: 10.3390/mi16050595.
64. Equbal A., Equbal M.I., Badruddin I.A., Algahtani A.A. A critical insight into the use of FDM for production of EDM electrode. *Alexandria Engineering Journal*, 2022, vol. 61 (5), pp. 4057–4066. DOI: 10.1016/j.aej.2021.09.033.
65. Equbal A., Equbal M.I., Sood A.K. An investigation on the feasibility of fused deposition modelling process in EDM electrode manufacturing. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2019, vol. 26, pp. 10–25. DOI: 10.1016/j.cirpj.2019.07.001.
66. Khan M., Rao P.S., Pabla B.S. On the use of copper tool developed by Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) process for electrical discharge machining. *E3S Web of Conferences*, 2023, vol. 455. DOI: 10.1051/e3sconf/202345502014.
67. Purwar U., Javed A., Vidya S. A review on research aspects and trends in rapid prototyping and tooling assisted investment casting. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46 (11), pp. 6704–6707. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.04.172.
68. Sugavaneswaran M., John R.A., Bhagywani H., Wilson V., Swaminathan J., Selvaraj S. Innovative electrode tool manufacturing methods for electrode discharge machining. *Artificial Intelligence in Material Science*. Boca Raton, CRC Press, 2024, pp. 81–107. DOI: 10.1201/9781003452515-5.
69. Sharma S., Gajević S., Sharma L., Mohan D.G., Sharma Y., Radojković M., Stojanovic B. Significance of the powder metallurgy approach and its processing parameters on the mechanical behavior of magnesium-based materials. *Nanomaterials*, 2025, vol. 15 (2). DOI: 10.3390/nano15020092.
70. Garba E., Abdul-Rani A.M., Yunus N.A., Aliyu A.A.A., Gul I.A., Al-Amin M., Aliyu R.A. A review of electrode manufacturing methods for electrical discharge machining: current status and future perspectives for surface alloying. *Machines*, 2023, vol. 11 (9). DOI: 10.3390/machines11090906.
71. Sundaram C., Sivasubramanian R., Sivakumar M. Development of new metal matrix composite electrodes for electrical discharge machining through powder metallurgy process. *Carbon – Science and Technology*, 2014, vol. 6 (4), pp. 34–40.
72. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R., Blokhin V.B., Osinnikov I.V., Shiryaev V.V. Investigation of controlled microrelief formation on products obtained by selective laser melting using copy-penetrating electro-erosion processing. *Russian Engineering Research*, 2024, vol. 44 (12), pp. 1823–1826. DOI: 10.3103/S1068798X24703076.
73. Equbal A., Equbal M.I., Sood A.K. PCA-based desirability method for dimensional improvement of part extruded by fused deposition modeling technology. *Progress in Additive Manufacturing*, 2019, vol. 4 (3), pp. 269–280. DOI: 10.1007/s40964-018-00072-4.
74. Equbal A., Ahmad S., Badruddin I., Khan Z., Kamangar S., Syed J. Evaluating machining performance of acrylonitrile-butadiene-styrene (ABS) based electrical discharge machining (EDM) electrodes fabricated

by fused deposition modelling (FDM) followed by a novel metallization method. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2023, vol. 238 (2), pp. 209–222. DOI: 10.1177/09544054221151093.

75. Shirbhate N.J., Vinchurkar S.M., Borade A.B. FDM technology for EDM electrode fabrication: progress, prospects, and perspectives. *International Journal of Mechanical Engineering*, 2024, vol. 11 (9), pp. 11–27. DOI: 10.14445/23488360/IJME-V11I9P102.

76. Wang J., Zhu R., Liu Y., Zhang L. Understanding melt pool characteristics in laser powder bed fusion: An overview of single- and multi-track melt pools for process optimization. *Advanced Powder Materials*, 2023, vol. 2 (4). DOI: 10.1016/j.apmate.2023.100137.

77. Prakash C., Kansal H.K., Pabla B., Puri S., Aggarwal A. Electric discharge machining – A potential choice for surface modification of metallic implants for orthopedic applications: a review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2016, vol. 230 (2), pp. 331–353. DOI: 10.1177/0954405415579113.

78. Fefar S.D., Karajagikar M.J.S. Study and analysis of metallized electrode fabricated with FDM rapid prototyping technique for electro discharge machining (EDM). *Proceedings of the 5th International & 26th All India Manufacturing Technology Design and Research Conference (AIMTDR 2014)*, 2014, pp. 37–42.

79. Sridhar S., Valeti S.V., Koti V., Sathish S., Chand R.R., Sivakumar N.S., Mahesh M., Subbiah R., Veerappan G. Surface modification of strenx 900 steel using electrical discharge alloying process with Cu-10Ni-Cr_x powder metallurgy sintered electrode. *Materials Research*, 2022, vol. 25. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2021-0390.

80. Danade U.A., Londhe S.D., Metkar R.M. Machining performance of 3D-printed ABS electrode coated with copper in EDM. *Rapid Prototyping Journal*, 2019, vol. 25 (7), pp. 1224–1231. DOI: 10.1108/RPJ-11-2018-0297.

81. Dürr H., Pilz R., Eleser N.S. Rapid tooling of EDM electrodes by means of selective laser sintering. *Computers in Industry*, 1999, vol. 39 (1), pp. 35–45. DOI: 10.1016/S0166-3615(98)00123-7.

82. Amorim F.L., Lohrengel A., Müller N., Schäfer G., Czelusniak T. Performance of sinking EDM electrodes made by selective laser sintering technique. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65 (9–12), pp. 1423–1428. DOI: 10.1007/s00170-012-4267-0.

83. Sahu A., Mahapatra S., Patterson A., Leite M., Peças P., Singh Y., Sahoo S. Electro-discharge machining using copper-coated additively-manufactured AlSi10Mg electrodes. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2024, vol. 239 (8), pp. 1462–1471. DOI: 10.1177/14644207241293919.

84. Mohije R., Titre H., Gohil V., Meshram D.B. A study in EDM electrode manufacturing using additive manufacturing. *Materials Today: Proceedings*, 2023. DOI: 10.1016/j.matpr.2023.01.044.

85. Amorim F.L., Czelusniak T., Higa C.F. Producing sinking EDM electrodes using selective laser sintering technique. *7th Brazilian Congress on Manufacturing Engineering*. Penedo, Brazil, 2013, pp. 1–10.

86. Torres A., Luis C.J., Puertas I. Analysis of the influence of EDM parameters on surface finish, material removal rate, and electrode wear of an INCONEL 600 alloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 80 (1–4), pp. 123–140. DOI: 10.1007/s00170-015-6974-9.

87. Amorim F.L., Lohrengel A., Schäfer G., Czelusniak T. A study on the SLS manufacturing and experimenting of TiB₂-CuNi EDM electrodes. *Rapid Prototyping Journal*, 2013, vol. 19 (6), pp. 418–429. DOI: 10.1108/RPJ-03-2012-0019.

88. Czelusniak T., Amorim F.L., Higa C.F., Lohrengel A. Development and application of new composite materials as EDM electrodes manufactured via selective laser sintering. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 72 (9), pp. 1503–1512. DOI: 10.1007/s00170-014-5765-z.

89. Harris R.A., Hague R.J.M., Dickens P.M. The structure of parts produced by stereolithography injection mould tools and the effect on part shrinkage. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2004, vol. 44 (1), pp. 59–64. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2003.08.007.

90. Harris R.A., Newlyn H.A., Dickens P.M. Part shrinkage anomalies from stereolithography injection mould tooling. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003, vol. 43 (9), pp. 879–887. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00080-4.

91. Noguchi H., Nakagawa T. Manufacturing of high precision forming tool transferred from laser stereolithography models by powder casting method. *Computers in Industry*, 1999, vol. 39 (1), pp. 55–60.

92. Chan S.F., Law C.K., Wong T.T. Re-engineering the roto-casting mould making process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 139 (1–3), pp. 527–534. DOI: 10.1016/S0924-0136(03)00532-6.

93. Leu M.C., Yang B., Yao W. Feasibility study of EDM tooling using metalized stereolithography models. *Society of Manufacturing Engineers (SME) Engineering Technical Paper*. MR98-180. SME, 1998, pp. 1–6.

94. Jensen K.L., Hovtun R. Making electrodes for EDM with rapid prototyping. *2nd European Conference of Rapid Prototyping*. University of Nottingham, 1993, pp. 221–233.
95. Garba E., Majdi A., Azeez A., Aliyu A.A., Gul I., Aliyu R. A review on additively manufactured electrodes for use in electro-discharge process. *Journal of Electrical Systems*, 2024, vol. 20 (10s), pp. 6919–6930.
96. Sahu A., Mahapatra S., Martin A., Schubert A., Leite M., Peças P. Electrical discharge machining by rapid tools prepared by micro stereo-lithography process with copper metallization. *Scientific Reports*, 2025, vol. 15, art. 22667. DOI: 10.1038/s41598-025-07020-7.
97. Yudhanto A., Li X., Tao R., Melentiev R., Lubineau G. Identifying adhesion characteristics of metal-polymer interfaces: Recent advances in the case of electroplated acrylonitrile butadiene styrene. *Materials Today Communications*, 2023, vol. 35. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106218.
98. Mandal P., Chatterjee S., Chakraborty S. Bi-objective optimization of an EDM process with Cu-MWCNT composite tool using single-valued neutrosophic grey relational analysis. *World Journal of Engineering*, 2025, vol. 22 (3), pp. 472–481. DOI: 10.1108/WJE-10-2023-0443.
99. Swain S., Pradhan M., Das S., Rautray T. Constructing antibacterial responsive multi-functionalized agent CSA13 loaded on a hydroxyapatite-TiO₂ nanotube network. *Materials Chemistry and Physics*, 2025, vol. 333. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2024.130337.
100. Wang L.-N., Luo J.-L. Preparation of hydroxyapatite coating on CoCrMo implant using an effective electrochemically-assisted deposition pretreatment. *Materials Characterization*, 2011, vol. 62 (11), pp. 1076–1086. DOI: 10.1016/j.matchar.2011.08.002.
101. Anil D., Çoğun C. Performance of copper-coated stereolithographic electrodes with internal cooling channels in electric discharge machining (EDM). *Rapid Prototyping Journal*, 2008, vol. 14, pp. 202–212. DOI: 10.1108/13552540810896157.
102. Equbal A., Sood A.K. Problems and challenges in EDM electrode fabrication using RP: A critical review. *World Applied Sciences Journal*, 2013, vol. 28, pp. 1127–1133. DOI: 10.5829/idosi.wasj.2013.28.08.1461.
103. Reddy G.K., Esanakula J.R. Optimization of operating parameters of wire EDM using design of experiments criteria. *International Conference on Self Sustainable Artificial Intelligence Systems (ICSSAS)*, Erode, India, 2023, pp. 1504–1509. DOI: 10.1109/ICSSAS57918.2023.10331679.
104. Duan X., Saxena K., Wang J., Arshad M.H., Ayesta I., Wang Y., Reynaerts D., Yang X. Residual stress and its modification strategies in the surface/sub-surface layer of components machined by electrical discharge machining: a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 139, pp. 41–58. DOI: 10.1007/s00170-025-15861-9.
105. Mufti N., Rafaqat M., Ahmed N., Saleem M., Hussain A., Al-Ahmari A. Improving the performance of EDM through relief-angled tool designs. *Applied Sciences*, 2020, vol. 10 (7), art. 2432. DOI: 10.3390/app10072432.
106. Selvarajan L., Venkataramanan K., Srinivasa Perumal K.P., Alghanmi S., Paulraj S., Ellappan V., Venkatesh K., Choudhury B., Jayamurugan S., Sakthivel G., Kasthuri N. Review on characterization, impacts and optimization of EDM parameters on composite structure in additive manufacturing. *Progress in Additive Manufacturing*, 2025, vol. 10, pp. 4573–4624. DOI: 10.1007/s40964-024-00907-3.
107. Kumar P., Shekhar A., Yadav S.K.S. Experimental analysis of electrical discharge drilling (EDD) of carbon-carbon composite. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 22, pp. 3106–3115. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.447.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование влияния технологических параметров на фотохимическую обработку нержавеющей стали SS316L при производстве сосудистых стентов

Девендра Агравал^{1, а, *}, Сушил Патил^{1, b}, Динеш Вашимкар^{2, c}, Нитин Амбхор^{2, d}, Дхрув Агравал^{3, e}

¹ Кафедра машиностроения, Инженерный колледж С.В.П.М., Малеган Будрук, Университет Савитрибай Пхуле, Пуна, штат Махараштра, 413115, Индия

² Кафедра машиностроения, Технологический институт Вишвакармы, Университет Савитрибай Пхуле, Пуна, штат Махараштра, 411037, Индия

³ Факультет медицины и хирургии, Медицинский колледж Канти Деви, Матхура, штат Уттар-Прадеш, 281406, Индия

^a <https://orcid.org/0000-0002-2477-1841>, dpagrawal@engg.svpm.org.in; ^b <https://orcid.org/0000-0002-0547-6038>, sspatil@engg.svpm.org.in;

^c <https://orcid.org/0000-0002-1312-2619>, dinesh.washimkar@vit.edu; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8468-8057>, nitin.ambhore@vit.edu;

^e <https://orcid.org/0009-0000-8547-9484>, dhroovagrawal109@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.048.4:669.14.018.8:615.472.5

История статьи:

Поступила: 26 октября 2025

Рецензирование: 28 октября 2025

Принята к печати: 15 ноября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

PCM (Фотохимическая обработка)

Фотошаблон

Тагучи

Травление

Стент

Закупорка вены

АННОТАЦИЯ

Введение. Фотохимическая обработка (PCM) – это нетрадиционный метод обработки, позволяющий создавать биомедицинские компоненты без заусенцев и внутренних напряжений. Стент представляет собой небольшую сетчатую трубку, используемую для устранения закупорок и открытия кровеносных сосудов в артериях и венах. Нержавеющая сталь SS316L является одним из предпочтительных материалов для изготовления стентов благодаря её превосходной биосовместимости и возможности проведения фотохимической обработки. Сосудистые стенты изготавливают из металлической сетки, ткани, силикона или комбинаций материалов. **Цель данной работы:** исследование влияния технологических параметров на процесс PCM при обработке SS316L и изготовление стента из стали SS316L в качестве субстрата методом фотохимической обработки. Изготовленный стент используется в более крупных артериях, например аорте, с целью обеспечения стабильного канала для кровотока. **Методы исследования.** Технологические параметры процесса фотохимической обработки были оптимизированы по методу Тагучи с экспериментальной матрицей L_9 (DoE). Влияние технологических параметров на отклики исследовалось с использованием F -значений. Искусственная нейронная сеть (ANN) применялась в качестве средства прогностической диагностики для наблюдения за отклонениями в откликах. **Результаты и обсуждение.** Был получен оптимальный набор параметров обработки, который использовался для изготовления сосудистого стента. С помощью CAD-программного обеспечения был разработан фотошаблон с требуемым размером балок стента. Контролируемое травление раствором хлорида железа (III) обеспечило образование сетки; затем лазерной шовной сваркой была сформирована трубчатая конструкция стента для имплантации в местах закупорок. Размеры полученного стента были измерены с помощью СЭМ (сканирующей электронной микроскопии), и было установлено, что размер балок стента варьируется от 312 мкм до 900 мкм.

Для цитирования: Исследование влияния технологических параметров на фотохимическую обработку нержавеющей стали SS316L при производстве сосудистых стентов / Д. Агравал, С. Патил, Д. Вашимкар, Н. Амбхор, Д. Агравал // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 180–193. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-180-193.

Введение

Одной из серьёзных угроз для здоровья человека являются сосудистые заболевания. Сосудистые стенты бывают двух типов: саморасширяющиеся и баллонно-расширяемые. Однако для обоих типов характерны такие проблемы, как миграция стента внутри вен, повреждение

сосудов, а также проблемы, связанные с внезапным сужением и расширением вен. Хотя баллонно-расширяемые стенты обладают преимуществами точного позиционирования, простоты использования и высокой радиальной прочности, их гибкость при прохождении изогнутых кровеносных артерий ограничена. В медицинской сфере существует потребность в создании постоянного канала для кровотока в боковых сосудах посредством установки перманентного сосудистого стента.

Процесс имплантации стента включает в себя введение сетчатого устройства, напоминающего

*Адрес для переписки

Агравал Девендра, к.т.н., доцент

Инженерный колледж С.В.П.М., Малеган Будрук,

Университет Савитрибай Пхуле,

Пуна, штат Махараштра, 413115, Индия

Тел.: +91-9421054282, e-mail: dpagrawal@engg.svpm.org.in

каркас, в поврежденный или закупоренный участок кровеносного сосуда. Стент используется для восстановления проходимости суженного или заблокированного канала и обеспечивает долгосрочную поддержку, восстанавливая и поддерживая постоянный кровоток после достижения целевого пораженного участка. Поскольку кровеносные сосуды человека могут значительно различаться по форме у разных людей, то стандартный стент часто не соответствует специфике сосудистого поражения конкретного пациента. Стандартный размер трубчатой сетки может потребовать расширения в соответствии с требованиями. Даже если саморасширяющийся стент является гибким и обладает хорошей адгезией, сложная процедура имплантации приводит к увеличению продолжительности операции и повышению риска эмболического инсульта.

Сосудистые стенты могут быть изготовлены из металлов, полимеров или композитов и обычно имеют однородную конструкцию, размеры и форму элементарной ячейки. Алиреза с соавторами (Alizera et al.) разработали три различных типа инновационных гибридных ауксетических стентов и проанализировали их поведение при квазистатической деформации. Эти стенты были изготовлены с использованием аддитивной технологии послойного наплавления (FDM). Результаты экспериментального исследования и моделирования методом конечных элементов показали хорошее совпадение [1]. Цаниц с соавторами (Canic et al.) разработали новую математическую и вычислительную основу для геометрически оптимизированных сетчатых устройств, т. е. стентов. Эти стенты содержат сетчатую структуру в виде сети на одномерных изогнутых стержнях. Для упрощения расчетов изогнутые стержни аппроксимируются кусочно-прямыми стержнями [2]. Эбрахими с соавторами (Ebrahimi et al.) представили информацию о разработке метаматериальных стентов для биомедицинского применения. Их открытие обладает огромным потенциалом для дальнейшего развития технологии стентов, что в конечном итоге принесет пользу пациентам, проходящим лечение от таких заболеваний, как стеноз артерий [3]. Панг с соавторами (Pang et al.) разработали новый маршрут микрофрезерования для сердечно-сосудистых стентов, изготовленных из магниевого сплава. Были описаны и оценены

механические характеристики и качество обработки изготовленного сердечно-сосудистого стента [4].

Ли с соавторами (Li et al.) занимались созданием сосудистых стентов из разных материалов по различным аддитивным технологиям (AM, additive manufacturing). Автор разработал сосудистые стенты с использованием экономически эффективных материалов, включая биоинертные металлы, биорезорбируемые полимеры и биорезорбируемые металлы, и предложил применять аддитивные технологии для их изготовления. Была продемонстрирована потенциальная польза аддитивных технологий в производстве индивидуализированных стентов с уникальными конструкциями ячеек, что приведет к улучшению соответствия и характеристик сжатия/расширения [5].

Ван и соавторы (Wang et al.) разработали стенты для изогнутых артерий и провели многокритериальную оптимизацию технологических параметров для изготовления стентов с улучшенными комплексными характеристиками [6]. Халадж с соавторами (Khalaj et al.) представили исследование технологических параметров для оптимизации напечатанных на 3D-принтере стентов. Авторы определили влияние таких переменных процесса, как ширина линии, скорость печати и скорость перемещения, на качество стента. Стенты изготавливаются в полном соответствии с исходными CAD-моделями путем регулирования параметров процесса печати. Было обнаружено, что способность FDM-печати работать с материалами медицинского назначения предлагает потенциальные преимущества для производства 3D-напечатанных стентов [7].

Обзор производства металлических стентов с использованием лазерных технологий был представлен Демиром и соавторами (Demir et al.). Аддитивное селективное лазерное плавление и субтрактивные методы лазерной резки применяют лазерный луч в качестве основного цифрового инструмента для создания тонких элементов формы стента. Будущие перспективы укрепления сотрудничества между инженерами и врачами могут быть использованы в индустрии производства биомедицинских имплантатов [8]. Герра с соавторами (Guerra et al.) представили влияние процесса погружного нанесения покрытия на характеристики трубки для получения

трубки PCL/PLA при изготовлении стента. Ограничения PCL и PLA в качестве материалов для стентов были продемонстрированы с помощью динамического механического анализа (DMA) и исследования деградации. Композиционная трубка из PCL/PLA вела себя в большей степени в соответствии со спецификациями стента [9].

Все вышеперечисленные методы имеют определённые ограничения, такие как высокая стоимость, многостадийность процессов, возникновение остаточных напряжений, требования к специальным условиям и квалификации оператора, ограничения по материалам и необходимость последующей постобработки. Для преодоления этих недостатков используется нетрадиционный метод механической обработки, известный как фотохимическая обработка (PCM, photochemical machining), который применяется для микрообработки и разработки сосудистых стентов. PCM стала более эффективной альтернативой традиционным методам механической обработки в различных областях и часто служит для создания тонких компонентов со сложными элементами [10]. Для селективного травления подложки используются фоторезист и травитель [11]. Техрани и соавторы (Tehrani et al.), используя триэтаноламин (TEA, triethanolamine) в качестве травителя при PCM стали SS 304, наблюдали улучшение качества поверхности и скорости съёма материала (MRR, material removal rate) [12]. Аллен и соавторы (Allen et al.) установили требования к эксплуатационным характеристикам и метрики для промышленных травителей [13]. Цакир (Cakir) провёл контролируемое травление алюминия травителем FeCl_3 и исследовал влияние параметрических факторов [14]. Агравал и соавторы (Agrawal et al.) оптимизировали технологические параметры при обработке стали SS 304 с использованием хлорида железа (III) в качестве травителя. Оптимальная комбинация параметров обработки применяется для создания микрофлюидных каналов и микроформ диаметром до 100 мкм [15].

Данные из научной литературы показывают, что процесс PCM имеет преимущества, поскольку он не вызывает образования заусенцев и внутренних напряжений. Следовательно, после обработки образца не требуется постобработка. Это уникальный метод обработки тонких и сложных профилей с минимальными затратами.

Процесс можно контролировать путем оптимизации технологических параметров на разных уровнях. Металлургические свойства детали после обработки остаются неизменными. Чтобы исследовать возможности процесса PCM, автор использовал его для разработки сосудистых стентов.

В данном исследовании автор предпринял попытку изготовить сосудистый стент с помощью фотохимической обработки. Все этапы, такие как центробежное нанесение фоторезиста, сушка, контролируемое травление и УФ-облучение, проводились в лабораторных условиях. Фотошаблон с размерами балок стента был разработан с помощью программного обеспечения CAD и высокоточных принтеров с высоким разрешением (DPI, dot per inch). Для создания сетки с заданными размерами использовался травитель на основе хлорида железа (III) с параметрами процесса, оптимизированными после анализа по методу Тагучи. Для прогнозирования выходных параметров была разработана модель на основе искусственной нейронной сети (ANN, artificial neural network) и оценена погрешность. Лазерная шовная сварка была выполнена по краю сетки для формирования трубчатой конструкции. Размеры разработанного стента были измерены с помощью СЭМ. Установлено, что размер балок стента варьируется от 312 до 900 мкм. Изготовленный стент используется в более крупных артериях, таких как аорта, и обеспечивает стабильный канал для кровотока.

Методы

Нержавеющая сталь SS316L является одним из предпочтительных материалов для изготовления стентов благодаря её превосходной биосовместимости и возможности проведения фотохимической обработки. Химический состав стали SS316L включает в себя Mo (2...3 %), Si (0,75 %), N (0,10 %), P (0,045 %), C ($\leq 0,030$ %), Ni (10...14 %), и Cr (16...18 %).

Этапы процесса PCM, такие как выбор материала, подготовка фотошаблона и образца, маскирование фоторезистом, сушка, контролируемое травление, удаление фоторезиста (стриппинг) и контроль, выполняются в темной комнате и лаборатории. Размер образца для эксперимента составляет 30×30 мм, толщина – 0,08 мм. Фото-

шаблон представляет собой чёрный круг диаметром 10 мм. Для разработки графического изображения использовалось программное обеспечение CAD и принтер с высоким разрешением (DPI). Параметрами процесса, влияющими на результат, являются время травления (мин.), температура травителя (°C) и концентрация травителя (г/л) [16].

Предварительные эксперименты были проведены с использованием подхода «один фактор за раз» для выбора уровней планирования эксперимента (DoE, design of experiments) (с тремя наборами повторений) [17]. Уровни параметров обработки, полученные после предварительных экспериментов, показаны в табл. 1. Измерения параметров после DoE представлены в табл. 2.

Подтравливание (U_c)

Подтравливание – это нежелательный эффект обработки, возникающий в процессе РСМ под фоторезистом. Как показано на рис. 1, травление происходит в области A , но из-за изотропной природы процесса оно распространяется вглубь подложки до области B , что соответствует обработке под фоторезистом. Эта дополнительная (нежелательная) обработка называется подтравливанием (U_c) (рис. 1):

$$U_c = 1/2(B - A).$$

Величина U_c измеряется с помощью видеоизмерительной машины (рис. 2). Две окружности, показывающие подтравливание во время травления, наблюдаются под видеоизмерительной машиной (рис. 3).

Таблица 1

Table 1

Технологические параметры и их уровни

Process parameters and their levels

Параметры	Уровень 1	Уровень 2	Уровень 3
Концентрация (г/л)	300	400	500
Время (мин.)	2	3	4
Температура (°C)	50	55	60

Таблица 2

Table 2

Матрица эксперимента Experimental design matrix

№ п/п	Концентрация (г/л)	Время (мин.)	Температура (°C)	Скорость удаления материала MRR (мм ² /мин)	Подтравливание (мм)	Глубина резания (мм)	Фактор травления
1	300	2	50	2,88	0,018	0,0366	2,0333
2	300	3	55	3,12	0,058	0,0396	0,6843
3	300	4	60	3,88	0,098	0,0493	0,5037
4	400	2	55	4,91	0,031	0,0623	2,0045
5	400	3	60	5,12	0,033	0,0651	1,9860
6	400	4	50	5,28	0,039	0,0671	1,7223
7	500	2	60	5,15	0,033	0,0655	2,0037
8	500	3	50	5,78	0,035	0,0732	2,0857
9	500	4	55	6,12	0,038	0,0823	2,1466

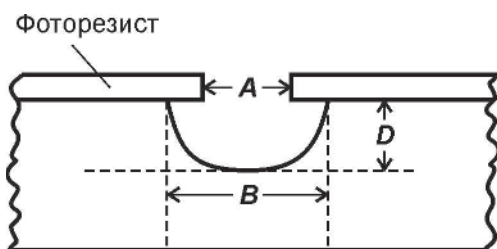


Рис. 1. Определение подтравливания (Uc):

A – зона, подлежащая обработке; B – фактически обработанная зона

Fig. 1. Definition of undercut (Uc), where:

A is the area for machining; B is the actual machined area

Рис. 2. Измерение образца с помощью ВММ

Fig. 2. Specimen under VMM

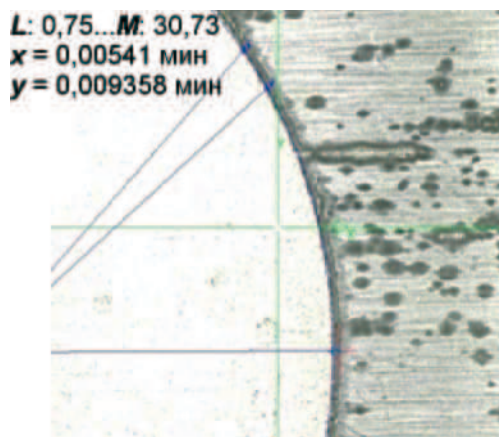
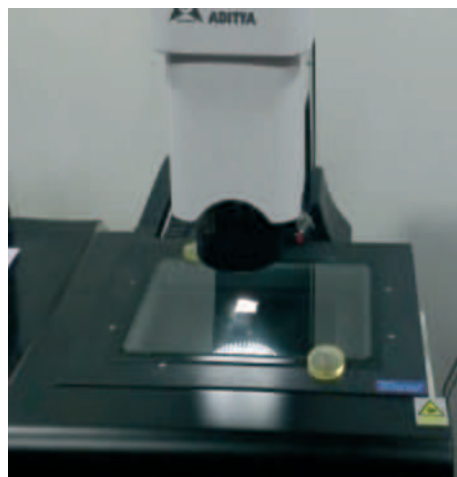


Рис. 3. Образец с указанием внутреннего круга (соответствующего размеру фотошаблона) и внешнего круга (зоны избыточной обработки)

Fig. 3. Specimen showing the inner circle (phototool size) and the outer circle (extra machining)

PCM для изготовления стентов

Для достижения наилучших результатов использовался оптимальный набор параметров: температура травителя 50 °С, концентрация травителя 500 г/л и время травления 2 мин. Сжатый воздух подавался со дна резервуара для поддержания постоянной концентрации травителя по всему объёму. Образец помещался в полимерный сетчатый мешок во время травления. При сушке, УФ-облучении и контролируемом травлении соблюдались все меры безопасности. Для удаления травителя и УФ-облученного фоторезиста использовалась мягкая очистка. Сетка (балки стента) в соответствии с требуемыми размерами

на фотошаблоне была протравлена на образце. Оставшийся фоторезист на образце был удалён мягкой очисткой под водой. Вид фотошаблона с сеткой показан на рис. 4.

Плоский образец с протравленной сеткой наматывается вокруг круглого стержня (оправки) с диаметром, соответствующим требуемому диаметру стента для формирования трубчатой конструкции. Диаметр стержня варьируется от 100 мкм до 1000 мкм, что определяет диаметр стента. Плоские края сетчатой трубки соединяются встык для получения перекрытия материала. Микрошовная сварка выполняется по краю трубчатого образца с помощью технологии

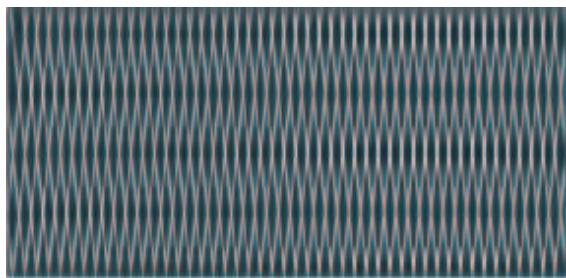


Рис. 4. Фотошаблон, используемый для изготовления стента

Fig. 4. Phototool used for stent manufacturing

лазерной сварки. Лазерная сварка гарантирует бесшовность сварного соединения по всей его протяженности. Расширение стента обеспечивает проток крови через его просвет и между балками внутри вены.

Результаты и их обсуждение

Уровни параметров и результаты дисперсионного анализа (ANOVA, Analysis of variance) для подтравливания показаны в табл. 3 и 4. Из дисперсионного анализа ANOVA видно, что время травления является наиболее значимым параметром для подтравливания, за которым следует концентрация травителя. Скорость взаимодей-

ствия между растворителем и растворяемым веществом (травителем и основой) увеличивается со временем. Растворение ковалентных связей более интенсивно с течением времени вдоль границ зерен неоднородного материала. Обработка под фоторезистом в боковом направлении более выражена по сравнению с прямым (вертикальным) направлением. Из-за этого подтравливание повышается с увеличением времени травления.

Уровни параметров и результаты дисперсионного анализа ANOVA для скорости удаления материала (MRR, material removal rate) показаны в табл. 5 и 6. Было обнаружено, что концентрация травителя является значимым параметром процесса для MRR, за которым следует время травления [18]. Плотность активных ионов железа (III) возрастает с увеличением концентрации травителя. Количество ионов железа (III) способствует росту скорости реакции. По мере увеличения частоты столкновения атомов с металлическими основаниями улучшается диффузия активных атомов. Это влияет на скорость удаления материала как на характеристику отклика. Вследствие этого по мере увеличения градиента концентрации травителя скорость удаления материала (MRR) также демонстрирует тенденцию к увеличению.

Таблица 3

Table 3

Параметры подтравливания и их уровни

Undercut parameters and their levels

Параметр	Уровень 1	Уровень 2	Уровень 3
Концентрация (г/л)	0,0580	0,0343	0,0353
Время (мин.)	0,0306	0,0424	0,0545
Температура (°C)	0,0272	0,0419	0,0584

Таблица 4

Table 4

Таблица ANOVA для подтравливания

ANOVA table for undercut

Фактор	D.F.	S.S.	M.S.	F	P
Концентрация (г/л)	2	0,00107	0,00053	1,14	0,467
Время (мин.)	2	0,00145	0,00072	1,54	0,394
Температура (°C)	2	0,00084	0,00042	0,90	0,526
Погрешность	2	0,00094	0,00047	—	—
Итого	8	0,00432	—	—	—

Таблица 5

Table 5

Параметры MRR и их уровни
MRR parameters and their levels

Параметр	Уровень 1	Уровень 2	Уровень 3
Концентрация (г/л)	2,368	4,712	4,716
Время (мин.)	4,310	4,673	5,093
Температура (°C)	3,293	5,102	5,681

Таблица 6

Table 6

Таблица ANOVA для MRR
ANOVA table for MRR

Фактор	<i>D.F.</i>	<i>S.S.</i>	<i>M.S.</i>	<i>F</i>	<i>P</i>
Концентрация (г/л)	2	9,3246	4,6623	53,53	0,018
Время (мин.)	2	0,9144	0,4572	5,25	0,160
Температура (°C)	2	0,0098	0,0049	0,06	0,947
Погрешность	2	0,1742	0,0871	—	—
Итого	8	10,423	—	—	—

Уровни параметров и результаты дисперсионного анализа ANOVA для коэффициента травления (Etch Factor) показаны в табл. 7 и 8. Было обнаружено, что концентрация травителя

является важным параметром процесса для коэффициента травления. Коэффициент травления – это отношение глубины протравливания к подтравливанию. Поскольку глубина протрав-

Таблица 7

Table 7

Параметры фактора травления и их уровни
Etch factor parameters and their levels

Параметр	Уровень 1	Уровень 2	Уровень 3
Концентрация (г/л)	1,0737	1,9042	2,0786
Время (мин.)	1,9471	1,6117	1,4977
Температура (°C)	2,0138	1,5853	1,4574

Таблица 8

Table 8

Таблица ANOVA для фактора травления
ANOVA table for etch factor

Фактор	<i>D.F.</i>	<i>S.S.</i>	<i>M.S.</i>	<i>F</i>	<i>P</i>
Концентрация (г/л)	2	1,7300	0,8650	2,79	0,264
Время (мин.)	2	0,5094	0,2547	0,82	0,549
Температура (°C)	2	0,3273	0,1636	0,53	0,655
Погрешность	2	0,6208	0,4908	—	—
Итого	8	3,1875	—	—	—

ливания, вызванная увеличением концентрации, больше по сравнению с подтравливанием, то коэффициент травления демонстрирует тенденцию к увеличению с ростом концентрации травителя.

Из дисперсионного анализа ANOVA следует, что оптимальный набор параметров обработки стали SS316L с использованием хлорида железа (III) в качестве травителя следующий: время травления 2 мин., температура травителя 50 °C и концентрация травителя 500 г/л.

Для прогнозирования характеристик процесса была разработана регрессионная модель и модель ANN. Процент ошибки между экспериментальными и прогнозируемыми значениями оказался удовлетворительным для параметров отклика (как показано на рис. 5) [19].

Ошибки между экспериментальными и прогнозируемыми результатами составляют менее 15 % (как показано на рис. 6–8). Максимальные значения погрешности составляют 1,781, 0,001, 0,170, а минимальные значения погрешности – 0 для MRR, U_c и коэффициента травления соответственно (как показано в табл. 9–11).

Стент трубчатой конструкции был изготовлен в лаборатории методом фотохимической обработки. Различные измерения выполнялись

с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ). Были зафиксированы результаты наблюдений стента. Балка стента – это часть стента, предназначенная для раскрытия суженной или закрытой артерии. Форма и толщина балки важны для долговечности стента и риска рестеноза. Было обнаружено, что в результате травления формируется сетка с вертикальными и горизонтальными зазорами, которая способна выдерживать кровяное давление и обеспечивать проток крови. Подтравливание, возникающее в процессе травления, способствует снижению массы стента без ущерба для его прочности. Повреждение вены также уменьшается, поскольку уменьшается площадь контакта между стенкой вены и стентом. Расширение стента поддерживается благодаря эффекту наклёпа (деформационного упрочнения), возникающему при формировании трубки из плоского образца. Плоские концы обеспечивают поверхность для лазерной шовной сварки. На рис. 9, полученном с помощью сканирующего электронного микроскопа, наблюдается сетчатая структура стента, представленная вертикальными и горизонтальными балками, а также зазорами между ними. Измерения сетки показали, что максимальный горизонтальный размер балки стента составляет 994,1 мкм, а вертикальный зазор сетки – 361,1 мкм. Протравленный образец, показанный на рис. 9, был преобразован в трубчатую форму.

Как показано на рис. 10, размеры стандартного стента составляют 340 мкм и 1,1 мм. Размеры стандартного стента и стента, изготовленного с помощью РСМ в лаборатории, имеют близкое сходство. Из рис. 11 (изображение СЭМ) видно, что в трубчатой форме (форме стента) балки стента совпадают друг с другом, благодаря чему кровь может проходить через стент во всех возможных направлениях. Размер балки стента по боковому краю составляет 352,8 мкм. Благодаря двустороннему УФ-отверждению экспозиции и травлению по линии симметрии изображение сетки совпадает по краю стента. На рис. 12 показана эллиптическая природа балки стента (вертикальной). Большая ось (вертикальная) имеет размер 1,137 мм, а малая ось (горизонтальная) – 318 мкм. Стандартный размер балки стента показан на рис. 10.

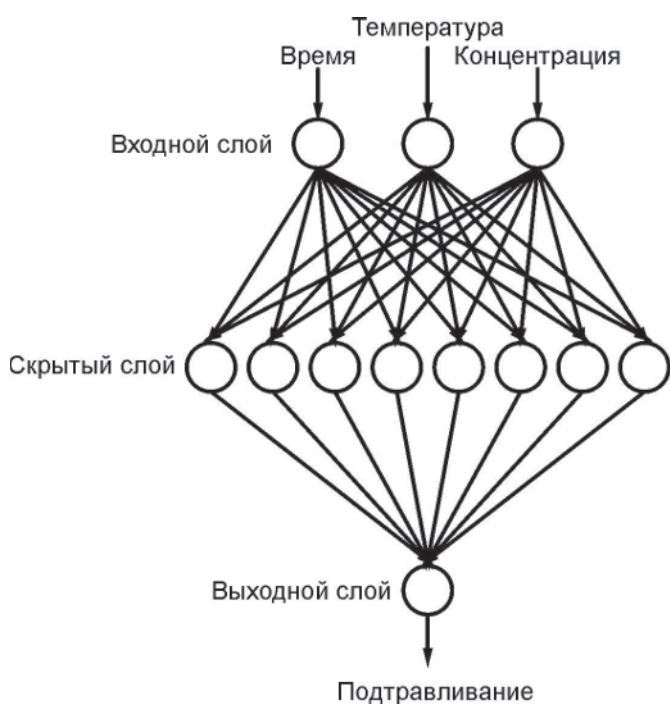


Рис. 5. Архитектура ANN (ИНС) для подтравливания

Fig. 5. ANN Architecture for undercut

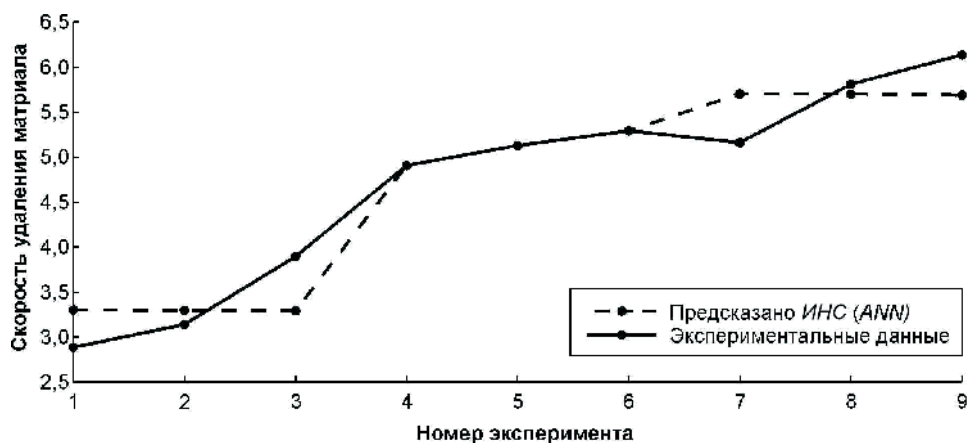


Рис. 6. Реализация модели ИНС (ANN) для прогнозирования скорости удаления материала (MRR) ($\text{мм}^3/\text{мин}$)

Fig. 6. Implementation of the ANN model for prediction of MRR (mm^3/min)

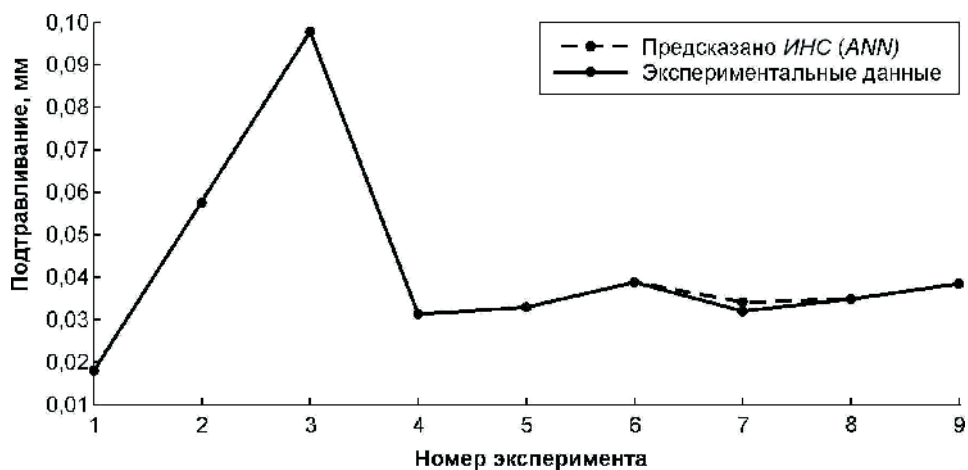


Рис. 7. Реализация модели ИНС (ANN) для прогнозирования подтравливания (U_c), мм

Fig. 7. Implementation of the ANN model for prediction of undercut (U_c) (mm)

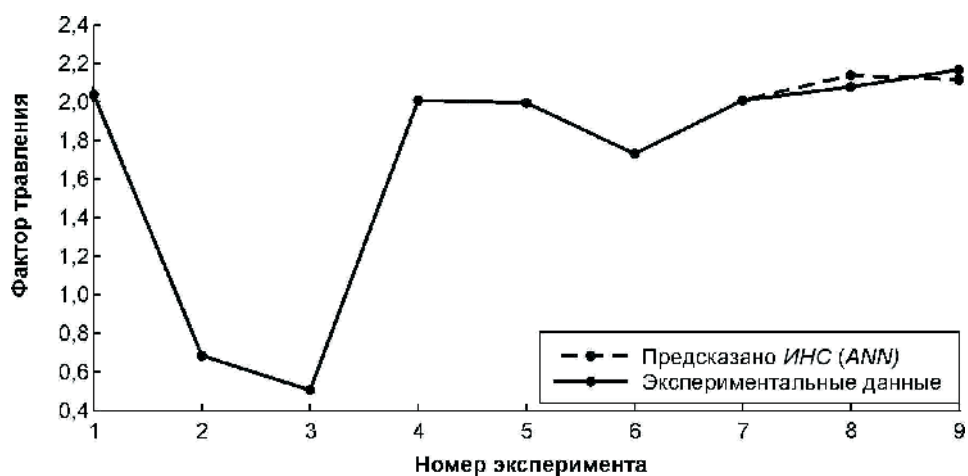


Рис. 8. Реализация модели ИНС (ANN) для прогнозирования фактора травления (EF)

Fig. 8. Implementation of the ANN model for prediction of Etch Factor (EF)

Таблица 9

Table 9

Сравнение фактических и прогнозируемых значений MRR и рассчитанные ошибки

Comparison of actual and predicted MRR values and calculated errors

Фактические (MRR)	2,88	3,12	3,88	4,91	5,12	5,28	5,15	5,78	6,12
Прогнозируемые (MRR)	3,29	3,29	3,29	4,91	5,12	5,28	5,68	5,68	5,68
Ошибки	1,25	0,52	1,781	0	0	0	0,93	0,17	0,76

Таблица 10

Table 10

Сравнение фактических и прогнозируемых значений подтравливания (U_c) и рассчитанные ошибкиComparison of actual and predicted undercut (U_c) values and calculated errors

Фактические (U_c)	0,01	0,05	0,09	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03	0,03
Прогнозируемые (U_c)	0,01	0,05	0,09	0,03	0,03	0,03	0,031	0,03	0,03
Ошибки	0	0	0	0	0	0	0,001	0,001	0

Таблица 11

Table 11

Сравнение фактических и прогнозируемых значений фактора подтравливания (EF) и рассчитанные ошибкиComparison of actual and predicted etch factor (EF) values and calculated errors

Фактические (EF)	2,033	0,684	0,503	2,003	1,986	1,722	2,003	2,098	2,146
Прогнозируемые (EF)	2,033	0,684	0,503	2,003	1,986	1,722	2,003	2,122	2,146
Ошибки	0	0	0	0	0	0	0	0,170	0

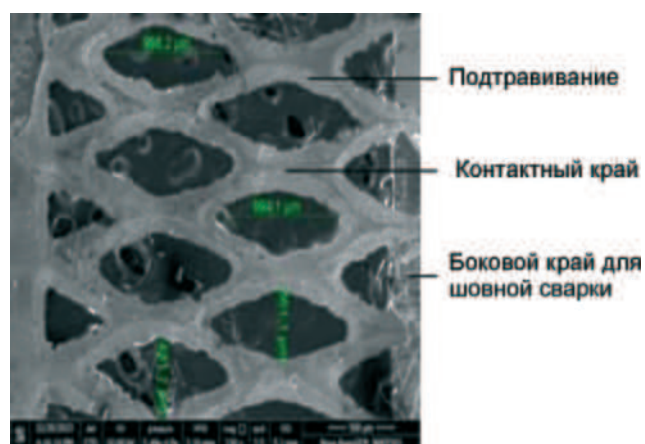


Рис. 9. Микроструктура трубчатой сетки стента: вертикальные и продольные балки в трубчатой сетке
 Fig. 9. Observation of vertical and longitudinal stent struts in tubular mesh

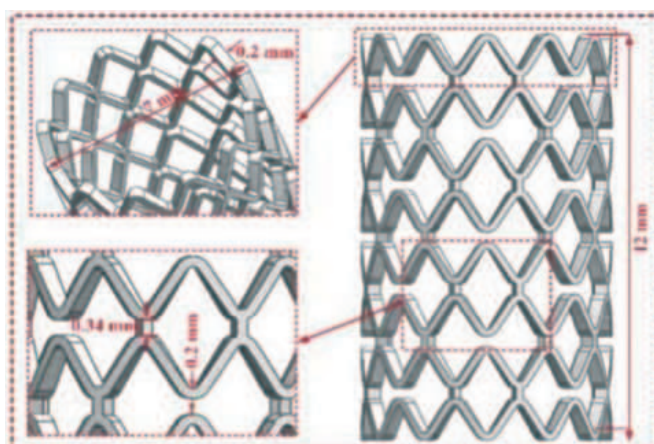


Рис. 10. Стент стандартного размера, используемый при закупорке вен (Заимствовано из [20])
 Fig. 10. Standard-sized stent used in vein blockages. (Courtesy of [20])

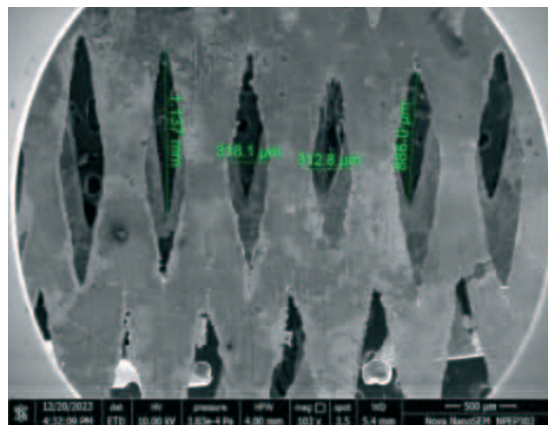


Рис. 12. Вертикальная балка стента

Fig. 12. Observation of vertical stent strut

Список литературы

7. 3D printed stents using fused deposition method / R. Khalaj, A.G. Tabriz, L.A. Junqueira, M.I. Okereke, D. Douroumis // Journal of Drug Delivery Science and Technology. – 2024. – Vol. 97. – P. 105724. – DOI: 10.1016/j.jddst.2024.105724.

В дальнейших исследованиях необходима надлежащая медицинская сертификация разработанного стента с соблюдением всех производственных норм. Это представляет значительную выгоду для пациентов, поскольку процесс РСМ обеспечивает высокую экономическую эффективность при массовом производстве, что может привести к снижению стоимости стентов и сделать их более доступными для широких слоев населения. Использование РСМ в разработке стентов подтверждает, что этот метод является знаковым достижением в сфере нетрадиционных технологий обработки материалов.



8. Demir A.G., Previtali B. Lasers in the manufacturing of cardiovascular metallic stents: Subtractive and additive processes with a digital tool // *Procedia Computer Science*. – 2023. – Vol. 217. – P. 604–613. – DOI: 10.1016/j.procs.2022.12.256.

9. Guerra A.J., San J., Ciurana J. Fabrication of PCL/PLA composite tube for stent manufacturing // *Procedia CIRP*. – 2017. – Vol. 65. – P. 231–235. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.339.

10. Chanmanwar R.M., Balasubramaniam R., Wankhade L.N. Application of manufacturing of microfluidic devices: review // *International Journal of Modern Engineering Research*. – 2013. – Vol. 3 (2). – P. 849–856.

11. Çakır O. Etchants for chemical machining of aluminium and its alloys // *Acta Physica Polonica A*. – 2019. – Vol. 135 (4). – P. 586–587. – DOI: 10.12693/APhysPolA.135.586.

12. Tehrani F.A., Imanian E. A new etchant for the chemical machining of St304 // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2004. – Vol. 149 (1–3). – P. 404–408. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.02.055.

13. Allen D., Almond H. Characterisation of aqueous ferric chloride etchants used in industrial photochemical machining // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2004. – Vol. 149 (1–3). – P. 224–238. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.02.044.

14. Cakir O. Chemical etching of aluminum // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 199 (1–3). – P. 337–340. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.08.012.

15. Agrawal D., Kamble D. Optimization of photochemical machining process parameters for manufactur-

ing microfluidic channel // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2019. – Vol. 34 (1). – P. 1–7. – DOI: 10.1080/10426914.2018.1512115.

16. Wangikar S.S., Patowari P.K., Misra R.D. Effect of process parameters and optimization for photochemical machining of brass and German silver // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2016. – Vol. 32 (15). – P. 1747–1755. – DOI: 10.1080/10426914.2016.1244848.

17. Multi-objective optimization of EN19 steel milling parameters using Taguchi, ANOVA, and TOPSIS approach / P.K. Jadhav, R.S.N. Sahai, S. Solanke, S.H. Gawande // *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*. – 2024. – Vol. 7. – P. 100102. – DOI: 10.1016/j.jalms.2024.100102.

18. 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.

19. Anita J., Das R., Pradhan M.K. Multi-objective optimization of electrical discharge machining processes using artificial neural network // *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*. – 2016. – Vol. 10 (1). – P. 11–18.

20. Experimental study of NiTi alloy cardiovascular stent formed via SLM / H. Ji, W. Zhang, Z. Li, M. Chai, Y. Wang // *Materials Today Communications*. – 2024. – Vol. 41. – P. 110426. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.110426.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

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



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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



Investigation of the effect of process parameters on photochemical machining of SS316L for manufacturing vascular stents

Devendra Agrawal^{1, a, *}, Sushil Patil^{1, b}, Dinesh Washimkar^{2, c}, Nitin Ambhore^{2, d}, Dhroov Agrawal^{3, e}

¹ Department of Mechanical Engineering, S.V.P.M'S College of Engineering Malegaon (Bk.), Savitribai Phule Pune University, Pune, Maharashtra, 413115, India

² Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Technology, Savitribai Phule Pune University, Pune, Maharashtra, 411037, India

³ Department of Bachelor of Medicine & Bachelor of Surgery, KD Medical College Mathura, Uttar Pradesh, 281406, India

^a <https://orcid.org/0000-0002-2477-1841>, dpagrawal@engg.svpm.org.in; ^b <https://orcid.org/0000-0002-0547-6038>, sspatil@engg.svpm.org.in;

^c <https://orcid.org/0000-0002-1312-2619>, dinesh.washimkar@vit.edu; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8468-8057>, nitin.ambhore@vit.edu;

^e <https://orcid.org/0009-0000-8547-9484>, dhroovagrwal109@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 26 October 2025

Revised: 28 October 2025

Accepted: 15 November 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

PCM

Phototool

Taguchi

Etching

Stent

Vein blockage

ABSTRACT

Introduction. Photochemical machining (PCM) is a non-traditional machining method capable of developing burr-free and stress-free biomedical components. A stent is a small meshed tube used to remove blockages and open blood passages in arteries and veins. SS316L is one of the recommended materials for stents due to its biocompatibility and machinability with photochemical processes. Vascular stents are made from metal mesh, fabric, silicone, or combinations of materials. **The purpose of this work** is to investigate the effect of process parameters on the PCM process during the machining of SS316L and to manufacture an SS316L stent as a substrate using photochemical machining. The manufactured stent is used in larger arteries, such as the aorta, to provide a stable channel for blood flow. **Methods of investigation.** The process parameters for the photochemical machining process were optimized using the Taguchi method with an L_9 experimental array (DoE). The effect of process parameters on responses was investigated using F -values. An ANN was employed as a predictive tool for observing deviations in the responses. **Results and discussion.** The optimum set of machining parameters was obtained and utilized for manufacturing the vascular stent. A phototool with the required stent strut size was developed using CAD software. Controlled etching with ferric chloride generated the mesh, and laser seam welding was performed to develop the tubular stent for placement in blockages. The dimensions of the developed stent were measured with SEM, and the stent strut size was found to vary from 312 μm to 900 μm .

For citation: Agrawal D., Patil S., Washimkar D., Ambhore N., Agrawal D. Investigation of the effect of process parameters on photochemical machining of SS316L for manufacturing vascular stents. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 180–193. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-180-193. (In Russian).

References

1. Zamani M.M.A., Etamadi E., Bodaghi M., Hu H. Conceptual design and analysis of novel hybrid auxetic stents with superior expansion. *Mechanics of Materials*, 2023, vol. 187, pp. 1–16. DOI: 10.1016/j.mechmat.2023.104813.
2. Čanić S., Grubišić L., Ljulj M., Maretić M., Tambača J. Geometric optimization of vascular stents modeled as networks of 1D rods. *Journal of Computational Physics*, 2023, vol. 494, pp. 1–32. DOI: 10.1016/j.jcp.2023.112497.
3. Ebrahimi M.S., Noruzi M., Hamzehei R., Etamadi E., Hashemi R. Revolutionary auxetic intravascular medical stents for angioplasty applications. *Materials & Design*, 2023, vol. 235, pp. 1–17. DOI: 10.1016/j.matdes.2023.112393.
4. Pang S., Zhao W., Qiu T., Liu W., Jiao L., Wang X. Study on surface quality and mechanical properties of micro-milling WE43 magnesium alloy cardiovascular stent. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 101, pp. 1080–1090. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.06.061.

* Corresponding author

Agrawal Devendra Prabhudayal, Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 S.V.P.M'S College of Engineering Malegaon (Bk.),
 Savitribai Phule Pune University, Pune,
 Maharashtra, 413115, India.
 Tel.: +91-9421054282, e-mail: dpagrawal@engg.evpvm.org.in



5. Li Y., Shi Y., Lu Y., Li X., Zhou J., Zadpoor A.A., Wang L. Additive manufacturing of vascular stents. *Acta Biomaterialia*, 2023, vol. 167, pp. 16–37. DOI: 10.1016/j.actbio.2023.06.014.
6. Wang Y., Yan C., Mei D., Li Y., Sheng K., Wang J., Wang L., Zhu S., Guan S. Optimized structure design of asymmetrical Mg alloy cerebrovascular stent with high flexibility. *Smart Materials in Manufacturing*, 2024, vol. 2, p. 100040. DOI: 10.1016/j.smmf.2023.100040.
7. Khalaj R., Tabriz A.G., Junqueira L.A., Okereke M.I., Douroumis D. 3D printed stents using fused deposition method. *Journal of Drug Delivery Science and Technology*, 2024, vol. 97, p. 105724. DOI: 10.1016/j.jddst.2024.105724.
8. Demir A.G., Previtali B. Lasers in the manufacturing of cardiovascular metallic stents: Subtractive and additive processes with a digital tool. *Procedia Computer Science*, 2023, vol. 217, pp. 604–613. DOI: 10.1016/j.procs.2022.12.256.
9. Guerra A.J., San J., Ciurana J. Fabrication of PCL/PLA composite tube for stent manufacturing. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 65, pp. 231–235. DOI: 10.1016/j.procir.2017.03.339.
10. Chanmanwar R.M., Balasubramaniam R., Wankhade L.N. Application of manufacturing of microfluidic devices: review. *International Journal of Modern Engineering Research*, 2013, vol. 3 (2), pp. 849–856.
11. Çakır O. Etchants for chemical machining of aluminium and its alloys. *Acta Physica Polonica A*, 2019, vol. 135 (4), pp. 586–587. DOI: 10.12693/APhysPolA.135.586.
12. Tehrani F.A., Imanian E. A new etchant for the chemical machining of St304. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 149 (1–3), pp. 404–408. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.02.055.
13. Allen D., Almond H. Characterisation of aqueous ferric chloride etchants used in industrial photochemical machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 149 (1–3), pp. 238–245. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.02.044.
14. Cakir O. Chemical etching of aluminum. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 199 (1–3), pp. 337–340. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.08.012.
15. Agrawal D., Kamble D. Optimization of photochemical machining process parameters for manufacturing microfluidic channel. *Materials and Manufacturing Processes*, 2019, vol. 34 (1), pp. 1–7. DOI: 10.1080/10426914.2018.1512115.
16. Wangikar S.S., Patowari P.K., Misra R.D. Effect of process parameters and optimization for photochemical machining of brass and German silver. *Materials and Manufacturing Processes*, 2016, vol. 32 (15), pp. 1747–1755. DOI: 10.1080/10426914.2016.1244848.
17. Jadhav P.K., Sahai R.S.N., Solanke S., Gawande S.H. Multi-objective optimization of EN19 steel milling parameters using Taguchi, ANOVA, and TOPSIS approach. *Journal of Alloys and Metallurgical Systems*, 2024, vol. 7, p. 100102. DOI: 10.1016/j.jalmes.2024.100102.
18. 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 (tekhnologiya, 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).
19. Anita J., Das R., Pradhan M.K. Multi-objective optimization of electrical discharge machining processes using artificial neural network. *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*, 2016, vol. 10 (1), pp. 11–18.
20. Ji H., Zhang W., Li Z., Chai M., Wang Y. Experimental study of NiTi alloy cardiovascular stent formed via SLM. *Materials Today Communications*, 2024, vol. 41, p. 110426. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.110426.

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



Прогнозирование интенсивности изнашивания инструмента при обработке никелида титана ТН-1

Антон Кисель^{1, 2, a, *}, Николай Бобровский^{1, 3, b}, Дмитрий Подашев^{2, c},
Павел Целиков^{2, d}, Ренат Каменов^{1, 3, e}

¹ Национальный исследовательский университет «МИЭТ», пл. Шокина, 1, г. Москва, г. Зеленоград, 124498, Россия

² Калининградский государственный технический университет, Советский пр., 1, г. Калининград, 236022, Россия

³ Тольяттинский государственный университет, ул. Белорусская, 14, г. Тольятти, 445020, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>, kisel1988@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-9299-2822>, bobbrnm@yandex.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9112-9253>, dbp90@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0008-6040-0600>, patersort@list.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0001-9181-5704>, renatkamenov@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.01

История статьи:

Поступила: 11 сентября 2025

Рецензирование: 25 сентября 2025

Принята к печати: 11 ноября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Никелид титана

Стружка

Интенсивность изнашивания

Коэффициент усадки

Инструмент

Прогнозирование

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00298-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00298/>

АННОТАЦИЯ

Введение. Одним из важнейших критериев оценки эффективности выбранной стратегии обработки заготовок является интенсивность изнашивания инструмента. Снижение интенсивности изнашивания приводит к уменьшению издержек производства, связанных с затратами на обрабатываемый инструмент, и к повышению производительности в целом. **Цель данной работы:** снижение интенсивности изнашивания инструмента при обработке заготовки из сплава с памятью формы никелида титана ТН-1. **Методы.** В рамках исследований выполнялся полный трехфакторный эксперимент по токарной обработке заготовки из указанного сплава с целью определения интенсивности изнашивания режущей пластины при широких диапазонах варьирования параметров режима резания. При испытаниях у получаемой стружки измерялись геометрические параметры толщина и ширина. Путем построения графиков зависимостей от параметров стружки, аппроксимации полученных зависимостей и оценки величины достоверности аппроксимации каждой из них определялся параметр для разработки методики прогнозирования интенсивности изнашивания. **Результаты и обсуждение.** В работе доказано, что для прогнозирования величины интенсивности изнашивания режущей пластины при точении заготовки из никелида титана ТН-1 целесообразно использовать зависимость от толщины получаемой стружки. Установленная математическая зависимость описывается системой уравнений, позволяющей определить интенсивность изнашивания режущей пластины и погрешность этого расчета. Вероятность точного попадания реального значения интенсивности изнашивания инструмента в представленную область составляет не менее 87,5 % при доверительной вероятности 95 %, что говорит о достаточной для практики точности. Суть разработанной в рамках данного исследования методики прогнозирования величины изнашивания режущей пластины заключается в выполнении пробного прохода резца с целью получения стружки, по толщине которой необходимо рассчитать величину интенсивности изнашивания и наиболее вероятной абсолютной погрешности по установленным зависимостям. В работе также определено, что зависимость интенсивности изнашивания имеет точку минимума. Это обстоятельство позволило установить значение минимальной возможной интенсивности изнашивания при обработке сплава ТН-1, а также погрешность расчета $\delta_{r_{\min}} = (0,432 \pm 0,096) \cdot 10^{-3} \text{ мм}^{-2}$. Оптимальное значение толщины стружки $a = 0,34 \text{ мм}$. Наиболее близким из испытанных режимов, обеспечивающих сопоставимую интенсивность изнашивания режущей пластины, равную $0,475 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^{-2}$, является следующий: скорость резания 5 м/мин, подача 0,2 мм/об, глубина резания 0,3 мм. При этом толщина стружки составила 0,4 мм.

Для цитирования: Прогнозирование интенсивности изнашивания инструмента при обработке никелида титана ТН-1 / А.Г. Кисель, Н.М. Бобровский, Д.Б. Подашев, П.В. Целиков, Р.У. Каменов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 194–205. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-194-205.

Введение

Интенсивность изнашивания инструмента при изготовлении деталей в машиностроительном производстве является важным критерием оценки эффективности выбранной стратегии обработки. Малая интенсивность изнашивания говорит о том, что подобраны рациональные

*Адрес для переписки

Кисель Антон Геннадьевич, к.т.н., доцент,
Калининградский государственный технический университет,
Советский пр., 1,
236022, г. Калининград, Россия
Тел.: +7 999 458-08-25, e-mail: kisel1988@mail.ru

условия обработки с точки зрения срока службы инструмента. Снижение интенсивности изнашивания приводит к снижению издержек производства, связанных с затратами на обрабатываемый инструмент, и к повышению производительности в целом [1]. Поэтому на производстве интенсивность изнашивания стремятся снижать различными способами:

- применением рациональных режимов резания [2–4];
- использованием инструментов из износостойких материалов, с рациональной геометрией и износостойкими покрытиями [2, 5–8];
- снижением температуры в зоне резания [9–13];
- физико-химическим воздействием на инструмент и заготовку с целью изменения их свойств до или во время обработки [14–18].

При этом интенсивность изнашивания зависит от многих параметров, вследствие чего она является переменной величиной даже при применении постоянных условий обработки. Несмотря на то что ее сложно предсказать, в данном направлении проводятся исследования [19]. В частности, прогнозировать интенсивность изнашивания инструментов (или период стойкости инструмента) можно следующими способами:

- на основе эмпирических зависимостей, введенных по результатам предварительных экспериментальных исследований [20–22];
- за счет применения искусственного интеллекта и машинного обучения [23, 24];
- путем экспериментального определения зависимости контролируемых факторов и интенсивности изнашивания для конкретных случаев обработки [25–27].

Недостатком первого способа является низкая точность по причине наличия таких случайных факторов, как состав и свойства материалов заготовки и режущего инструмента, покрытия режущего инструмента, свойства применяемого

станочного оборудования и смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ). Недостаток второго способа заключается в его дороговизне. Наиболее рациональным, принятым в данных исследованиях, является последний способ.

В качестве примера обрабатываемого материала был выбран никелид титана (нитинол) ТН-1 вследствие малой изученности его обрабатываемости и большой важности для такой отрасли, как аэрокосмическая промышленность и других, где требуются сплавы с эффектом памяти формы, которым обладает данный сплав. Принятым видом обработки являлось точение без СОЖ (для устранения влияния данного фактора, а также в связи с имеющейся практикой обработки на промышленных предприятиях).

Учитывая вышесказанное, была поставлена **цель исследований**: снижение интенсивности изнашивания инструмента при обработке никелида титана ТН-1. Для достижения поставленной цели было необходимо решить следующие **задачи**:

- провести экспериментальные исследования интенсивности изнашивания инструмента при различных режимах обработки;
- выбрать параметр для анализа характера процесса обработки и определения его взаимосвязи с интенсивностью изнашивания инструмента;
- установить зависимость интенсивности изнашивания инструмента от выбранного параметра;
- разработать методику прогнозирования интенсивности изнашивания инструмента и рекомендации по выбору рационального режима обработки.

Методика исследований

Химический состав и свойства принятого для исследований материала представлены в табл. 1 и 2 соответственно [28–30].

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава ТН-1, стандартизированный ТУ 1-809-394-84 (масс. %)

Chemical composition of the TN-1 alloy, under TU 1-809-394-84 (% by weight)

Ni	Ti	Примеси (не более)							Сумма других примесей (не более)
		C	Co	Fe	Si	N	O	H	
53,5...56,5	Осн.	0,1	0,2	0,3	0,15	0,05	0,2	0,013	0,3

Таблица 2

Table 2

Механические свойства сплава ТН-1
Mechanical properties of the TN-1 alloy

ρ , кг/м ³	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	E , ГПа	HV	$T_{пл}$, °С	λ , Вт/(м·К)	c , Дж/(кг·К)
6450...6500	588	294	>10	33	331 ± 42	1250...1310	8,6...18	456

Примером изделия аэрокосмической техники, в котором применяется сплав ТН-1, может служить клапан однократного действия, представленный на рис. 1 [31]. Принцип действия клапана состоит в восстановлении формы предварительно деформированного (сжатого) толкателя 5 при его нагреве, в результате чего хвостовик 8 разрывается в месте проточки, и рабочее тело (газ или жидкость) проходит через образовавшийся зазор в направлении штуцера 4.

По рис. 1 видно, что толкатели 5 представляют собой тела вращения. Следовательно, при их изготовлении применяется токарная обработка.

Оценка интенсивности изнашивания проводилась на настольном токарном станке модели УТС6 с компьютерной системой ЧПУ. Токарная обработка была выбрана как наиболее распространенная при изготовлении изделий из сплава ТН-1. В качестве режущего инструмента применялся резец с твердосплавными сменными режущими пластинами CCMT09T308-EM с многослойным PVD-покрытием общей толщиной 4 мкм на основе AlTiN (алюмонитрид титана) (производство компании ZCC Cutting Tools, Китай). Материал используемых пластин – ультрамелкозернистый твердый сплав YBG205, состоящий из кобальта, карбидов вольфрама и кар-

бидов титана. Процентное содержание каждого компонента является коммерческой тайной фирмы-производителя. Данные режущие пластины предназначены для обработки следующих групп материалов с твердостью до 55 HRC: углеродистых и легированных сталей, коррозионно-стойких сталей, титановых и жаропрочных сплавов.

Геометрические параметры резца: $\gamma = 0^\circ$, $\alpha = 7^\circ$, $\varphi = 90^\circ$, $\varepsilon = 80^\circ$, $r = 0,4$ мм. Диаметр заготовки 10 мм.

Режимы резания при испытаниях были подобраны в соответствии с применяемыми на производстве при чистовой и получистовой обработке, а именно:

- скорость резания – от 5 до 30 м/мин;
- подача – от 0,03 до 0,2 мм/об;
- глубина резания – от 0,1 до 0,3 мм.

Следует отметить, что поскольку в задачи исследования не входило определение взаимосвязи параметров режима резания и интенсивности изнашивания режущей пластины, то для сокращения числа опытов было принято решение ограничиться только крайними уровнями варьирования факторов. При этом различные сочетания выбранных факторов обеспечат разные условия резания, а значит, и разные величины параметра, характеризующего процесс обработки. Это позволит построить график зависимости интенсивности изнашивания инструмента от выбранного параметра.

Таким образом, проводился полный трехфакторный эксперимент. В процессе испытаний контролируемым параметром являлся износ режущей пластины по задней поверхности, измерение которого выполнялось с помощью тарированного цифрового микроскопа. Предельным значением износа была принята величина 0,3 мм, так как она соответствует среднему

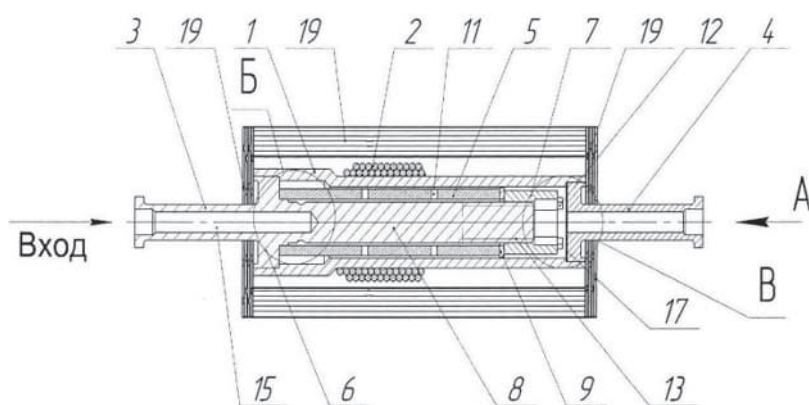


Рис. 1. Клапан однократного действия

Fig. 1. Single-acting valve

значению критерия износа при чистовой и получистой обработке. Поскольку величина принятого предельного значения износа существенно превышает толщину покрытия режущей пластины, то оценка стойкости проводилась для всего инструмента в целом, без учета степени влияния покрытия. В дальнейшем по полученным результатам определялась интенсивность изнашивания δ_V режущей пластины по объему удаленного с заготовки материала:

$$\delta_V = \frac{h_3}{V_{уд}}, \quad (1)$$

где h_3 – износ инструмента по задней поверхности, мм; $V_{уд}$ – объем удаленного материала заготовки, мм³.

Однако проведение стойкостных испытаний является достаточно трудоемким и ресурсозатратным, поэтому целесообразно вывести математическую зависимость, которая позволит прогнозировать интенсивность изнашивания по параметру, легко контролируемому при обработке и не требующему для его измерения дорогостоящего оборудования.

Одним из факторов, характеризующих процесс резания, может служить получаемая стружка. Ее основные параметры – толщина или ширина – в данной работе измерялись с помощью тарированного цифрового микроскопа.

При проведении исследований устанавливался один из принятых режимов обработки. После выполнения рабочего хода инструмента режущая пластина снималась с резца и проводилось измерение величины ее износа по задней

поверхности. У полученной при этом стружки измерялась толщина и ширина. Установленные величины заносились в таблицу, после чего пластина устанавливалась обратно на державку и выполнялся следующий проход. Испытания продолжались до достижения предельного износа, затем устанавливался другой режим резания.

Для повышения достоверности результатов исследований каждый опыт выполнялся по пять раз, после чего рассчитывались средние арифметические значения интенсивности изнашивания и параметров стружки, которые заносились в таблицу.

Результаты и их обсуждение

Полученные при испытаниях значения интенсивности изнашивания пластины и значения толщины a , мм, и ширины b , мм, стружки приведены в табл. 3.

На основе представленных данных были построены графики зависимостей $\delta_V = f(a)$ и $\delta_V = f(b)$, приведенные на рис. 2.

Оценка данных зависимостей с помощью средств MS Excel позволила установить величины достоверности аппроксимации, которая составила:

- 0,8653 для графика $\delta_V = f(a)$;
- 0,4943 для графика $\delta_V = f(b)$.

Таким образом, для прогнозирования величины интенсивности изнашивания целесообразно использовать первую зависимость $\delta_V = f(a)$, так как она обеспечивает большую точность рас-

Таблица 3

Table 3

Результаты испытаний

Test results

№ опыта	V , м/мин	S , мм/об	t , мм	δ_V , 10^{-3} мм ⁻²	a , мм	b , мм
1	5	0,03	0,1	0,594	0,260	0,685
2	30	0,03	0,1	3,271	0,092	0,541
3	5	0,2	0,1	1,435	0,167	0,514
4	30	0,2	0,1	3,723	0,129	0,455
5	5	0,03	0,3	1,45	0,471	0,892
6	30	0,03	0,3	3,444	0,111	0,628
7	5	0,2	0,3	0,475	0,400	0,863
8	30	0,2	0,3	1,377	0,237	0,879

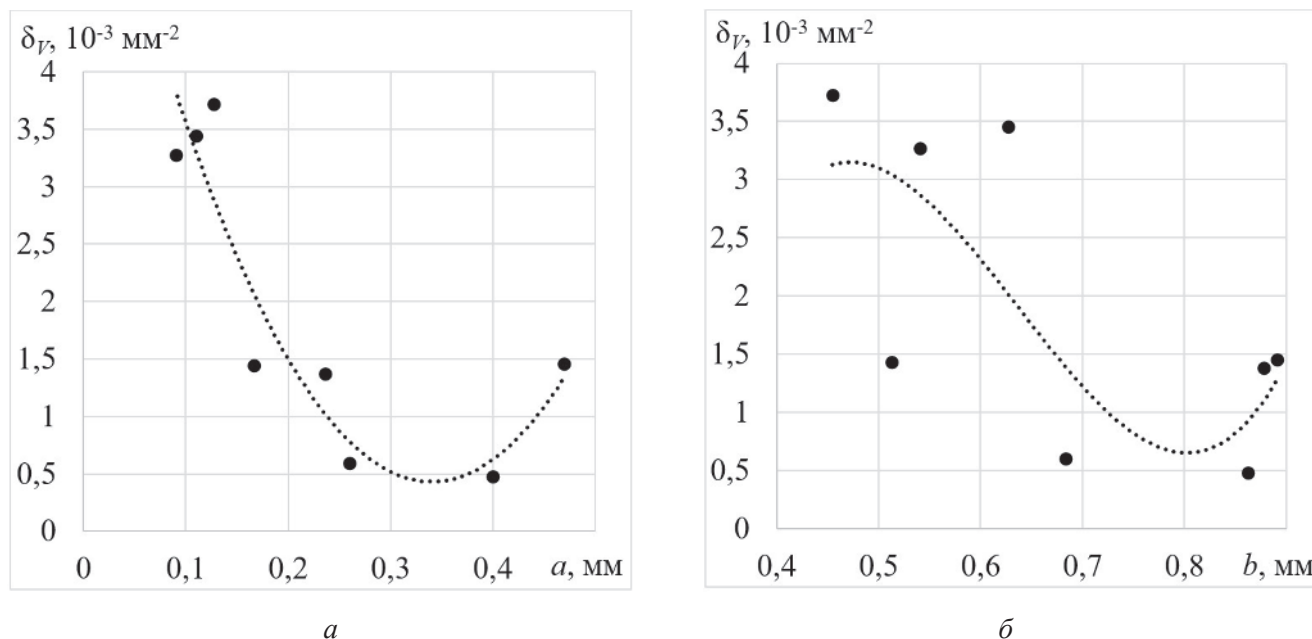


Рис. 2. Графики зависимостей $\delta_v = f(a)$ (а) и $\delta_v = f(b)$ (б)

Fig. 2. Dependence graphs $\delta_v = f(a)$ (a) and $\delta_v = f(b)$ (b)

четов. Установленная зависимость описывается следующей эмпирической формулой:

$$\delta_v = 54,0785a^2 - 36,8231a + 6,7004. \quad (2)$$

Для оценки величины погрешности расчетов в формулу (2) были подставлены измеренные ранее толщины стружки, посчитана интенсивность изнашивания и определена относительная погрешность ϵ по сравнению с экспериментальными данными. Полученные данные приведены в табл. 4.

Оценка результатов расчета показывает, что определение конкретной величины интенсив-

ности изнашивания по выведенной зависимости дает высокую погрешность – от 4,42 до 43,49 %. Это объясняется относительно малыми величинами измеряемых размеров стружки, малыми значениями интенсивности изнашивания и неоднородностью материалов инструмента и заготовки, что влияет на их свойства. Поэтому целесообразно установить не только зависимость интенсивности изнашивания, но и погрешность ее расчета по выведенной зависимости. С этой целью были определены абсолютные погрешности $\Delta\delta_v$, взятые по модулю, и построен график зависимости от величины толщины стружки.

Таблица 4

Table 4

Результаты расчетов интенсивности изнашивания

The results of calculations of the wear intensity

№ опыта	a , мм	$\delta_v(\text{эксп})$, 10^{-3} mm^{-2}	$\delta_v(\text{расч})$, 10^{-3} mm^{-2}	ϵ , %
1	0,260	0,594	0,782	31,67
2	0,092	3,271	3,784	15,68
3	0,167	1,435	2,059	43,49
4	0,129	3,723	2,862	–23,14
5	0,471	1,45	1,354	–6,65
6	0,111	3,444	3,292	–4,42
7	0,400	0,475	0,621	30,63
8	0,237	1,377	1,016	–26,18

Полученная зависимость представлена на рис. 3. При этом точки, имеющие большое отклонение от построенной зависимости, были отброшены и не учитывались в расчете, как ошибочные.

Оценка полученной зависимости показала, что ее достоверность аппроксимации составляет 0,9697. Представленный на рис. 3 график описывается формулой

$$\Delta\delta_V = 11,179a^2 - 8,7612a + 1,7833. \quad (3)$$

Таким образом, итоговую зависимость для прогнозирования интенсивности изнашивания инструмента при обработке заготовки из никелида титана ТН-1 можно описать системой следующих уравнений:

$$\begin{cases} \delta_V = 54,0785a^2 - 36,8231a + 6,7004, \\ \Delta\delta_V = 11,179a^2 - 8,7612a + 1,7833. \end{cases} \quad (4)$$

Графически установленную систему уравнений можно представить в виде кривых, ограничивающих разброс значений интенсивности изнашивания режущей пластины резца при точении заготовки из никелида титана ТН-1 (рис. 4).

Оценка графика (рис. 3) путем сравнения с экспериментальными результатами показала, что вероятность точного попадания реального значения интенсивности изнашивания инструмента в представленную область составляет не менее 87,5 % при доверительной вероятности 95 %, что говорит о достаточной для практики точности.

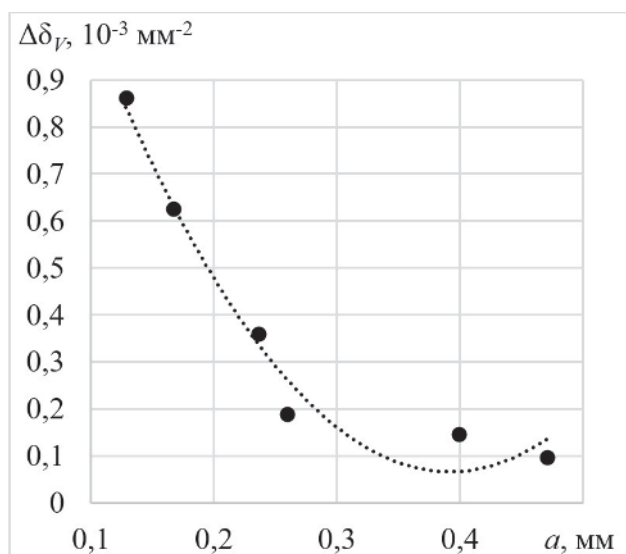


Рис. 3. График зависимости $\Delta\delta_V = f(a)$

Fig. 3. Dependency graph $\Delta\delta_V = f(a)$

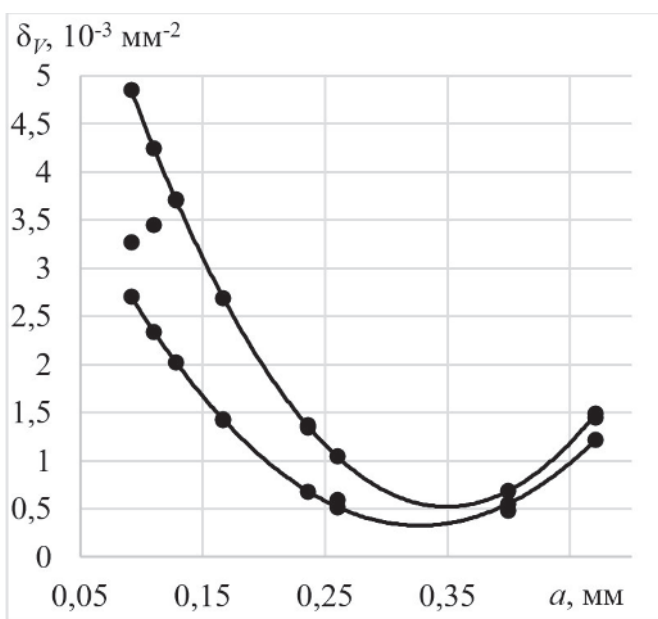


Рис. 4. Разброс значений интенсивности изнашивания инструмента при точении никелида титана ТН-1

Fig. 4. Variation in tool wear intensity during turning of titanium nickelide TN-1

Кроме того, очевидным является то, что зависимость интенсивности изнашивания имеет точку минимума. Это говорит о возможности нахождения оптимального значения или интервала оптимальных значений интенсивности изнашивания при известном максимально допустимом значении.

Для определения оптимального значения интенсивности изнашивания зависимость (2) была продифференцирована по величине толщины стружки a и приравнена к нулю. Решение уравнения позволило установить значение минимальной интенсивности изнашивания для описанного случая, а также погрешность расчета по выражению (3): $\delta_{V_{\min}} = (0,432 \pm 0,096) \cdot 10^{-3} \text{ mm}^{-2}$. При этом оптимальное значение $a = 0,34 \text{ mm}$.

Наиболее близким из испытанных режимов, обеспечивающих сопоставимую интенсивность изнашивания режущей пластины, равную $0,475 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^{-2}$, является следующий: скорость резания 5 м/мин, подача 0,2 мм/об, глубина резания 0,3 мм. При этом толщина стружки составила 0,4 мм.

Резюмируя, можно описать методику прогнозирования интенсивности изнашивания инструмента при обработке никелида титана ТН-1 (либо аналогичных по свойствам сплавов) следующим образом. Прогнозирование величины

изнашивания режущей пластины заключается в выполнении пробного прохода резца с целью получения стружки, по толщине которой необходимо рассчитать величину интенсивности изнашивания и наиболее вероятной абсолютной погрешности по представленным выше зависимостям (4). Выполнение таких операций позволит существенно сократить время испытаний и затраты на режущий инструмент.

Следует также отметить, что выявленные зависимости интенсивности изнашивания инструмента в условиях точения без применения смазочно-охлаждающих технологических средств (СОТС) коррелируют с современными тенденциями развития экологически безопасных технологий механической обработки (dry machining, MQL). Установленные закономерности могут быть использованы не только при выборе рациональных режимов резания, но и при формировании методологических основ моделирования процессов поверхностного пластического деформирования, в частности выглаживания. Это открывает возможности интеграции предложенного подхода с задачами прогнозирования свойств поверхностного слоя, включая шероховатость и износостойкость.

Выводы

Проведенные исследования позволили получить следующие результаты:

- экспериментально установлены значения интенсивности изнашивания режущего инструмента при различных режимах точения заготовок из никелида титана ТН-1;
- для анализа характера процесса обработки выбрана толщина получаемой стружки, так как зависимость от этого параметра обеспечивает большую точность расчетов интенсивности изнашивания инструмента;
- установлена эмпирическая зависимость интенсивности изнашивания инструмента от толщины получаемой стружки. Зависимость имеет параболическую форму, что позволило определить точку минимума и значение минимальной возможной интенсивности изнашивания инструмента;
- разработана методика прогнозирования интенсивности изнашивания инструмента при обработке никелида титана ТН-1 по толщине

получаемой стружки. Рекомендуемый режим обработки: скорость резания 5 м/мин, подача 0,2 мм/об, глубина резания 0,3 мм.

Результаты исследования позволяют экстраполировать установленные режимы резания на другие виды лезвийной обработки никелида титана и его аналогов с учетом определенных допущений. Кроме того, морфология и параметры стружки являются диагностическим признаком, позволяющим оценить механические свойства обрабатываемого материала, такие как прочность и пластичность. Установленная корреляция свидетельствует о потенциале параметров стружки для прогнозирования поведения материала в процессах поверхностно-пластического деформирования (ППД). Следовательно, они могут быть использованы в качестве критерия для выбора рациональных режимов ППД, направленных на формирование заданных свойств поверхностного слоя. Учитывая также установленное влияние состояния поверхности после лезвийной обработки на последующие операции ППД [32], представленные результаты могут быть интегрированы в систему реверсивного моделирования GPS-характеристик при выглаживании. Данная интеграция обеспечивает преемственность и системность проводимых исследований.

Список литературы

1. Zhang G., Wang J. Tool wear mechanism and suppression in machining ferrous materials // Material-oriented cutting processes in precision machining. – Singapore: Springer, 2025. – P. 109–145. – (Springer tracts in mechanical engineering). – DOI: 10.1007/978-981-96-2504-8_5.
2. Фам Х.Ч., Чигиринский Ю.Л., Полянчиков Ю.Н. Методы снижения интенсивности изнашивания твердосплавного инструмента // Фундаментальные исследования. – 2017. – № 12-1. – С. 132–137.
3. Унянин А.Н., Финагеев П.Р. Исследование эффективности методики коррекции режима процесса механической обработки с изменяющимися во времени параметрами в условиях неопределенности технологической информации // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2023. – № 12 (150). – С. 23–29. – DOI: 10.30987/2223-4608-2023-23-29.
4. Optimization of cutting modes during machining of difficult-to-cut materials / Y. Kusyi, A. Kuk, N. Hryniv, Y. Danylo // New Technologies, Development and Application VIII (NT 2025). – Cham, Switzerland: Springer, 2025. – P. 451–458. – (Lecture Notes in

Networks and Systems; vol. 1482). – DOI: 10.1007/978-3-031-95194-7_46.

5. Чигиринский Ю.Л., Фам Х.Ч. Особенности механической обработки дуплексных коррозионно-стойких сталей // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2016. – № 5 (184). – С. 51–54.

6. Cutting-tool wear and hardening of high-speed steel by local electrospark coating application / V.N. Gadalog, R.E. Abashkin, Yu.V. Boldyrev, E.F. Balabaeva, A.I. Lytkin // Russian Engineering Research. – 2009. – Vol. 29 (4). – P. 419–422. – DOI: 10.3103/S1068798X09040200.

7. Влияние многослойных покрытий на основе циркония и титана на износостойкость твердосплавного инструмента при точении нержавеющей стали / Е.В. Фоминов, М.М. Алиев, Ю.А. Тороп, А.Е. Мироненко, А.В. Фоменко, А.А. Марченко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2022. – Т. 18, № 11 (215). – С. 494–496. – DOI: 10.36652/1813-1336-2022-18-11-494-496.

8. Study of the effect of microgeometry parameters of the cutting edge on cutting force, wear, and machinability during milling / A.S. Babaev, V.N. Kozlov, A.R. Semenov, A.S. Shevchuk, V.A. Ovcharenko // Russian Engineering Research. – 2024. – Vol. 44 (12). – P. 1756–1766. – DOI: 10.3103/S1068798X24703271.

9. Дубров Д.Ю. Снижение интенсивности размерного износа режущих инструментов // Вестник Евразийской науки. – 2018. – Т. 10, № 5. – Ст. 73.

10. Кирейнов А.В., Есов В.Б. Влияние полусинтетической СОЖ с металлоорганическими присадками на износ твердосплавного инструмента при точении коррозионностойкой стали 12X18H10T // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. – 2018. – № 5 (331). – С. 70–73.

11. Performance of cutting fluids with nanoparticles in the Ti5553 alloy turning process using high-speed cutting / R.G. Dos Santos, J.M.F. De Paiva, R.D. Torres, F.L. Amorim // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2025. – Vol. 136 (10). – P. 4623–4645. – DOI: 10.1007/s00170-025-15126-5.

12. Nelson N., Nair A.R. The coupling of heat transfer between tool–chip–workpiece interfaces and the wear rate while applying nanofluids as cutting fluids in MQCL-assisted machining: a comprehensive review // Journal of Thermal Analysis and Calorimetry. – 2025. – Vol. 150. – P. 9743–9774. – DOI: 10.1007/s10973-025-14400-8.

13. Cutting performance and machining economy of the hard cutting tools in clean cutting of hardened H13 steel / Ch. Jing, G. Zheng, X. Cheng, Yu. Cui, H. Liu, H. Zhang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2024. – Vol. 130 (11–12). – P. 5165–5179. – DOI: 10.1007/s00170-024-13012-0.

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

15. Математическая модель процесса точения с использованием вибрационного воздействия на режущий инструмент / А.Н. Синько, Т.Ю. Никонина, В.В. Юрченко, А.К. Матешов, И.А. Марченко // Морские интеллектуальные технологии. – 2020. – № 2-1 (48). – С. 216–222. – DOI: 10.37220/MIT.2020.48.2.045.

16. Снижение температурно-силовой напряженности процесса резания при использовании опережающего пластического деформирования / А.А. Бондарев, Я.Н. Отений, Ю.Н. Полянчиков, Д.В. Крайнев // Научные технологии в машиностроении. – 2016. – № 3 (57). – С. 40–44.

17. Амбросимов С.К. Снижение сил резания при опережающем пластическом деформировании металлов // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2018. – № 7 (68). – С. 13–18. – DOI: 10.30987/article_5ba8a1865b1200.15607548.

18. Kupczyk M.J. The use of the addition of Cr₃C₂ in nanocrystalline sintered carbides to create a composite tool material with better operational properties // Materials Design And Applications V. – Cham, Switzerland: Springer, 2024. – P. 3–14. – (Advanced Structured Materials; vol. 212). – DOI: 10.1007/978-3-031-73906-4_1.

19. Predicting cutting tool life: models, modelling, and monitoring / S. Khadka, R.A. Rahman Rashid, G. Stephens, A. Papageorgiou, J. Navarro-Devia, S. Hägglund, S. Palanisamy // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2025. – Vol. 136 (7–8). – P. 3037–3076. – DOI: 10.1007/s00170-024-14961-2.

20. Thakur R., Sahu N.K., Shukla R.K. Parametric optimization of dry turning for improved machining of duplex stainless steel (DSS2205) using response surface methodology (RSM) and design of experiments (DOE) // Sadhana. – 2025. – Vol. 50 (1). – P. 2. – DOI: 10.1007/s12046-024-02649-y.

21. Vagaská A., Gombár M., Panda A. Application of mathematical programming methods in optimization of cutting conditions in machining processes // Optimization Methods in Mathematical Modeling of Technological Processes. – Cham, Switzerland: Springer, 2023. – P. 95–127. – (Mathematical Engineering). – DOI: 10.1007/978-3-031-35339-0_6.

22. Kolocheva V.V., Boridko N.V. Methodology for assessing the competitiveness of metal-cutting tools // Ecological Footprint of the Modern Economy and the Ways to Reduce It. – Cham, Switzerland: Springer,

2024. – P. 251–256. – (Advances in Science, Technology & Innovation). – DOI: 10.1007/978-3-031-49711-7_42.

23. Bayesian neural networks modeling for tool wear prediction in milling Al 6061 T6 under MQL conditions / J. Airao, A. Gupta, Ch.K. Nirala, A.W.J. Hsue // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2024. – Vol. 135 (5–6). – P. 2777–2788. – DOI: 10.1007/s00170-024-14678-2.

24. Lapshin V.P., Turkin I.A., Dudinov I.O. Compilation of a set of informative features for neural network-based determination of minimum vibration of cutting tools // Russian Engineering Research. – 2024. – Vol. 44 (9). – P. 1356–1362. – DOI: 10.3103/S1068798X24702101.

25. Mokriskij B.Y., Morozova A.V. Controlling the parameters of the cutting technological system by the dissipative structures state // Proceedings of the 8th International Conference on Industrial Engineering. ICIE 2022. – Cham, Switzerland: Springer, 2023. – (Lecture Notes in Mechanical Engineering). – DOI: 10.1007/978-3-031-14125-6_91.

26. Experimental Investigation of tool lifespan evolution during turning operation based on the new spectral indicator OL_{mod} / M.Kh. Babouri, N. Ouelaa, M.Ch. Djamaa, Z. Ouelaa, L. Chaabi, A. Djebala // Journal of Vibration Engineering and Technologies. – 2024. – Vol. 12. – P. 5455–5473. – DOI: 10.1007/s42417-023-01175-1.

27. Optimization of cutting modes during sustainable machining of products based on economic criteria / Y. Kusyi, O. Kostiuk, A. Kuk, A. Attanasio,

P. Cocca // Advanced Manufacturing Processes V (Inter-Partner 2023). – Cham, Switzerland: Springer, 2024. – P. 167–181. – (Lecture Notes in Mechanical Engineering). – DOI: 10.1007/978-3-031-42778-7_16.

28. Володько С.С. Разработка технологии получения компактных заготовок из порошковых интерметаллидов TiNi и (Ti,Hf)Ni на основе гидридно-кальциевого синтеза: дис. ... канд. техн. наук. – М., 2022. – 110 с.

29. Карелин Р.Д. Формирование структуры и функциональных свойств никелида титана на основе квазинепрерывной интенсивной пластической деформации в цикле Р.К.У.П. и ротационной ковки: дис. ... канд. техн. наук. – М., 2021. – 129 с.

30. Метод количественного описания зависимости модуля Юнга никелида титана от температуры / И.Н. Андронов, Н.П. Богданов, Н.А. Северова, А.В. Тарсин // Известия Коми научного центра УрО РАН. – 2013. – № 3 (15). – С. 87–90.

31. Патент № 2821357 С1 Российская Федерация, МПК F16K 17/38, F16K 17/40. Клапан однократного действия высокого давления: № 2023130441: заявл. 21.11.2023: опубл. 21.06.2024 / Н.М. Вертаков, В.А. Гречушников, А.В. Каташов, В.А. Панфилов; заявитель Акционерное общество «Опытное конструкторское бюро «Факел».

32. Makhalov M.S., Blumenstein V.Yu. The residual stress modeling in surface plastic deformation machining processes with the metal hardening effect consideration // Solid State Phenomena. – 2022. – Vol. 328. – P. 27–37. – DOI: 10.4028/p-z92o0e.

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 tool wear intensity during machining of titanium nickelide TN-1

Anton Kisel'^{1, 2, a, *}, Nikolaj Bobrovskij^{1, 3, b}, Dmitrij Podashev^{2, c}, Pavel Tselikov^{2, d}, Renat Kamenov^{1, 3, e}

¹ National Research University of Electronic Technology (MIET), 1 Shokin Square, Moscow, Zelenograd, 124498, Russian Federation

² Kaliningrad State Technical University, 1 Sovetsky Prospekt, Kaliningrad, 236022, Russian Federation

³ Togliatti State University, 14 Belorusskaya st., Togliatti, 445020, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-8014-0550>, kisel1988@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-9299-2822>, bobnm@yandex.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0001-9112-9253>, dbp90@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0008-6040-0600>, patersort@list.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0001-9181-5704>, renatkamenov@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 September 2025

Revised: 25 September 2025

Accepted: 11 November 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Titanium Nickelide

Chip

Wear intensity

Shrinkage coefficient

Tool

Prediction

Funding

The research was supported by a grant from the Russian Science Foundation, project No. 22-19-00298-P, <https://rscf.ru/en/project/22-19-00298/>

ABSTRACT

Introduction. One of the crucial criteria for evaluating the effectiveness of the chosen strategy for machining blanks is the tool wear intensity. Reducing the intensity of tool wear leads to a reduction in production costs related to cutting tool expenditures and an improvement in overall productivity. **The purpose of this work** is to reduce tool wear intensity during the machining of a blank manufactured from the shape memory alloy titanium nickelide *TN-1*. **Methods.** As part of this research, a complete three-factor turning experiment was conducted on the alloy blank to determine the cutting insert wear intensity over a wide range of cutting conditions. During the tests, the geometric parameters of the resulting chips, specifically thickness and width, were measured. By constructing graphs representing the dependencies of the chip parameters, approximating these dependencies, and assessing the reliability of each approximation, a key parameter was identified for developing a methodology to predict tool wear intensity. **Results and discussion.** The study demonstrates that for predicting the cutting insert wear intensity when turning a titanium nickelide *TN-1* blank, it is advisable to use the dependency on the resulting chip thickness. The established mathematical dependency is described by a system of equations that allows for the determination of the cutting insert wear intensity and the calculation error. The probability of accurately predicting the true value of tool wear intensity within the specified range is at least 87.5% at a 95% confidence level, which indicates sufficient practical accuracy. The essence of the methodology developed within this study for predicting the cutting insert wear magnitude lies in performing a test cut to obtain a chip whose thickness is then used to calculate the wear intensity magnitude and the most probable absolute error based on the established dependencies. Additionally, the study establishes that the wear intensity dependency exhibits a minimum point. This circumstance allowed for the establishment of the minimal possible wear intensity during *TN-1* alloy machining, as well as the associated calculation error: $\delta_{\min} = (0.432 \pm \pm 0.096) \cdot 10^{-3} \text{ mm}^{-2}$. For an optimal chip thickness of $a = 0.34 \text{ mm}$, the closest tested mode yielding a comparable wear intensity of $0.475 \cdot 10^{-3} \text{ mm}^{-2}$ is: cutting speed 5 m/min, feed rate 0.2 mm/rev, depth of cut 0.3 mm. The chip thickness for this mode was 0.4 mm.

For citation: Kisel' A.G., Bobrovskij N.M., Podashev D.B., Tselikov P.V., Kamenov R.U. Prediction of tool wear intensity during machining of titanium nickelide TN-1. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 194–205. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-194-205. (In Russian).

References

1. Zhang G., Wang J. Tool wear mechanism and suppression in machining ferrous materials. *Material-oriented cutting processes in precision machining. Springer Tracts in Mechanical Engineering*. Singapore, Springer, 2025, pp. 109–145. DOI: 10.1007/978-981-96-2504-8_5.
2. Pham H.T., Tchigirinskiy Yu.L., Polyanchikov Yu.N. Metody snizheniya intensivnosti iznashivaniya tverdosplavnogo instrumenta [Methods of intensity decreasing of hard alloy tool wear]. *Fundamental'nye issledovaniya = Fundamental Research*, 2017, no. 12-1, pp. 132–137. (In Russian).

* Corresponding author

Kisel' Anton G., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Kaliningrad State Technical University,
 1 Sovetsky Prospekt,
 236022, Kaliningrad, Russian Federation
Tel.: +7 (999) 458-08-25, **e-mail:** kisel1988@mail.ru

3. Unyanin A.N., Finageev P.R. Issledovanie effektivnosti metodiki korrektsii rezhima protsessa mekhanicheskoi obrabotki s izmenyayushchimisya vo vremeni parametrami v usloviyakh neopredelennosti tekhnologicheskoi informatsii [Study of the technique performance for the correction of the mode of the machining process with time-varying parameters in the conditions of technological information uncertainty]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2023, no. 12 (150), pp. 23–29. DOI: 10.30987/2223-4608-2023-23-29.
4. Kusyi Y., Kuk A., Hryniv N., Danylo Y. Optimization of cutting modes during machining of difficult-to-cut materials. *New Technologies, Development and Application VIII (NT 2025). Lecture Notes in Networks and Systems*. Cham, Switzerland, Springer, 2025, vol. 1482, pp. 451–458. DOI: 10.1007/978-3-031-95194-7_46.
5. Chigirinskii Yu.L., Pham H.T. Osobennosti mekhanicheskoi obrabotki dupleksnykh korrozionnostoikikh stalei [Features of mechanical processing of duplex corrosion-resistant steels]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia Volgograd State Technical University*, 2016, no. 5 (184), pp. 51–54.
6. Gadalov V.N., Abashkin R.E., Boldyrev Yu.V., Balabaeva E.F., Lytkin A.I. Cutting-tool wear and hardening of high-speed steel by local electrospark coating application. *Russian Engineering Research*, 2009, vol. 29 (4), pp. 419–422. DOI: 10.3103/S1068798X09040200.
7. Fominov E.V., Aliev M.M., Torop Yu.A., Mironenko A.E., Fomenko A.V., Marchenko A.A. Vliyanie mnogosloinykh pokrytii na osnove tsirkoniya i titana na iznosostoikost' tverdosplavnogo instrumenta pri tochenii nerzhaveyushchei stali [Effect of multilayer coatings based on zirconium and titanium on wear resistance of carbide tools during turning of stainless steel]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening Technologies and Coatings*, 2022, vol. 18, no. 11 (215), pp. 494–496. DOI: 10.36652/1813-1336-2022-18-11-494-496.
8. Babaev A.S., Kozlov V.N., Semenov A.R., Shevchuk A.S., Ovcharenko V.A. Study of the effect of microgeometry parameters of the cutting edge on cutting force, wear, and machinability during milling. *Russian Engineering Research*, 2024, vol. 44 (12), pp. 1756–1766. DOI: 10.3103/S1068798X24703271.
9. Dubrov D.Yu. Snizhenie intensivnosti razmernogo iznosa rezhushchikh instrumentov [Reducing the intensity of dimensional wear of cutting tools]. *Vestnik Evraziiskoi nauki = The Eurasian Scientific Journal*, 2018, vol. 10, no. 5, art. 73.
10. Kireinov A.V., Esov V.B. Vliyanie polusinteticheskoi SOZh s metalloorganicheskimi prisadkami na iznos tverdosplavnogo instrumenta pri tochenii korrozionnostoikoi stali 12Kh18N10T [The influence of semi-synthetic cutting fluid with organometallic additives on tool wear in turning of stainless steel 12H18N10T]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii = Fundamental and Applied Problems of Engineering and Technology*, 2018, no. 5 (331), pp. 70–73.
11. Dos Santos R.G., De Paiva J.M.F., Torres R.D., Amorim F.L. Performance of cutting fluids with nanoparticles in the Ti5553 alloy turning process using high-speed cutting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 136 (10), pp. 4623–4645. DOI: 10.1007/s00170-025-15126-5.
12. Nelson N., Nair A.R. The coupling of heat transfer between tool–chip–workpiece interfaces and the wear rate while applying nanofluids as cutting fluids in MQCL-assisted machining: a comprehensive review. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2025, vol. 150, pp. 9743–9774. DOI: 10.1007/s10973-025-14400-8.
13. Jing Ch., Zheng G., Cheng X., Cui Yu., Liu H., Zhang H. Cutting performance and machining economy of the hard cutting tools in clean cutting of hardened H13 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 130 (11–12), pp. 5165–5179. DOI: 10.1007/s00170-024-13012-0.
14. Kovalevskyy S.V., Kovalevska O.S., Koshovii A.O. Vysokovol'tnyi razryad kak faktor povysheniya rezhushchikh svoystv neperetachivaemykh plastin [High-voltage discharge as a factor of increasing the cutting properties of disposable inserts]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 6–17. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.3-6-17. (In Russian).
15. Sin'ko A.N., Nikonova T.Yu., Yurchenko V.V., Mateshov A.K., Marchenko I.A. Matematicheskaya model' protsessa tocheniya s ispol'zovaniem vibratsionnogo vozdeistviya na rezhushchii instrument [Mathematical model of the turning process using vibration impact on the cutting tool]. *Morskie intellektual'nye tekhnologi = Marine Intellectual Technologies*, 2020, no. 2-1 (48), pp. 216–222. DOI: 10.37220/MIT.2020.48.2.045.
16. Bondarev A.A., Otenii Ya.N., Polyanchikov Yu.N., Krainev D.V. Snizhenie temperaturno-silovoi napryazhennosti protsessa rezaniya pri ispol'zovanii operezhayushchego plasticheskogo deformirovaniya [Reducing the temperature-force stress of the cutting process using advanced plastic deformation]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2016, no. 3 (57), pp. 40–44.
17. Ambrosimov S.K. Snizhenie sil rezaniya pri operezhayushchem plasticheskom deformirovanii metallov [Cutting force decrease at leading metal plastic deformation]. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Bryansk State Technical University*, 2018, no. 7 (68), pp. 13–18. DOI: 10.30987/article_5ba8a1865b1200.15607548.

18. Kupczyk M.J. The use of the addition of Cr_3C_2 in nanocrystalline sintered carbides to create a composite tool material with better operational properties. *Materials Design And Applications V. Advanced Structured Materials*. Cham, Switzerland, Springer, 2024, vol. 212, pp. 3–14. DOI: 10.1007/978-3-031-73906-4_1.
19. Khadka S., Rahman Rashid R.A., Stephens G., Papageorgiou A., Navarro-Devia J., Hägglund S., Palanisamy S. Predicting cutting tool life: models, modelling, and monitoring. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 136 (7–8), pp. 3037–3076. DOI: 10.1007/s00170-024-14961-2.
20. Thakur R., Sahu N.K., Shukla R.K. Parametric optimization of dry turning for improved machining of duplex stainless steel (DSS2205) using response surface methodology (RSM) and design of experiments (DOE). *Sadhana*, 2025, vol. 50 (1), p. 2. DOI: 10.1007/s12046-024-02649-y.
21. Vagaská A., Gombár M., Panda A. Application of mathematical programming methods in optimization of cutting conditions in machining processes. *Optimization Methods in Mathematical Modeling of Technological Processes. Mathematical Engineering*. Cham, Switzerland, Springer, 2023, pp. 95–127. DOI: 10.1007/978-3-031-35339-0_6.
22. Kolocheva V.V., Boridko N.V. Methodology for assessing the competitiveness of metal-cutting tools. *Ecological Footprint of the Modern Economy and the Ways to Reduce It. Advances in Science, Technology & Innovation*. Cham, Switzerland, Springer, 2024, pp. 251–256. DOI: 10.1007/978-3-031-49711-7_42.
23. Airao J., Gupta A., Nirala Ch.K., Hsue A.W.J. Bayesian neural networks modeling for tool wear prediction in milling Al 6061 T6 under MQL conditions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 135 (5–6), pp. 2777–2788. DOI: 10.1007/s00170-024-14678-2.
24. Lapshin V.P., Turkin I.A., Dudinov I.O. Compilation of a set of informative features for neural network-based determination of minimum vibration of cutting tools. *Russian Engineering Research*, 2024, vol. 44 (9), pp. 1356–1362. DOI: 10.3103/S1068798X24702101.
25. Mokriskij B.Y., Morozova A.V. Controlling the parameters of the cutting technological system by the dissipative structures state. *Proceedings of the 8th International Conference on Industrial Engineering. ICIE 2022. Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Cham, Switzerland, Springer, 2023. DOI: 10.1007/978-3-031-14125-6_91.
26. Babouri M.Kh., Ouelaa N., Djamaa M.Ch., Ouelaa Z., Chaabi L., Djebala A. Experimental Investigation of tool lifespan evolution during turning operation based on the new spectral indicator OL_{mod} . *Journal of Vibration Engineering and Technologies*, 2024, vol. 12, pp. 5455–5473. DOI: 10.1007/s42417-023-01175-1.
27. Kusyi Y., Kostiuk O., Kuk A., Attanasio A., Cocca P. Optimization of cutting modes during sustainable machining of products based on economic criteria. *Advanced Manufacturing Processes V (InterPartner 2023). Lecture Notes in Mechanical Engineering*. Cham, Switzerland, Springer, 2024, pp. 167–181. DOI: 10.1007/978-3-031-42778-7_16.
28. Volod'ko S.S. *Razrabotka tekhnologii polucheniya kompaktnykh zagotovok iz poroshkovykh intermetallidov TiNi i (Ti,Hf)Ni na osnove gidridno-kal'tsievogo sinteza*. Diss. kand. tekhn. nauk [Development of a technology for producing compact blanks from powdered intermetallic compounds TiNi and (Ti,Hf)Ni based on calcium hydride synthesis. PhD eng. sci. diss.]. Moscow, 2022. 110 p.
29. Karelin R.D. *Formirovanie struktury i funktsional'nykh svoystv nikelida titana na osnove kvazinepreryvnoi intensivnoi plasticheskoi deformatsii v tsikle R.K.U.P. i rotatsionnoi kovki*. Diss. kand. tekhn. nauk [Formation of the structure and functional properties of titanium nickelide based on quasi-continuous intense plastic deformation in the R.K.U.P. cycle and rotational forging. PhD eng. sci. diss.]. Moscow, 2021. 129 p.
30. Andronov I.N., Bogdanov N.P., Severova N.A., Tarsin A.V. Metod kolichestvennogo opisaniya zavisimosti modulya Yunga nikelida titana ot temperatury [Method of quantitative description of temperature dependence of NiTi Young's modulus]. *Izvestiya Komi nauchnogo tsentra UrO RAN = Proceedings of the Komi Science Centre Ural Branch Russian Academy of Sciences*, 2013, no. 3 (15), pp. 87–90.
31. Vertakov N.M., Grechushnikov V.A., Katashov A.V., Panfilov V.A. *Klapan odnokratnogo deistviya vysokogo davleniya* [Single-action high-pressure valve]. Patent RF, no. 2821357, 2024.
32. Makhalov M.S., Blumenstein V.Yu. The residual stress modeling in surface plastic deformation machining processes with the metal hardening effect consideration. *Solid State Phenomena*, 2022, vol. 328, pp. 27–37. DOI: 10.4028/p-z92o0e.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование анизотропии свойств синтезированных металлических материалов WAAM-методом

Андрей Киричек ^{1, a}, Дмитрий Соловьев ^{2, b, *}, Александр Яшин ^{2, c}, Сергей Силантьев ^{2, d},
 Артемий Аборкин ^{2, e}, Максим Новиков ^{1, f}

¹ Брянский государственный технический университет, бул. 50 лет Октября, 7, г. Брянск, 241035, Россия

² Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, ул. Горького, 87, г. Владимир, 600000, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-3823-0501>, avkbgtu@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4475-319X>, murstin@yandex.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-3186-1300>, yashin2102@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-3524-385X>, ppdsio@yandex.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-4979-7164>, aborkin@vlsu.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0000-7552-312X>, novikovmax14@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791

История статьи:

Поступила: 27 июля 2025

Рецензирование: 02 августа 2025

Принята к печати: 02 сентября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Аддитивные технологии

WAAM

Анизотропия

Прочность

Твердость

Ударная вязкость

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, работа «Проведение фундаментальных научных исследований» в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки РФ по проекту № FZWR-2024-0003 (№ 075-00150-24-03) «Разработка технологической стратегии и теоретико-экспериментальное исследование ключевых элементов технологии аддитивного синтеза из металлической проволоки деталей 3DMP-методом и волнового термомодеформационного упрочнения синтезируемых деталей машин».

АННОТАЦИЯ

Введение. Аддитивные технологии, в частности WAAM-метод, позволяют быстро и экономично производить сложные металлические изделия. Однако при этом возникает анизотропия физико-механических свойств синтезированных материалов, которую необходимо учитывать при их дальнейшей эксплуатации. **Цель работы.** Количественная оценка анизотропии свойств материалов, полученных WAAM-методом, для повышения надежности применения изделий в ответственных конструкциях. **Методика исследования.** Экспериментальное создание образцов из низкоуглеродистой легированной стали 08Г2С, нержавеющей стали 04Х19Н9 и алюминиевого сплава АМг3 и последующее их исследование на прочность, ударную вязкость и твердость. Результаты приведены в сравнении с материалами в исходном состоянии, что позволяет рассмотреть относительную анизотропию по каждому из параметров. **Результаты и обсуждение.** Исследование показало, что для стали 08Г2С предел прочности образцов, полученных WAAM-методом, почти не отличается по направлениям, что свидетельствует о высокой изотропии (относительная анизотропия составила 1,3 %). У относительного удлинения наблюдается относительная анизотропия 33 %, у ударной вязкости 21 %, у твердости 16 %. Сталь 04Х19Н9 проявляет относительную анизотропию по пределу прочности 15,1 %, по относительному удлинению 244 %, по ударной вязкости 33 %, по твердости 4 %. У алюминиевого сплава АМг3 из-за «вертикального» направления относительная анизотропия предела прочности составила 83,6 %, а относительного удлинения – 513 %. Для ударной вязкости в зависимости от места вырезки образцов относительная анизотропия изменяется незначительно (28 %), по твердости материал можно считать изотропным. В целом наименьшая относительная анизотропия наблюдается по твердости, а наибольшая – по относительному удлинению.

Для цитирования: Исследование анизотропии свойств синтезированных металлических материалов WAAM-методом / А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев, А.В. Яшин, С.А. Силантьев, А.В. Аборкин, М.А. Новиков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 206–220. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-206-220.

Введение

В настоящее время аддитивные технологии (АТ) открывают новые возможности для изготовления сложных металлических изделий. Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) сочетает преимущества сварочных технологий и аддитивного производства. WAAM-метод использу-

*Адрес для переписки

Соловьев Дмитрий Львович, д.т.н., профессор
 Владимирский государственный университет
 им. Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых,
 ул. Горького, 87,
 600000, г. Владимир, Россия
 Тел.: +7 920 900-46-42, e-mail: murstin@yandex.ru

ет стандартную сварочную дугу и проволоочный присадочный материал [1]. В процессе WAAM электрическая дуга плавит проволоку, которая затем оседает послойно, формируя часть детали. Преимуществами применения WAAM-метода являются высокая скорость наплавки, возможность изготовления крупногабаритных деталей и относительная экономичность [2]. Однако, как и многие АТ, основанные на послойном осаждении материала, технология WAAM обуславливает формирование анизотропии (различия по направлениям) физико-механических свойств синтезируемых материалов [3, 4]. Это достаточно важно для практического применения указанной технологии при создании ответственных сложно нагруженных деталей.

Анизотропия в материалах, полученных WAAM-методом, возникает вследствие специфики термодинамических условий процесса. Одним из таких условий является направленное тепловложение, т. е. когда дуга последовательно расплавляет проволоку, создавая локальные объемы расплава (сварочные ванны), которые быстро затвердевают. Это приводит к формированию ярко выраженной столбчато-дендритной микроструктуры [5], ориентированной обычно вверх от подложки или предыдущего слоя и радиально от центра валика [6]. Другим условием являются особенности процесса послойного наплавления, когда создается слоистая макро-структура с границами между валиками и слоями. Эти границы могут быть зонами с измененными химическим составом, размерами зерен, плотностью дефектов и остаточными напряжениями. Вдоль границ валиков или слоев возникающие дефекты (поры и непровары) могут иметь вытянутую форму и предпочтительную ориентацию [7]. При наплавке синтезированный материал испытывает сложные термические циклы, поскольку каждый вновь наплавленный слой подвергает нижележащие слои многократному нагреву и охлаждению, что приводит к рекристаллизации, росту зерен, фазовым превращениям в ранее отложенных слоях, а также к развитию значительных остаточных напряжений из-за неравномерного нагрева и охлаждения [8].

Исследования показали, что при использовании WAAM-технологии для различных сплавов механические свойства получаемых материалов, такие как предел прочности и относительное

удлинение, часто зависят от направления изготовления. Как правило, эти характеристики оказываются выше в горизонтальном направлении по сравнению с вертикальным [9], причем разница варьируется в зависимости от материала и может достигать значительных величин [10–12]. Однако существуют технологические режимы, позволяющие обеспечить относительно изотропное поведение [13]. Кроме того, для некоторых сплавов, например магниевых AZ31, наблюдается противоположная тенденция: лучшие механические свойства выявляются в вертикальном направлении [14], что также указывает на выраженную анизотропию структуры и свойств изделий, полученных WAAM-методом.

Возможность направления свойств материала в нужную сторону позволяет оптимизировать изделие и делать его эксплуатационные свойства более эффективными.

Для управления анизотропией свойств синтезируемого материала WAAM-методом существует целый комплекс мероприятий:

- подбор режимов с пониженным тепловложением [15];
- использование импульсных или СМТ-режимов (Cold Metal Transfer) для уменьшения объема сварочной ванны и термического воздействия [16];
- применение стратегий, меняющих направление наплавки для «разбивания» столбчатой структуры [17];
- предварительный и сопутствующий подогрев подложки [18];
- термическая обработка для снятия напряжений, выравнивания структуры и достижения требуемого комплекса свойств [19];
- применение поверхностного пластического деформирования после синтеза (дробеструйная обработка) или во время синтеза (ультразвуковая обработка, накатывание роликом, ударная проковка, волновое деформационное упрочнение) каждого или нескольких слоев для измельчения зерна и разрушения столбчатой структуры, снижения пористости, а также для создания сжимающих остаточных напряжений на поверхности [20].

Целью настоящей работы является количественная оценка анизотропии механических свойств материалов, синтезированных методом WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing). Для

достижения поставленной цели в процессе исследования решались следующие *задачи*:

- синтез методом WAAM образцов первого порядка из трех широко применяемых в машиностроении материалов с существенно отличающимися технологическими и механическими свойствами: низкоуглеродистой легированной стали 08Г2С, нержавеющей стали 04Х19Н9 и алюминиевого сплава АМг3;

- вырезка из синтезированных образцов первого порядка для оценки механических свойств материала экспериментальных образцов второго порядка, ориентированных относительно направления движения подачи фидстока и направления синтеза;

- исследование механических свойств синтезированного материала в нескольких направлениях: предела прочности при растяжении, относительного удлинения, ударной вязкости и твердости;

- сопоставление механических свойств синтезированного материала с характеристиками исходного материала (проката), определение относительной анизотропии по каждому параметру и анализ зависимости уровня анизотропии от марки материала, направления синтеза и подачи фидстока.

Методика исследований

Для прогнозирования надежности и оптимизации процесса достижения изотропных или контролируемо-анизотропных свойств необходимо исследование анизотропии механических свойств материалов, полученных WAAM-методом. Для этого были проанализированы предел прочности, относительное удлинение при растяжении, ударная вязкость и твердость различных материалов с существенно отличающимися технологическими и механическими свойствами, которые активно используются в АТ: низкоуглеродистых сталей, нержавеющей сталей и алюминиевых сплавов. Для анализа были выбраны конкретные образцы из каждой категории: легированная низкоуглеродистая сталь 08Г2С, нержавеющая сталь 04Х19Н9 и алюминиевый сплав АМг3.

Предложено понятие «относительная анизотропия», которое позволяет количественно оценить не только разброс свойств по направлениям

внутри синтезированного WAAM-методом материала (классическая анизотропия), но и отклонение этих свойств в характерных направлениях от известных значений, приведенных в справочной литературе для проката из материала той же марки (исходного материала). Это позволяет:

- оценить влияние направления WAAM-синтеза и направления движения фидстока на однородность свойств материала в объеме синтезированного изделия и на отклонение свойств материала синтезированного образца от свойств проката из материала той же марки, а также степень неоднородности отклонений в зависимости от характерного направления в синтезированном объеме;

- выявить «критические» направления, где отклонение свойств от исходного материала наиболее значительно;

- дать интегральную оценку пригодности материала и технологии для ответственных применений, когда, например, высокое значение относительной анизотропии в каком-либо направлении по ключевому свойству сигнализирует о потенциальной слабости конструкции в этом направлении.

Относительная анизотропия предела прочности синтезированных образцов по сравнению с пределом прочности материала в исходном состоянии оценивалась как

$$\Delta\sigma_B = \frac{\sigma_{B0} - \sigma_B}{\sigma_B} \cdot 100 \%,$$

где σ_{B0} – значение предела прочности материала в исходном состоянии, МПа; σ_B – измеренное значение у синтезированных образцов.

Относительная анизотропия относительного удлинения синтезированных образцов по сравнению с относительным удлинением материала в исходном состоянии оценивалась как

$$\Delta\varepsilon = \frac{\varepsilon_0 - \varepsilon}{\varepsilon} \cdot 100 \%,$$

где ε_0 – значение относительного удлинения материала в исходном состоянии, %; ε – измеренное значение у синтезированных образцов.

Относительная анизотропия ударной вязкости синтезированных образцов по сравнению с ударной вязкостью материала в исходном состоянии оценивалась как

$$\Delta KCU = \frac{KCU_0 - KCU}{KCU} \cdot 100 \%,$$

где KCU_0 – значение ударной вязкости материала в исходном состоянии, %; KCU – измеренное значение у синтезированных образцов.

Относительная анизотропия твердости синтезированных образцов по сравнению с твердостью материала в исходном состоянии оценивалась как

$$\Delta HV = \frac{HV_0 - HV}{HV} \cdot 100 \%,$$

где HV_0 – значение твердости материала в исходном состоянии, %; HV – измеренное значение у синтезированных образцов.

Если величины $\Delta\sigma_b$, $\Delta\epsilon$, ΔKCU , ΔHV имеют положительные значения, то соответствующие характеристики (σ_b , ϵ , KCU , HV) материала, синтезированного WAAM-методом, хуже, чем у исходного материала. Если значения отрицательные, то характеристики WAAM-материала лучше. Общая относительная анизотропия образца первого порядка оценивалась как разница между максимальным и минимальным значением относительной анизотропии образцов второго порядка.

Для проведения исследований WAAM-методом синтезировались образцы первого порядка в форме призмы, из которых вырезались образцы второго порядка для испытаний на прочность при растяжении по ГОСТ 1497–84, на

ударную вязкость по ГОСТ 9454–78, а также для измерения твердости по Виккерсу. Для проведения испытаний на прочность и ударную вязкость образцы были расположены в синтезированных призмах согласно схемам (рис. 1, 2).

Образцы второго порядка изготавливались в вертикальном направлении (направлении синтеза) и трех горизонтальных ориентациях: параллельно направлению движения подачи фидстока в процессе синтеза, перпендикулярно и под углом 45° . Измерение твердости осуществлялось в трех плоскостях: вертикально, параллельно и перпендикулярно направлению движения подачи фидстока в процессе синтеза (рис. 3).

Измерения твердости проводились с шагом 0,3 мм по базе 10 мм. В каждом направлении выполнялось не менее трех параллельных серий таких измерений. Для каждого уровня (состоящего минимум из трех точек замера) рассчитывалось среднее значение твердости. Высота каждого синтезируемого слоя для сталей 08Г2С и 04Х19Н9 составляла 2,2 мм, для алюминиевого сплава АМг3 – 2,5 мм.

Режимы синтеза выбирались исходя из условий получения качественных образцов с минимальным количеством пор (табл. 1) [21].

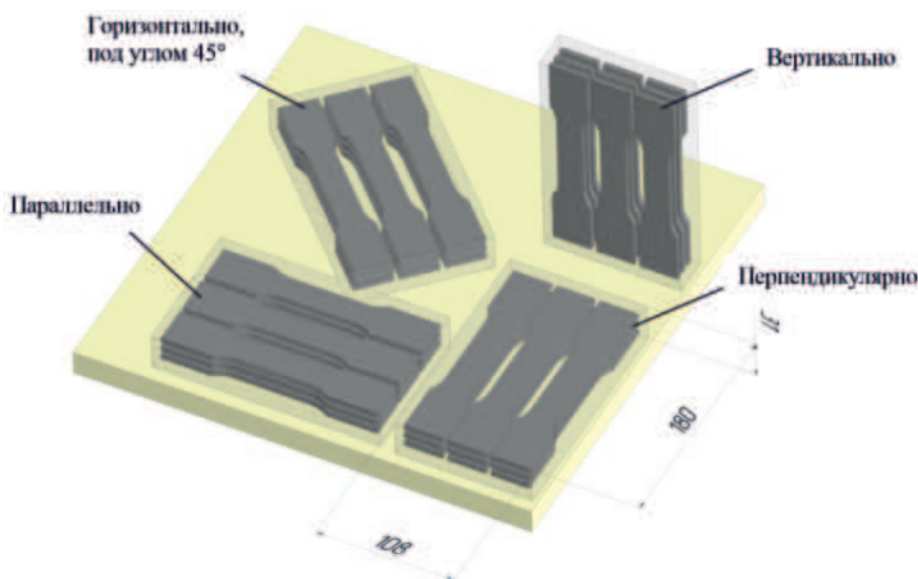


Рис. 1. Условное расположение синтезируемых образцов на подложке (направление подачи фидстока для всех образцов одинаковое)

Fig. 1. Schematic representation of synthesized samples arrangement on the substrate (welding torch direction consistent for all samples)

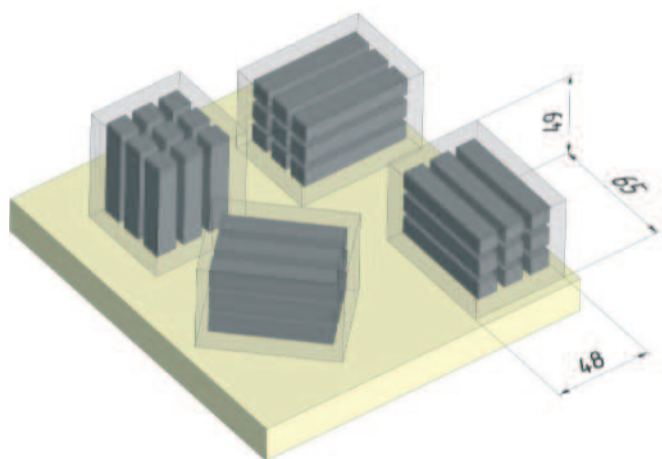


Рис. 2. Условное расположение синтезируемых образцов для испытаний на ударную вязкость на подложке (направление подачи фидстока для всех образцов одинаковое)

Fig. 2. Schematic representation of synthesized sample arrangement for impact toughness testing on the substrate (welding torch direction consistent for all samples)

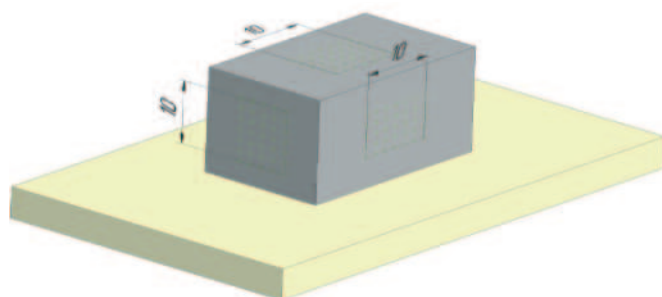


Рис. 3. Схема измерения твердости на синтезированных образцах

Fig. 3. Hardness measurement scheme for synthesized samples

Результаты и их обсуждение

Установлено, что для стали 08Г2С предел прочности образцов, полученных WAAM-методом, практически не отличается во всех направлениях расположения, он равен 486...492 МПа (табл. 2) и практически не уступает пределу прочности проката в состоянии поставки (490...510 МПа). Относительная анизотропия предела прочности составила 1,3 % (рис. 4, а). По этому параметру синтезированный материал можно считать изотропным. Относительное удлинение при расположении образца вертикально немного ниже по сравнению с горизонтальным расположением образца, соответственно 12 и 13 %, и существенно уступает значениям относительного удлинения проката из данного материала в состоянии поставки (20–30 %). Относительная анизотропия относительного удлинения составила 33 % (рис. 4, б).

Наибольшее значение ударной вязкости 192 Дж/см² зафиксировано на образцах с направлением вырезки «горизонтально, под углом 45°», наименьшее – при перпендикулярном направлении вырезки (154 Дж/см²) (табл. 2), они превосходят ударную вязкость проката из данного материала в состоянии поставки (130...162 Дж/см²). Относительная анизотропия ударной вязкости составила не более 21 % (рис. 4, в).

Наибольшее среднее значение твердости 212 HV зафиксировано в вертикальном направлении, наименьшее – в перпендикулярном (179 HV), среднее значение твердости в параллельном направлении составило 202 HV (табл. 2).

Таблица 1
Table 1

Режимы синтеза
Synthesis parameters

Параметр / Parameter	Материал / Material		
	08Г2С / 0,08C-2Mn-1Si	04X19Н9 / 0,04C-19Cr-9Ni	АМг3 / 97Al-3Mg
Сила тока, А / Current strength, A	175	170	125
Напряжение, В / Voltage, V	19,6	18,3	18,7
Скорость подачи проволоки, м/мин / Wire feed rate, m/min	5,64	6,37	7,3
Скорость подачи фидстока, мм/мин / Feedstock feed rate, mm/min	1000	1000	1000
Диаметр проволоки, мм / Wire diameter, mm	1,2	1,2	1,2

Результаты исследования механических свойств синтезированного материала

Mechanical properties of synthesized materials

Материал / Material	Свойство / Property	Расположение образца второго порядка в призме / Second-order sample position within the prism	Направление вырезки образцов относительно направления движения подачи фидстока / Sample cutoff direction relative to feedstock travel direction	Исходный материал (прокат) / Source mate- rial (rolled stock)	Материал после WAAM- синтеза / WAAM-fabri- cated material	Относительная анизотропия, % / Relative anisotropy, %
08Г2С / 0.08C-2Mn- 1Si	σ_b , МПа / σ_u , МПа	Вертикально / Vertically	–	500	486	2,9
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		490	2,0
			Перпендикулярно / Perpendicular		492	1,6
			Параллельно / Parallel		487	2,7
	ε , % / ε , %	Вертикально / Vertically	–	25	10,8	131
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		12,6	98
			Перпендикулярно / Perpendicular		12,6	98
			Параллельно / Parallel		12,6	98
	KCU , Дж/см ² / KCU , J/cm ²	Вертикально / Vertically	–	146	166	–12
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		192	–24
			Перпендикулярно / Perpendicular		154	–5
			Параллельно / Parallel		168	–13
	HV , кгс/мм ² / HV , kgf/mm ²	Вертикально / Vertically	–	190	212	–10
		Горизонтально / Horizontally	Перпендикулярно / Perpendicular		179	6
			Параллельно / Parallel		202	–6
04X19H9 / 0.04 C-19 Cr-9 Ni	σ_b , МПа / σ_u , МПа	Вертикально / Vertically	–	620	534	16,1
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		614	1,0
			Перпендикулярно / Perpendicular		537	15,5
			Параллельно / Parallel		562	10,3
	ε , % / ε , %	Вертикально / Vertically	–	35	22	56
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		16,7	110
			Перпендикулярно / Perpendicular		9	300
			Параллельно / Parallel		20,1	74

Окончание табл. 2

The End Table 2

Материал / Material	Свойство / Property	Расположение образца второго порядка в призме / Second-order sample position within the prism	Направление вырезки образцов относительно направления движения подачи фидстока / Sample cutoff direction relative to feedstock travel direction	Исходный материал (прокат) / Source material (rolled stock)	Материал после WAAM- синтеза / WAAM-fabricated materia	Относительная анизотропия, % / Relative anisotropy, %
	KCU , Дж/ см^2 / KCU , J/cm ²	Вертикально / Vertically	–	120	177	–32
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		125	–4
			Перпендикулярно / Perpen- dicular		119	1
			Параллельно / Parallel		141	–15
	HV , кгс/мм ² / HV , kgf/mm ²	Вертикально / Vertically	–	190	355	–47
		Горизонтально / Horizontally	Перпендикулярно / Perpendicular		318	–40
			Параллельно / Parallel		336	–43
AMg3 / 97 Al-3 Mg	σ_b , МПа / σ_u , МПа	Вертикально / Vertically	–	230	129	78,3
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		230	0
			Перпендикулярно / Perpendicular		243	–5,3
			Параллельно / Parallel		220	4,5
	ε , % / ε , %	Вертикально / Vertically	–	13	2	550
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		8,55	52
			Перпендикулярно / Perpendicular		9,03	44
			Параллельно / Parallel		9,47	37
	KCU , Дж/см ² / KCU , J/cm ²	Вертикально / Vertically	–	40	17	134
		Горизонтально / Horizontally	Под углом 45° / At a 45-degree angle		16	145
			Перпендикулярно / Perpendicular		18	117
			Параллельно / Parallel		18	128
	HV , кгс/мм ² / HV , kgf/mm ²	Вертикально / Vertically	–	45	74	–39
		Горизонтально / Horizontally	Перпендикулярно / Perpendicular		74	–39
			Параллельно / Parallel		73	–39

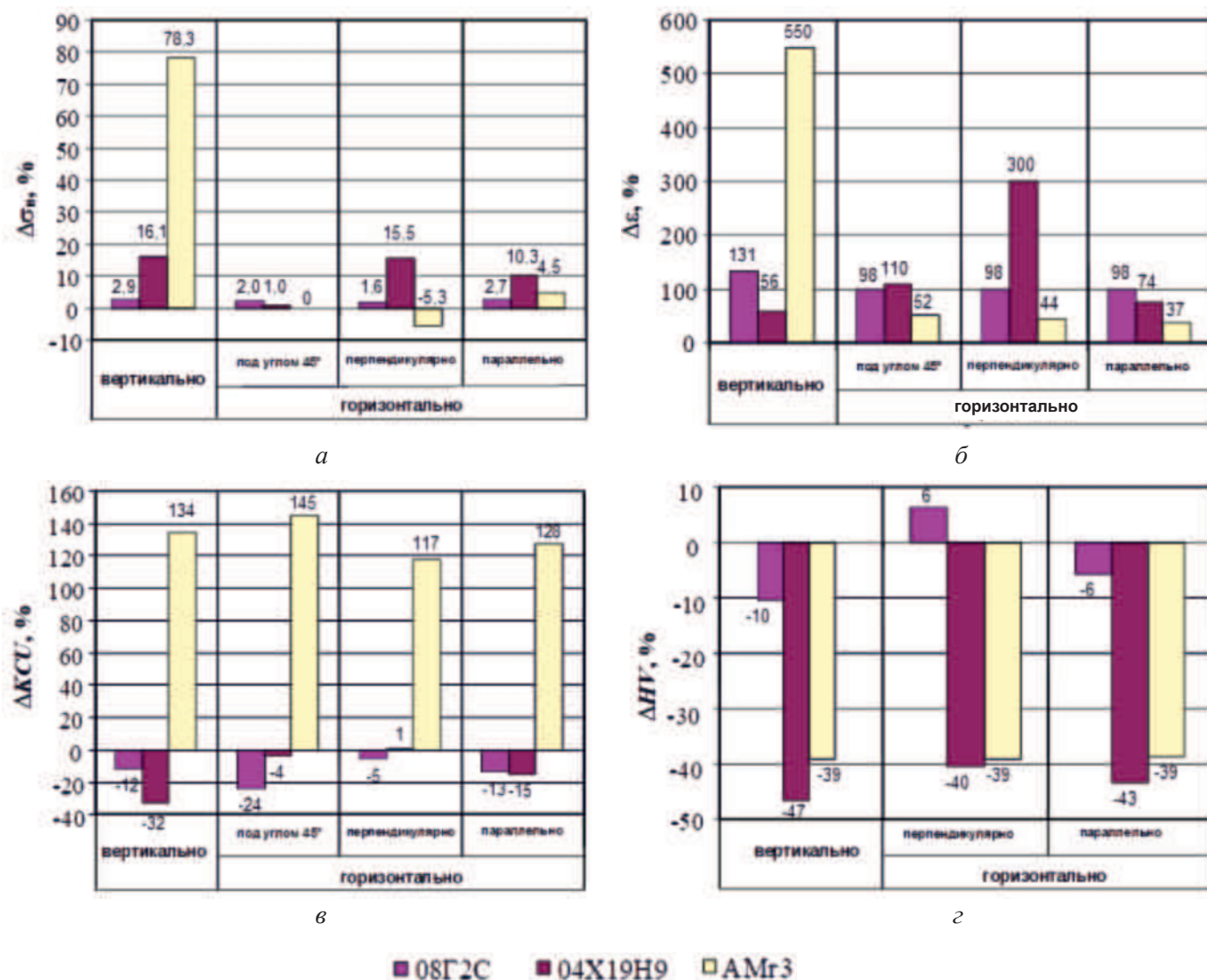


Рис. 4. Относительная анизотропия синтезированных образцов, измеренных в различных направлениях: предела прочности (а), относительного удлинения (б), ударной вязкости (в) и твердости (г)

Fig. 4. Relative anisotropy of synthesized samples measured in different directions: tensile strength (a), elongation (б), impact toughness (в), and hardness (г)

Следовательно, твердость, измеренная в перпендикулярном направлении, явно ниже, чем в параллельном и вертикальном (рис. 5, а). Полученная твердость синтезированного образца сопоставима с твердостью проката из данного материала в состоянии поставки 180...200 HV. Относительная анизотропия твердости составила 16 % (рис. 4, г).

Анализ полученных данных о твердости всех синтезируемых материалов показал, что разброс значений в каждом из трех направлений измерений сопоставим с тем, который наблюдается при измерении твердости сплавов, изготовленных литьем или прокаткой.

Для стали 04Х19Н9 максимальный предел прочности составил 614 МПа (табл. 2) при пер-

пендикулярном расположении образца, а минимальный – 534 МПа при параллельном. Полученные значения несколько уступают пределу прочности проката из данного материала в состоянии поставки (610...620 МПа). Относительная анизотропия предела прочности составила 15,1 % (рис. 4, а). Максимальное относительное удлинение 22 % зафиксировано у образца с расположением «параллельно», а минимальное значение 9 % зафиксировано при расположении образца «горизонтально, под углом 45°», что существенно уступает значениям относительного удлинения проката из данного материала в состоянии поставки (33–36 %). Относительная анизотропия относительного удлинения составила 244 % (рис. 4, б).

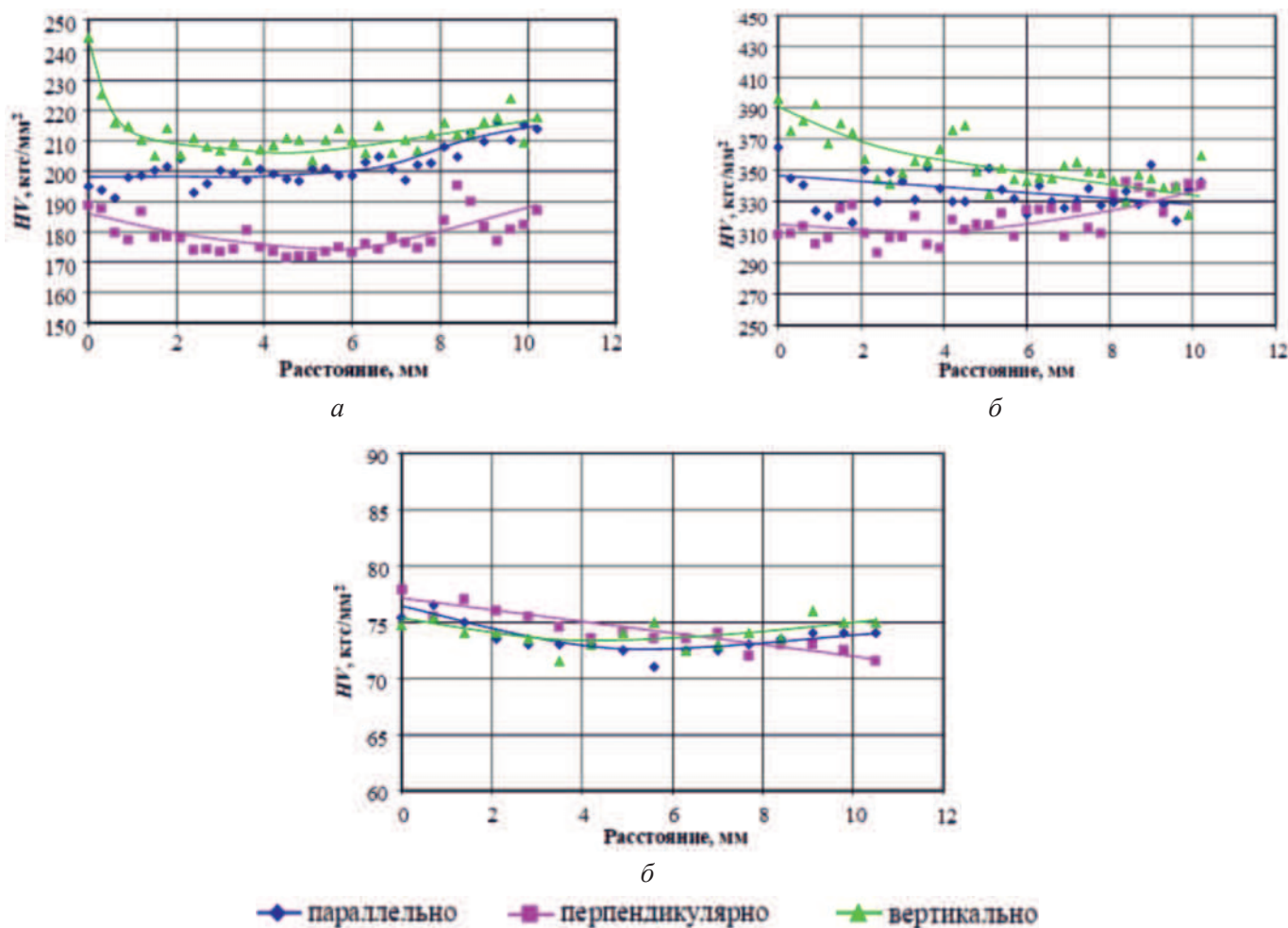


Рис. 5. Твердость синтезированных образцов, измеренная в различных направлениях: сталь 08Г2С (а), сталь 04Х19Н9 (б), алюминиевый сплав АМг3 (в)

Fig. 5. Hardness of synthesized samples measured in different directions: 0.08C-2Mn-1Si steel (a), 0.04C-19Cr-9Ni steel (б), 97Al-3Mg aluminum alloy (в)

Наибольшее значение ударной вязкости зафиксировано на образцах с направлением вырезки «вертикально» 177 Дж/см^2 (табл. 2), а наименьшее – при перпендикулярном направлении вырезки (119 Дж/см^2), что соответствует ударной вязкости проката из данного материала в состоянии поставки (120 Дж/см^2) и превосходит ее. Относительная анизотропия ударной вязкости составила 33 % (рис. 4, в).

Для нержавеющей стали 04Х19Н9, как и для стали 08Г2С, наибольшее среднее значение твердости 355 HV (табл. 2) зафиксировано в вертикальном направлении, наименьшее 318 HV – в перпендикулярном, среднее значение твердости 336 HV – в параллельном направлении. То есть твердость, измеренная в перпендикулярном направлении, ниже, чем в параллельном, и примерно на столько же ниже, чем в вертикальном (рис. 5, б). Полученная твердость синтезирован-

ного образца во всех направлениях значительно превышает твердость проката из данного материала в состоянии поставки ($160...180 \text{ кгс/мм}^2$). Относительная анизотропия твердости составила 4 % (рис. 4, з).

Для алюминиевого сплава АМг3 максимальный предел прочности 243 МПа (табл. 2) получен при перпендикулярном расположении образца, а минимальный 129 МПа – при вертикальном расположении. Предел прочности образцов, вырезанных во всех горизонтальных направлениях, в отличие от образца, вырезанного вертикально, не уступает пределу прочности проката из данного материала в состоянии поставки ($200...230 \text{ МПа}$). Из-за вертикального направления относительная анизотропия предела прочности составила 83,6 % (рис. 4, а). Относительное удлинение при расположении образца вертикально почти в 4,5 раза ниже образцов, вы-

резанных в горизонтальных направлениях: соответственно 2 и 8,6...9,4 %. Значения относительного удлинения по всем направлениям уступают относительному удлинению проката из данного материала в состоянии поставки (13 %). Относительная анизотропия относительного удлинения составила 513 % (рис. 4, б).

Наибольшее значение ударной вязкости 18 Дж/см² (табл. 2) зафиксировано на образцах с направлением вырезки «перпендикулярно», наименьшее – при направлении вырезки «горизонтально, под углом 45°» (16 Дж/см²). Ударная вязкость в зависимости от места вырезки образцов изменяется незначительно, относительная анизотропия 28 % (рис. 4, в), однако существенно уступает ударной вязкости проката из данного материала в состоянии поставки (40 Дж/см²).

Среднее значение твердости по всем направлениям измерения было одинаковым и составило 74 HV (рис. 5, в), что превышает твердость проката из данного материала в состоянии поставки в 1,6 раза (45 HV). По твердости синтезированный материал можно считать изотропным (рис. 4, г).

Значения относительной анизотропии исследуемых материалов по пределу прочности, относительному удлинению, ударной вязкости и твердости представлены в табл. 3.

Установлено, что при синтезе WAAM-методом исследуемых металлических материалов наименьшая относительная анизотропия формируется по твердости, а наибольшая – по относительному удлинению. Наиболее изотропной по всем исследованным свойствам является

низкоуглеродистая сталь 08Г2С, а наиболее анизотропным (за счет образцов, вырезанных в вертикальном направлении) – алюминиевый сплав АМгЗ. Анизотропия стали 04Х19Н9 связана с полученными низкими значениями относительного удлинения образцов, вырезанных в горизонтальной плоскости перпендикулярно подаче горелки при наплавке.

Выводы

Проведен синтез WAAM-методом трех базовых материалов – низкоуглеродистой легированной стали 08Г2С, нержавеющей стали 04Х19Н9 и алюминиевого сплава АМгЗ, чтобы охватить материалы с существенно различающимися механическими свойствами. Найдены режимы синтеза, которые позволяют получать образцы с пределом прочности, сопоставимым с пределом прочности проката из указанных материалов.

Введено понятие относительной анизотропии как процентного отклонения свойств синтезированного материала от величин для исходного материала (проката), по которой предложено оценивать как изменение механических свойств в зависимости от направления внутри синтезированного материала, так и отклонение этих свойств от проката.

Установлено, что для стали 08Г2С наименьшая относительная анизотропия наблюдается по пределу прочности 1,3 %, наибольшая – по относительному удлинению 33 %, поэтому материал можно считать практически изотропным

Таблица 3

Table 3

Значения относительной анизотропии исследуемых материалов

Relative anisotropy values of the studied materials

Марка материала / Material grade	Относительная анизотропия, % / Relative anisotropy, %			
	предела прочности / of the ultimate tensile strength	относительного удлинения / of the elongation	ударной вязкости / of the impact toughness	твердости / of the hardness
08Г2С / 0.08C-2Mn-1Si	1,3	33	21	16
04Х19Н9 / 0.04C-19Cr-9Ni	15,1	244	33	4
АМгЗ / 97Al-3Mg	83,6	513	21	0

по прочности. Прочность синтезированной стали 08Г2С практически соответствует прочности проката, но относительное удлинение меньше в 2–2,3 раза.

Для стали 04Х19Н9 минимальный уровень относительной анизотропии выявлен по твердости – 4 %, а максимальный – по относительному удлинению, 244 %, что позволяет считать материал практически изотропным по твердости. При этом твердость синтезированной стали 04Х19Н9 близка к твердости проката, а относительное удлинение снижено в 1,5–4 раза.

Из-за вертикального направления алюминиевый сплав АМg3 демонстрирует наибольшую анизотропию по пределу прочности, 83,6 %, и по удлинению – 513 %, но по твердости она отсутствует, поэтому полученный материал можно считать изотропным по этому параметру. Сравнение с исходным материалом показывает, что твердость синтезированного материала аналогична твердости проката, предел прочности в вертикальном направлении снижен в 1,8 раза (в остальных направлениях сопоставим с прокатом), а относительное удлинение снижено в 1,4–6,5 раза относительно проката.

В целом минимальная относительная анизотропия наблюдается по твердости для всех материалов, что делает твердость наиболее стабильным параметром при WAAM-синтезе. Наиболее значимыми направлениями являются вертикальное и горизонтальное – параллельно и перпендикулярно направлению подачи фидстока при наплавке.

Список литературы

1. Tomar B., Shiva S., Nath T. A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 31. – P. 103739. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.103739.
2. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing / C.R. Cunningham, J.M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S.T. Newman // *Additive Manufacturing*. – 2018. – Vol. 22. – P. 672–686. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
3. Description of anisotropic material response of wire and arc additively manufactured thin-walled stainless steel elements / N. Hadjipantelis, B. Weber, C. Buchanan, L. Gardner // *Thin-Walled Structures*. –

2022. – Vol. 171. – P. 108634. – DOI: 10.1016/j.tws.2021.108634.

4. On the anisotropy of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel parts / L. Palmeira Belotti, T.F.W. van Nuland, M.G.D. Geers, J.P.M. Hoefnagels, J.A.W. van Dommelen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2023. – Vol. 863. – P. 144538. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.144538.

5. Wire + Arc additive manufacturing / S.W. Williams, F. Martina, A.C. Addison, J. Ding, G. Pardal, P. Colegrove // *Materials Science and Technology*. – 2016. – Vol. 32 (7). – P. 641–647. – DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.

6. Heat sources in wire arc additive manufacturing and their impact on macro-microstructural characteristics and mechanical properties – An overview / N.A. Siddiqui, M. Muzamil, T. Jamil, G. Hussain // *Smart Materials in Manufacturing*. – 2025. – Vol. 3. – P. 100059. – DOI: 10.1016/j.smmf.2024.100059.

7. Albannai A.I. A brief review on the common defects in wire arc additive manufacturing // *International Journal of Current Science Research and Review*. – 2022. – Vol. 5 (12). – P. 4556–4576. – DOI: 10.47191/ijcsrr/V5-i12-19.

8. Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components / J. Sun, J. Hensel, M. Köhler, K. Dilger // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2021. – Vol. 65. – P. 97–111. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.

9. Le V.Th., Mai D.S. Microstructural and mechanical characteristics of 308L stainless steel manufactured by gas metal arc welding-based additive manufacturing // *Materials Letters*. – 2020. – Vol. 271. – P. 127791. – DOI: 10.1016/j.matlet.2020.127791.

10. Open-source wire and arc additive manufacturing system: Formability, microstructures, and mechanical properties / X. Lu, Y.F. Zhou, X.L. Xing, L.Y. Shao, Q.X. Yang, S.Y. Gao // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2017. – Vol. 93 (5–8). – P. 2145–2154. – DOI: 10.1007/s00170-017-0636-z.

11. Wahg Y., Chen X., Su Ch. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by wire-arc additive manufacturing // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 374. – P. 116–123. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.05.079.

12. Исследование структуры и анизотропии механических свойств стального изделия, полученного методом послойной электродуговой проволоочной 3D-печати / И.В. Власов, А.И. Гордиенко, А.Е. Кузнецова, В.М. Семенчук // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. – 2023. – Т. 66, № 6. – С. 709–717. – DOI: 10.17073/0368-0797-2023-6-709-717.



13. Nagasai B., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Mechanical properties of wire arc additive manufactured carbon steel cylindrical component made by gas metal arc welding process // *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*. – 2021. – Vol. 30 (1). – P. 188–198. – DOI: 10.1515/jmbm-2021-0019.

14. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured AZ31 magnesium alloy using cold metal transfer process / X. Yang, J. Liu, Zh. Wang, X. Lin, F. Liu, W. Huang, E. Liang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 774. – P. 138942. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.138942.

15. Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process / N.A. Rosli, M.R. Alkahari, M.F. bin Abdollah, Sh. Maidin, F.R. Ramli, S.G. Herawan // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2021. – Vol. 11. – P. 2127–2145. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.02.002.

16. Selvi S., Vishvaksenan A., Rajasekar E. Cold metal transfer (CMT) technology – An overview // *Defence Technology*. – 2018. – Vol. 14 (1). – P. 28–44. – DOI: 10.1016/j.dt.2017.08.002.

17. Nguyen Q.L. Tool path planning for wire-arc additive manufacturing processes. Thesis for: Doctoral. – BTU Cottbus – Senftenberg, 2022. – DOI: 10.26127/BTUOpen-5982.

18. Effect of deposition strategies on mechanical strength of wire arc additively manufactured Inconel 625 / G.S. Rajput, M. Gor, H. Soni, V. Badheka, P. Sahlot // *Materials Today: Proceedings*. – 2022. – Vol. 62 (13). – P. 7324–7328. – DOI: 10.1016/j.matpr.2022.05.164.

19. 3D-printed metals: Process parameters effects on mechanical properties of 17-4 P H stainless steel / F.R. Andreacola, I. Capasso, A. Langella, G. Brando // *Heliyon*. – 2023. – Vol. 9 (7). – P. e17698. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e17698.

20. Гибридные технологии и оборудование аддитивного синтеза изделий / А.В. Киричек, О.Н. Федонин, А.В. Хандожко, А.А. Жирков, Д.Л. Соловьев, С.В. Баринов // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2022. – № 8 (134). – С. 31–38. – DOI: 10.30987/2223-4608-2022-8-31-38.

21. Влияние технологических факторов на процессы формирования параметров качества изделий, изготавливаемых WAAM-методом на основе дуговой сварки в защитных газах / Ш. Ли, Ч. Линь, А.В. Киричек, М.Н. Нагоркин, М.А. Новиков // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. – 2025. – № 5 (167). – С. 3–14. – DOI: 10.30987/2223-4608-2025-5-3-14.

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



Anisotropy of properties in metal materials fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM)

Andrey Kirichek^{1, a}, Dmitry Solovyev^{2, b, *}, Alexander Yashin^{2, c}, Sergey Silantyev^{2, d},
 Artemy Aborkin^{2, e}, Maxim Novikov^{1, f}

¹ Bryansk State Technical University, 7 50 Let Oktyabrya Bul., Bryansk, 241035, Russian Federation

² Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs, 87 Gorkogo str., Vladimir, 600000, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-3823-0501>, avkbgtu@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4475-319X>, murstin@yandex.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-3186-1300>, yashin2102@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-3524-385X>, ppdsio@yandex.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-4979-7164>, aborkin@vlsu.ru; ^f <https://orcid.org/0009-0000-7552-312X>, novikovmax14@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 27 July 2025

Revised: 02 August 2025

Accepted: 02 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Additive technologies
 Wire arc additive manufacturing
 (WAAM)
 Anisotropy
 Tensile strength
 Hardness
 Impact toughness

Funding

The research was carried out with the support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, as part of the basic part of the state assignment of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation under project No. FZWR-2024-0003 (No. 075-00150-24-03) "Development of a technological strategy and theoretical and experimental study of the key elements of the technology of additive synthesis of metal wire parts using the 3DMP method and wave thermo-deformation strengthening of synthesized machine parts".

ABSTRACT

Introduction. Additive manufacturing (AM) technologies, particularly wire arc additive manufacturing (WAAM), offer a rapid and cost-effective approach for producing complex metal components. However, WAAM can induce anisotropy in the resulting material's physical and mechanical properties. This anisotropy must be considered in design and application to ensure reliable performance in service. **The purpose of the work.** This study aims to quantitatively assess the anisotropy of mechanical properties in materials produced by WAAM to enhance the reliability of components used in critical applications. **Research methodology.** Samples were fabricated from low-carbon alloyed steel (0.08 C-2 Mn-1 Si), stainless steel (0.04 C-19 Cr-9 Ni), and aluminum alloy (97 Al-3 Mg) using the WAAM process. These samples were then subjected to mechanical testing to determine their tensile and impact toughness and hardness. Results were compared to those of the materials in the initial state to determine the relative anisotropy of each property. **Results and discussion.** For 0.08 C-2 Mn-1 Si steel, the tensile strength of WAAM-fabricated samples exhibited minimal variation across different orientations, indicating relatively high isotropy (relative anisotropy of 1.3 %). A relative anisotropy of 33 % was observed for elongation, 21 % for impact toughness, and 16 % for hardness. The 0.04 C-19 Cr-9 Ni stainless steel exhibited a relative anisotropy of 15.1 % for tensile strength, 244 % for elongation, 33 % for impact toughness, and 4% for hardness. The 97 Al-3 Mg aluminum alloy showed a significant relative anisotropy in tensile strength (83.6 %) and relative elongation (513 %) due to differences in the "vertical" direction. Impact toughness exhibited only slight variations (28 %) depending on sample orientation, while hardness can be considered isotropic. In general, hardness demonstrated the lowest relative anisotropy, while elongation exhibited the highest.

For citation: Kirichek A.V., Solovyev D.L., Yashin A.V., Silantyev S.A., Aborkin A.V., Novikov M.A. Anisotropy of properties in metal materials fabricated by wire arc additive manufacturing (WAAM). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 206–220. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-206-220. (In Russian).

* Corresponding author

Solovyev Dmitry L., D.Sc. (Engineering), Professor
 Vladimir State University named after Alexander and Nikolay Stoletovs,
 87 Gorky str.,
 600000, Vladimir, Russian Federation
 Tel: +7 920 900-46-42, e-mail: murstin@yandex.ru

References

1. Tomar B., Shiva S., Nath T. A review on wire arc additive manufacturing: Processing parameters, defects, quality improvement and recent advances. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 31, p. 103739. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.103739.
2. Cunningham C.R., Flynn J.M., Shokrani A., Dhokia V., Newman S.T. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 22, pp. 672–686. DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
3. Hadjipantelis N., Weber B., Buchanan C., Gardner L. Description of anisotropic material response of wire and arc additively manufactured thin-walled stainless steel elements. *Thin-Walled Structures*, 2022, vol. 171, p. 108634. DOI: 10.1016/j.tws.2021.108634.
4. Palmeira Belotti L., van Nuland T.F.W., Geers M.G.D., Hoefnagels J.P.M., van Dommelen J.A.W. On the anisotropy of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel parts. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 863, p. 144538. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144538.
5. Williams S.W., Martina F., Addison A.C., Ding J., Pardal G., Colegrove P. Wire + Arc additive manufacturing. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32 (7), pp. 641–647. DOI: 10.1179/1743284715Y.0000000073.
6. Siddiqui N.A., Muzamil M., Jamil T., Hussain G. Heat sources in wire arc additive manufacturing and their impact on macro-microstructural characteristics and mechanical properties – An overview. *Smart Materials in Manufacturing*, 2025, vol. 3, p. 100059. DOI: 10.1016/j.smmf.2024.100059.
7. Albannai A.I. A brief review on the common defects in wire arc additive manufacturing. *International Journal of Current Science Research and Review*, 2022, vol. 5 (12), pp. 4556–4576. DOI: 10.47191/ijcsrr/V5-i12-19.
8. Sun J., Hensel J., Köhler M., Dilger K. Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 65, pp. 97–111. DOI: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.
9. Le V.Th., Mai D.S. Microstructural and mechanical characteristics of 308L stainless steel manufactured by gas metal arc welding-based additive manufacturing. *Materials Letters*, 2020, vol. 271, p. 127791. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.127791.
10. Lu X., Zhou Y.F., Xing X.L., Shao L.Y., Yang Q.X., Gao S.Y. Open-source wire and arc additive manufacturing system: Formability, microstructures, and mechanical properties. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 93 (5–8), pp. 2145–2154. DOI: 10.1007/s00170-017-0636-z.
11. Wahg Y., Chen X., Su Ch. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by wire-arc additive manufacturing. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 374, pp. 116–123. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.05.079.
12. Vlasov I.V., Gordienko A.I., Kuznetsova A.E., Semenchuk V.M. Structure and mechanical properties anisotropy of a steel product manufactured by layer-by-layer electric arc wire 3D printing. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2023, vol. 66 (6), pp. 709–717. DOI: 10.17073/0368-0797-2023-6-709-717.
13. Nagasai B., Malarvizhi S., Balasubramanian V. Mechanical properties of wire arc additive manufactured carbon steel cylindrical component made by gas metal arc welding process. *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*, 2021, vol. 30 (1), pp. 188–198. DOI: 10.1515/jmbm-2021-0019.
14. Yang X., Liu J., Wang Zh., Lin X., Liu F., Huang W., Liang E. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured AZ31 magnesium alloy using cold metal transfer process. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 774, p. 138942. DOI: 10.1016/j.msea.2020.138942.
15. Rosli N.A., Alkahari M.R., Abdollah M.F. bin, Maidin Sh., Ramli F.R., Herawan S.G. Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 11, pp. 2127–2145. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.02.002.
16. Selvi S., Vishvakshen A., Rajasekar E. Cold metal transfer (CMT) technology – An overview. *Defence Technology*, 2018, vol. 14 (1), pp. 28–44. DOI: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
17. Nguyen Q.L. *Tool path planning for wire-arc additive manufacturing processes*. Thesis for: Doctoral. BTU Cottbus – Senftenberg, 2022. DOI: 10.26127/BTUOpen-5982.
18. Rajput G.S., Gor M., Soni H., Badheka V., Sahlot P. Effect of deposition strategies on mechanical strength of wire arc additively manufactured Inconel 625. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 62 (13), pp. 7324–7328. DOI: 10.1016/j.matpr.2022.05.164.
19. Andreacola F.R., Capasso I., Langella A., Brando G. 3D-printed metals: Process parameters effects on mechanical properties of 17-4 P H stainless steel. *Heliyon*, 2023, vol. 9 (7), p. e17698. DOI: 10.1016/j.heliyon.2023.e17698.

20. Kirichek A.V., Fedonin O.N., Khandozhko A.V., Zhirkov A.A., Soloviyov D.L., Barinov S.V. Gibrnidnye tekhnologii i oborudovanie additivnogo sinteza izdelii [Hybrid technologies and technical equipment for additive synthesis of products]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2022, no. 8 (134), pp. 31–38. DOI: 10.30987/2223-4608-2022-8-31-38.

21. Li S., Lin Z., Kirichek A.V., Nagorkin M.N., Novikov M.A. Vliyanie tekhnologicheskikh faktorov na protsessy formirovaniya parametrov kachestva izdelii, izgotavlivaemykh WAAM-metodom na osnove dugovoi svarki v zashchitnykh gazakh [Technology factors effect on the quality parameters of products manufactured by the WAAM-technique based on GMAW (gas-metal-arc-welding)]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2025, no. 5 (167), pp. 3–14. DOI: 10.30987/2223-4608-2025-5-3-14.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование трибологических свойств кремниевой бронзы в разном структурном состоянии

Андрей Филиппов^{a, *}, Николай Шамарин^b, Сергей Тарасов^c

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

^a  <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>,  avf@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>,  shnn@ispms.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>,  tsy@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 620.22, 539.62

История статьи:

Поступила: 13 августа 2025

Рецензирование: 03 сентября 2025

Принята к печати: 09 сентября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Электронный луч
Кремниевая бронза
Структура
Вибрация
Акустическая эмиссия
Механические свойства
Интенсивная пластическая деформация
Трение скольжения

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00259), <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Кремниевые бронзы широко применяются в ответственных узлах трения благодаря сочетанию коррозионной стойкости, обрабатываемости, электропроводности и удовлетворительных механических свойств. Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) перспективно для изготовления сложных деталей, но формирует крупную столбчатую зеренную структуру, приводящую к анизотропии свойств и ограничивающую область их практического применения. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как многоосевая ковка и прокатка, эффективны для измельчения структуры, устранения анизотропии и повышения прочности. Однако их влияние на комплекс свойств кремниевых бронз исследовано недостаточно. **Цель работы.** Сравнительный анализ влияния структурного состояния кремниевой бронзы на ее механические характеристики и трибологические свойства в условиях сухого трения скольжения. **Методика исследования.** Образцы в пяти структурных состояниях были получены путем электронно-лучевого аддитивного производства (1), горячей прокатки (2), многоосевой ковки (3), прокатки при комнатной температуре (4) и низкотемпературного отжига после прокатки (5). Методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура образцов. Проведены механические испытания путем растяжения двухсторонних лопаток и индентирования четырехгранной пирамидкой Виккерса. Трибологические испытания на сухое трение скольжения в паре со сталью ШХ15 выполнены с постоянной нагрузкой и скоростью. В процессе трения осуществлялась регистрация коэффициента трения (КТ), вибраций в нормальном и тангенциальном направлениях и акустической эмиссии (АЭ). Детальный анализ поверхности и подповерхностного слоя дорожек трения выполнен с использованием конфокальной лазерной сканирующей микроскопии, а также растровой электронной микроскопии с применением энергодисперсионного анализа. **Результаты и обсуждение.** Микроструктура образцов после ЭЛАП представлена крупными столбчатыми зернами, после горячей прокатки – крупными равноосными зернами с двойниками. Многоосевая ковка обеспечивает формирование субзерен (ламелей) (менее 100 нм) с высокой плотностью дислокаций. Прокатка приводит к дальнейшему измельчению исходных зерен и образованию вытянутых субмикронных зерен. Низкотемпературный отжиг формирует более равноосные субмикронные зерна (100...200 нм) с пониженной плотностью дислокаций и высокоугловыми границами. Образцы с крупнозернистой структурой обладают низкой прочностью и твердостью. После ИПД прочность и твердость многократно возрастают, а относительное удлинение уменьшается относительно исходного материала. Низкотемпературный отжиг обеспечивает максимальную прочность при частичном восстановлении пластичности и снижении твердости. Наименьший и наиболее стабильный коэффициент трения, а также минимальные амплитуды вибрации (особенно в тангенциальном направлении) зафиксированы у образцов после ИПД. Наибольший износ характерен для образца в состоянии поставки (горячая прокатка). ИПД снижает износ в 2,1–2,2 раза по сравнению с образцами в горячекатаном состоянии и ЭЛАП. Низкотемпературный отжиг увеличивает износ на 10 % относительно образца после проката. Выявлены преобладающие механизмы изнашивания: смешанный (адгезионно-окислительный) для бронзы после ЭЛАП; адгезионный для горячекатаного; окислительный для образцов после ИПД. На основе металлографических исследований установлено, что глубина подповерхностной деформации максимальна у крупнозернистых образцов (145...155 мкм) и снижается в 3,3–4,7 раза после ИПД. **Заключение.** Комплексное исследование выявило решающее влияние структурного состояния кремниевой бронзы БрКМц 3-1 на ее ключевые свойства. Применение методов ИПД (многоосевой ковки и прокатки) доказало свою высокую эффективность для кардинального улучшения комплекса механических и трибологических свойств кремниевой бронзы независимо от исходного метода получения (горячекатаный прокат или электронно-лучевое аддитивное производство).

Для цитирования: Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Тарасов С.Ю. Исследование трибологических свойств кремниевой бронзы в разном структурном состоянии // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 221–238. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-221-238.

Введение

Кремниевые бронзы, относящиеся к классу сплавов на базе меди с основным легирующим элементом кремнием (1–4 вес. % Si), широко востребованы в различных отраслях промышленности благодаря уникальному сочетанию

*Адрес для переписки

Филиппов Андрей Владимирович, к.т.н., зав. лабораторией
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
пр. Академический 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

свойств. Высокая коррозионная стойкость, хорошая обрабатываемость, отличная электропроводность и теплопроводность, а также удовлетворительные механические и антифрикционные характеристики обуславливают их применение в ответственных узлах трения – подшипниках скольжения, втулках, шестернях, запорной арматуре, работающей в агрессивных средах, и элементах электротехники [1]. Традиционно эти сплавы получают методами литья с последующей обработкой давлением (прокатка, ковка, прессование) либо методами порошковой металлургии.

Двойной сплав Cu-Si при содержании кремния менее 5 вес. % состоит из одной фазы – твердого раствора на основе ГЦК α -Cu [2]. Легирование бронзы марганцем практически не изменяет фазовый состав сплава [3], но позволяет измельчить дендритные зерна, как, например, в литом сплаве Cu-3Si [4]. При этом механические свойства сплава Cu-3Si, такие как пластичность, прочность на растяжение и твердость по Бринеллю, также улучшались с увеличением содержания марганца. Было показано, что существенные изменения в ходе твердофазных реакций могут быть достигнуты путем уменьшения масштаба, температуры или изменения исходных микроструктур [5]. Термическая обработка может существенно влиять на структуру и фазовый состав кремниевых бронз [6], однако при малом содержании кремния фазовый состав представлен только α -Cu-твердым раствором, который не подвержен фазовым превращениям [7].

В последние годы значительный интерес вызывает применение электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) для изготовления изделий из кремниевой бронзы. Этот высокопроизводительный метод открывает перспективы для создания сложнопрофильных и нестандартных деталей с минимальными припусками на механическую обработку. Однако характерной особенностью металлов и сплавов, полученных аддитивными методами, включая ЭЛАП, является эпитаксиальный механизм затвердевания, в результате которого происходит формирование крупных столбчатых зерен [8]. Столбчатая зеренная структура приводит к выраженной анизотропии механических свойств, а также может сказываться на трибологических характеристиках материала, что ограничивает его применение

в высоконагруженных узлах трения, требующих изотропных характеристик.

Для устранения этих недостатков и целенаправленного улучшения комплекса свойств сплавов, в том числе кремниевой бронзы, эффективно используются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), многоосевая ковка и прокатка. Методы ИПД позволяют существенно уменьшить размер первичных зерен вплоть до ультрамелкозернистого (УМЗ) или нанокристаллического (НК) состояния, устранить столбчатость зерен и анизотропию свойств, значительно повысив прочность и твердость материала за счет механизмов упрочнения, связанных с увеличением плотности границ зерен. Важным технологическим приемом после ИПД является кратковременный низкотемпературный отжиг. Такая обработка позволяет частично снять внутренние напряжения, повысить пластичность и стабильность свойств, сохранив при этом значительную долю достигнутого деформационного упрочнения, что критически важно для обеспечения необходимого баланса прочности и износостойкости в трибологических применениях.

В работе [8] показано, что в сплаве С65500 (аналог БрКМц 3-1) после гидростатической экструзии при комнатной температуре предел прочности на растяжение и предел текучести повышаются на 45 и 130 % соответственно по сравнению с коммерчески доступным аналогом. Существенное изменение структуры, заключающееся в образовании зерен-двойников вместо дендритов, было достигнуто на сплаве Cu-3Si-1Mn после его волочения с последующим смягчающим отжигом [9]. Следовательно, методы интенсивной пластической деформации могут быть эффективно использованы с целью измельчения структуры и повышения механических свойств кремниевой бронзы. Исходя из обзора научной литературы можно, однако, заметить, что возможности применения таких ИПД-методов, как многоосевая ковка и прокатка, для кремниевых бронз были исследованы в недостаточной мере.

В связи с вышесказанным *целью данной работы* было исследование и сравнительный анализ механических и трибологических свойств кремниевой бронзы в зависимости от ее структурного состояния.

Задачи для достижения поставленной цели:

- 1) проведение структурных исследований;
- 2) проведение механических испытаний;
- 3) проведение трибологических испытаний в условиях сухого трения скольжения;
- 4) исследование поверхности трения и поверхностной деформации после трения скольжения.

Методика исследований

Для проведения исследований на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства путем послойной печати проволоки БрКМц 3-1 на стальных подложках были напечатаны блочные образцы. Печать осуществлялась в соответствии с режимами, приведенными в работе [11]. Данные образцы представляют первое структурное состояние – материал с крупными столбчатыми зернами. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 1».

Второе структурное состояние – материал с крупными равноосными зернами и двойниками отжига, которые формируются при производстве горячекатаного проката в виде прутков. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 2».

Третье структурное состояние – субзеренная структура, состоящая из субмикронных ламелей, формирующихся после интенсивной пластической деформации методом многоосевойковки при комнатной температуре образцов, напечатанных электронно-лучевой технологией. Скорость нагружения составляла 10 мм/с. Процесс осуществлялся до достижения степени деформации $\varepsilon = 0,5$ по каждой из трех геометрических осей образца. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 3».

Четвертое структурное состояние – материал с субмикронными зернами, формирующийся путем деформирования образцов после многоосевойковки (образец 3) методом многократной прокатки при комнатной температуре до достижения $\varepsilon = 0,75$. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 4».

Пятое структурное состояние – материал с субмикронными зернами и формой, близкой к равноосной, который формировался в результате низкотемпературного отжига образца 4.

Температура отжига – 200 °С, длительность – 30 минут. Термообработка проводилась в лабораторной муфельной печи с быстрым охлаждением в большом объеме воды. Эти образцы в тексте статьи обозначены как «образец 5».

Механические свойства образцов определены путем растяжения стандартных образцов в виде двухсторонних лопаток на испытательной машине Testsystem UTC-110М со скоростью нагружения 1 мм/мин. Микротвердость определена методом вдавливания четырехгранной пирамидки Виккерса при нагрузке 100 Н на твердомеде Tochline-TBM.

Металлографические исследования образцов после прокатки и электронно-лучевой печати выполнены с помощью конфокального микроскопа Olympus LEXT4100. Для образцов после интенсивной пластической деформации проведены исследования их тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM-2100.

С целью проведения экспериментальных исследований были подготовлены образцы в виде пластин для трения скольжения в паре с шариками диаметром 6 мм из шарикоподшипниковой стали ШХ15. Скорость скольжения составляла 100 мм/с, нормальная нагрузка – 20 Н. В процессе трения регистрировались сигналы акустической эмиссии и амплитуда вибрации. Вибрации оценивались в нормальном (параллельно действию нормальной нагрузки) и тангенциальном (параллельно действию силы трения) направлениях. Микроскопы Thermo Fisher Scientific Apreo S LoVac и Olympus LEXT 4100 использовались для исследования состояния поверхности дорожек износа методами растровой электронной и лазерной сканирующей микроскопии.

Результаты и их обсуждение

В результате электронно-лучевого аддитивного производства (образец 1) формируется крупная столбчатая зеренная структура (рис. 1, а). Ширина зерен составляет 150...600 мкм, а длина может значительно превышать 1 мм. Такая структура является результатом направленного затвердевания материала при выраженном градиенте охлаждения ванны расплава в процессе послойной печати. Образцы в состоянии поставки (горячая прокатка) (образец 2) представлены зернами

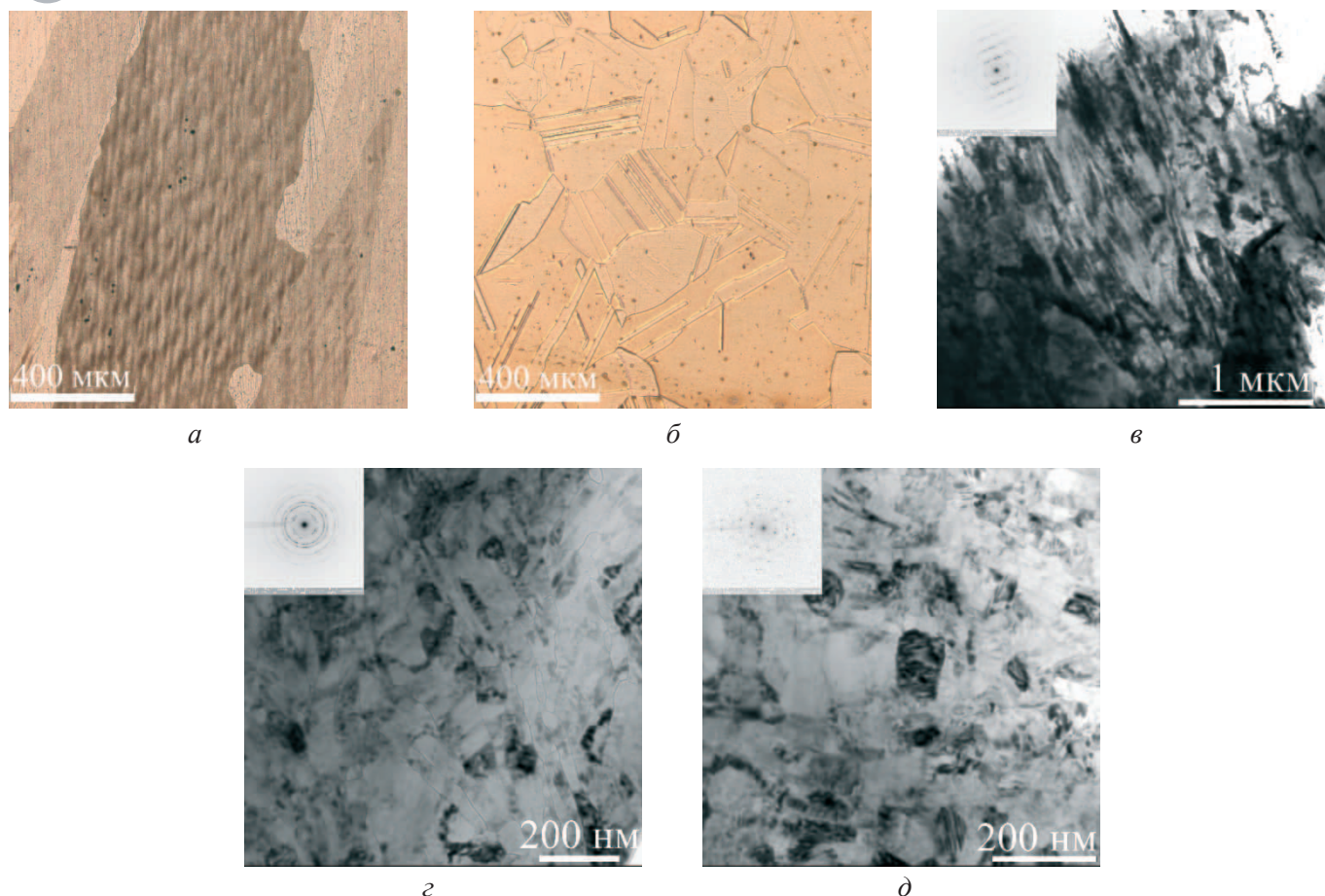


Рис. 1. Изображения типичной структуры образцов бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)
 Fig. 1. Images of typical structure of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze samples. Samples 1 (a), 2 (b), 3 (c), 4 (d) and 5 (e)

с формой, близкой к равноосной, и двойниками отжига (рис. 1, б). Размер зерна составляет от 200 до 500 мкм. Многоосевая ковка (образец 3) приводит к формированию сильнодеформированной субструктуры со значительной азимутальной разориентировкой, которая возникает при дроблении исходных зерен. Субзеренная структура представлена субмикронными ламелями толщиной не более 100 нм, имеющими искривленную форму, что обусловлено неравномерностью деформации при осадке образца в процессековки. В субструктуре сформировалась высокая плотность дислокаций (рис. 1, в). Прокатка (образец 4) послековки привела к формированию вытянутых субмикронных зерен (рис. 1, г), при этом значительно увеличилась азимутальная разориентировка рефлексов, которые практически выродились в кольца, что свидетельствует о значительном измельчении исходных зерен. Формирование зерен может быть результатом процессов возврата и динамической рекристаллизации в результате интенсивной пластической деформации [12]. Низкотемпературный отжиг

(образец 5) после прокатки снижает плотность дислокаций и обеспечивает формирование субмикронных зерен (размером 100...200 нм) с формой, близкой к равноосной (рис. 1, д).

На основе выполненных испытаний на растяжение установлено, что выбранные для исследования образцы с разным структурным состоянием также характеризуются различными уровнями прочности и пластичности (рис. 2, а–в). Образцы, полученные после печати и в состоянии поставки (образцы 1 и 2), обладают наименьшей прочностью и наибольшей пластичностью. Предел прочности данных образцов примерно одинаков и составляет 340...346 МПа. Существенно, почти в два раза, различаются их условные пределы текучести. Низкое значение предела текучести является характерным для структур, формирующихся в процессе электронно-лучевой печати [13].

Интенсивная пластическая деформация методом многоосевойковки (образец 3) и обусловленные ею структурные изменения в материале способствовали значительному увеличению как

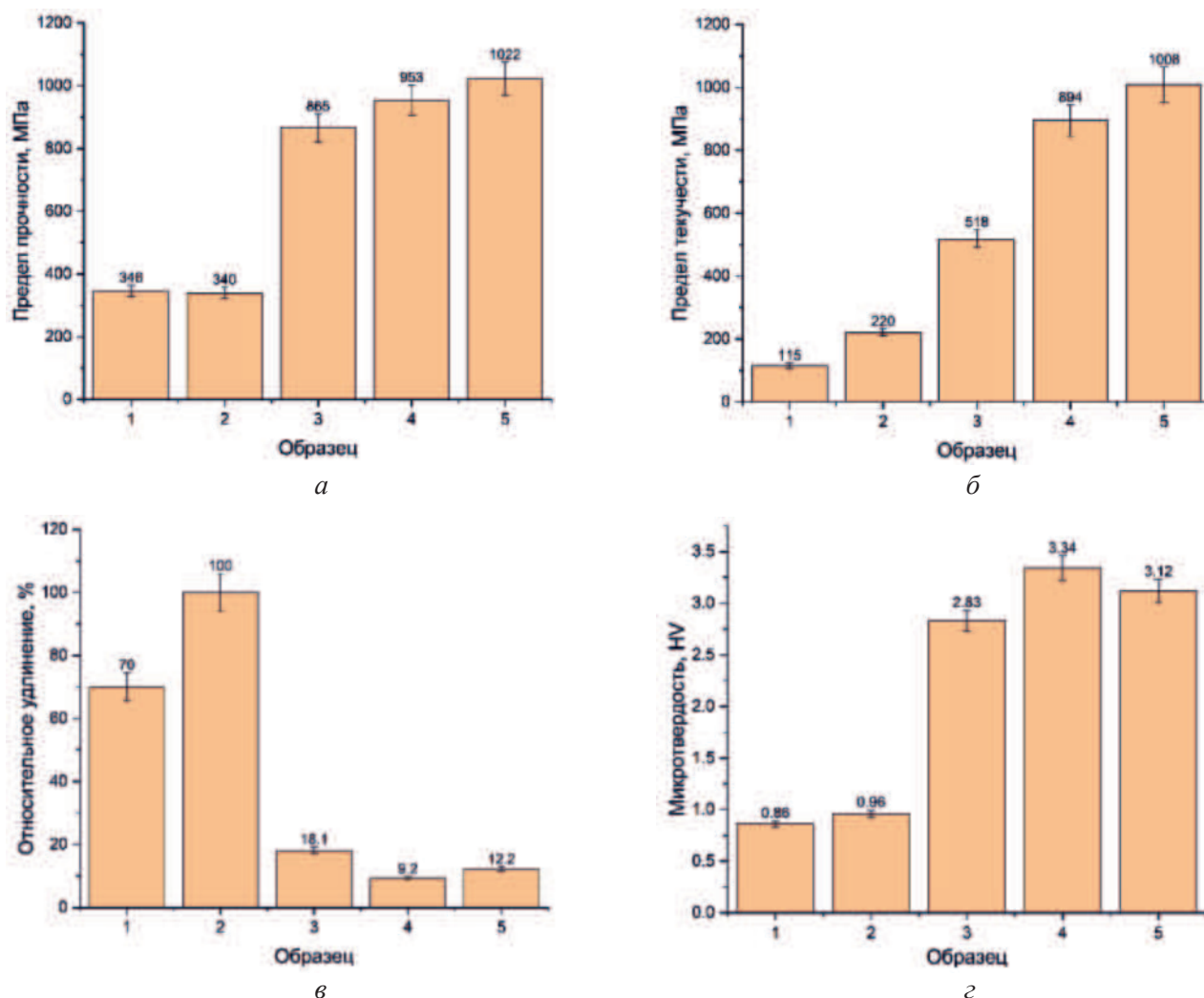


Рис. 2. Механические свойства образцов бронзы БрКМц 3-1

Fig. 2. Mechanical properties of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze samples

предела прочности (рис. 2, а), так и предела текучести (рис. 2, б) по сравнению с материалами в состоянии поставки (прокат) и после электронно-лучевой печати. Это является следствием деформационного упрочнения по закону Холла – Петча [14]. Прирост составил 525 и 519 МПа по пределу прочности и 403 и 298 МПа по пределу текучести. При этом относительное удлинение снизилось с 70 и 100 % до 18,1 % (рис. 2, в).

Применение прокатки (образец 4) после многоосевой ковки способствовало дополнительному повышению пределов прочности и текучести (рис. 2, а, б), прирост составил 88 и 376 МПа соответственно. Относительное удлинение снизилось с 18,1 до 9,2 % по сравнению с многоосевой ковкой (рис. 2, в).

Низкотемпературный отжиг (образец 5) после прокатки обеспечил достижение наибольшей прочности кремниевой бронзы по сравне-

нию с другими образцами (рис. 2, а, б). Предел прочности составил 1022 МПа, предел текучести – 1008 МПа. В то же время отжиг позволил повысить пластичность материала. Относительное удлинение при растяжении увеличилось с 8,2 до 12,2 %.

Не менее важной механической характеристикой материала, чем прочность и пластичность, является его твердость (рис. 2, г). Образцы после электронно-лучевой печати (образец 1) и горячекатаного проката (образец 2) имеют наименьшую микротвердость (рис. 2, г) – 0,86 и 0,96 ГПа соответственно. Это может быть обусловлено наличием крупных зерен [15, 16]. Интенсивная пластическая деформация путем многоосевой ковки (образец 3) привела к трехкратному увеличению микротвердости по сравнению с крупнозернистыми образцами 1 и 2. Причиной этого могут быть измельчение зеренной

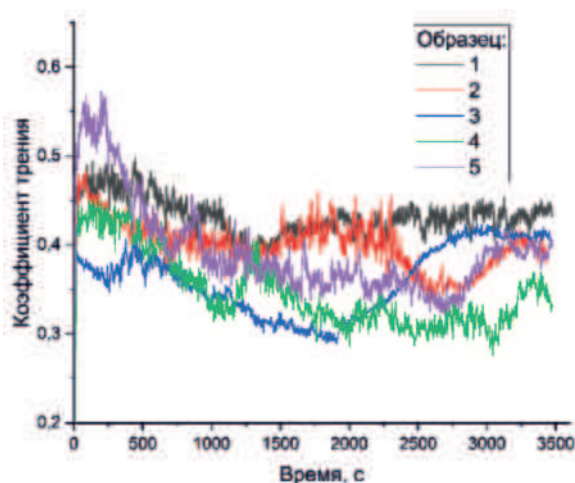
структуры, образование множества структурных дефектов и формирование высокой плотности дислокаций. На микроуровне это влечет за собой упрочнение за счет дислокационных барьеров и резкое увеличение их плотности в процессе деформации, что отражается на микротвердости. Более высокая степень деформации достигается при прокатке (образец 4) после многоосевойковки, это обеспечивает достижение наибольшей микротвердости из всех рассматриваемых образцов – 3,34 ГПа, что на 18 % больше, чем послековки. Низкотемпературный отжиг (образец 5) характеризуется снижением плотности дислокаций за счет возврата и полигонизации, это приводит к снижению микротвердости примерно на 7 % по сравнению с образцом 4.

В процессе трения скольжения происходит изменение коэффициента трения (рис. 3, а). С момента начала испытания коэффициент трения имеет высокое значение для всех исследуемых образцов бронзы. Это обусловлено приработкой пары трения «сталь – бронза». Первичные оксидные пленки удаляются, и на поверхности бронзы формируется чистая поверхность. При взаимодействии с ней адгезия будет значительно выше за счет усиления молекулярной составляющей силы трения [17]. Затем происходит изнашивание поверхностного слоя и условия трения изменяются. В результате этих изменений коэффициент трения может снижаться или повышаться в зависимости от механизма изнашивания

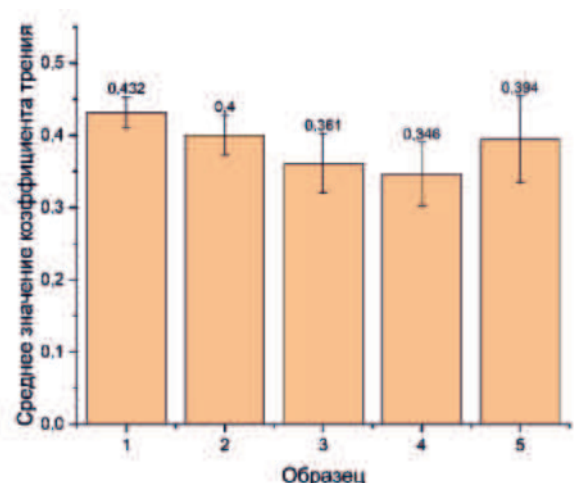
и особенностей формирования поверхности дорожки износа.

Как видно из результатов регистрации коэффициента трения, снижение величины коэффициента трения происходит в течение 15...25 минут. Затем для напечатанного образца (образец 1) начинается период установившегося трения. Для образца в состоянии поставки (образец 2) динамика изменения величины коэффициента трения имеет вид синусоиды с периодом ~25 минут. Это указывает на периодически повторяющийся и довольно длительный процесс формирования слоев трения и их изнашивания. Подобная картина наблюдается и для образца после многоосевойковки (образец 3), только период увеличивается до ~30 минут. Для этих двух образцов характерным является достаточно монотонное нарастание и снижение коэффициента трения в указанном интервале. В отличие от них при трении образца после прокатки (образец 4) наблюдаются более частые перепады величины коэффициента трения, но с меньшей амплитудой. Их период составляет ~13 минут. При трении образца после низкотемпературного отжига (образец 5) коэффициент трения также периодически увеличивается и снижается, но без явно выраженной периодичности.

На основе экспериментальных данных для обобщающей оценки были определены средние значения коэффициента трения (рис. 3, б). Из диаграммы видно, что наибольшая величина коэффициента трения характерна для испытаний



а



б

Рис. 3. Изменение величины коэффициента трения во время проведения трибологических испытаний (а) и его средняя величина (б)

Fig. 3. Coefficients of friction vs. time during sliding tests (a) and their average values (b)

напечатанного электронно-лучевой технологией образца 1. Немного меньше его величина становится при испытании образцов 2 и 5 после горячей прокатки и низкотемпературного отжига соответственно. Интенсивная пластическая деформация путем многоосевойковки и прокатки привела к существенному снижению коэффициента трения (на 9–25 %), по сравнению с крупнозернистыми образцами 1 и 2, а также термообработанным образцом 5.

При трибологических испытаниях также регистрировались данные с двух датчиков вибрации (акселерометров). Датчики были установлены таким образом, чтобы регистрировать сигналы в направлении действия сил нормального давления и трения. Это обеспечивает более детальный контроль динамического поведения трибосистемы.

При трении напечатанной бронзы (образец 1) виброускорения в нормальном (рис. 4, а)

и тангенциальном (рис. 4, б) направлениях имеют величину $\sim 4,4$ и $5,8 \text{ м/с}^2$ соответственно. В нормальном направлении вибрации с самого начала испытания происходят равномерно. В тангенциальном направлении наблюдаются флуктуации без выраженной периодичности. При трении бронзы в состоянии поставки (образец 2) виброускорения в нормальном направлении составляют $\sim 6,7 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 9,7 \text{ м/с}^2$. В данном случае колебания амплитуды ускорений также наблюдаются только в тангенциальном направлении, но они существенно больше, чем при трении прочих исследуемых образцов. При трении бронзы, деформированной многоосевойковкой (образец 3), ускорения вибрации в нормальном направлении составляют $\sim 3,1 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 3,6 \text{ м/с}^2$. В данном случае амплитуда виброускорений достаточно равномерна без значительных флуктуаций. При трении бронзы, деформированной прокаткой (образец 4),

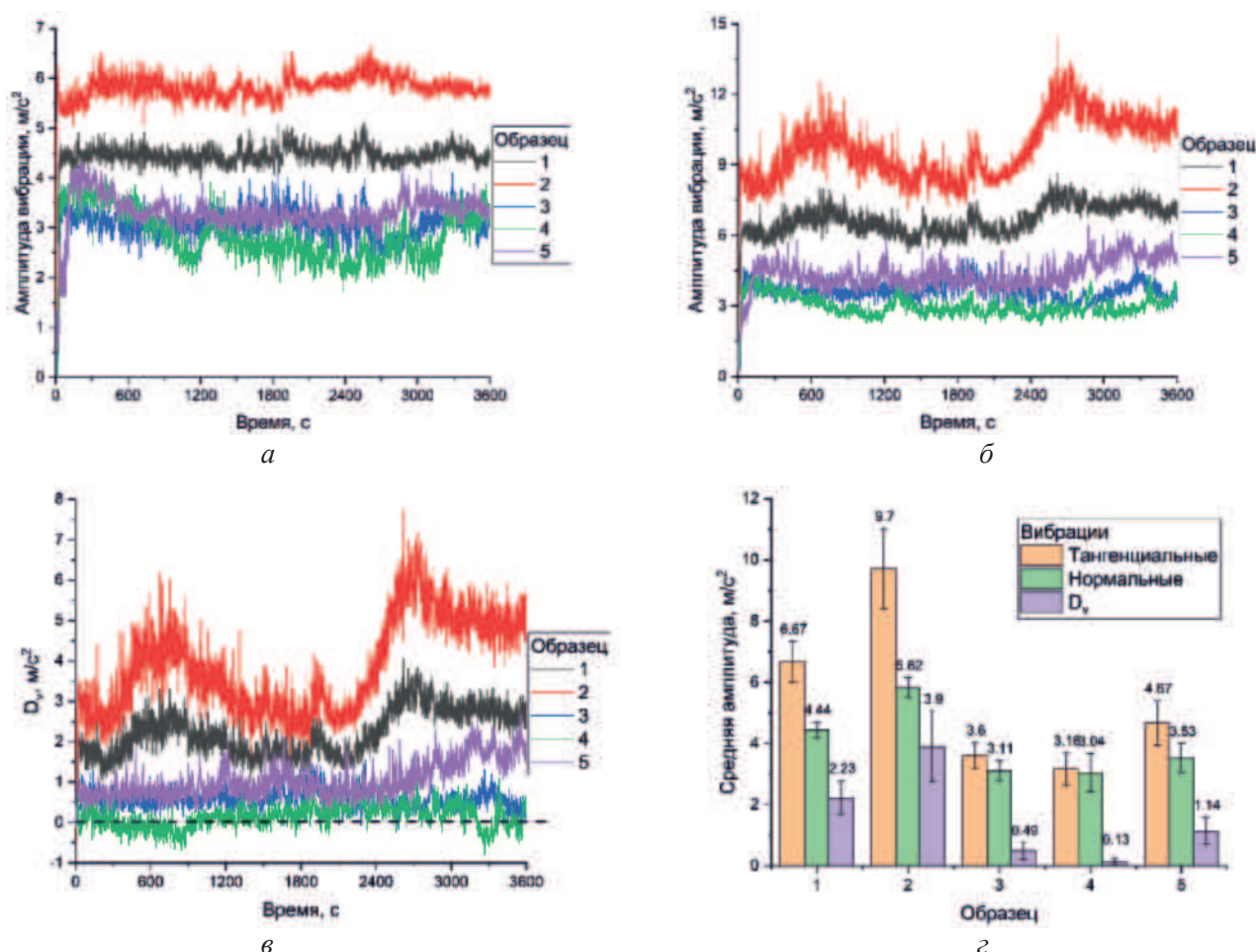


Рис. 4. Изменение величины амплитуды виброускорений во время трения скольжения в нормальном (а) и тангенциальном (б) направлениях, их разность (в) и средняя величина (г)

Fig. 4. Change in vibration acceleration amplitude during sliding friction in the normal (а) and tangential (б) directions, their difference (в), and average value (г)

ускорения вибрации в нормальном направлении составляют $\sim 3 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 3,2 \text{ м/с}^2$. В рассматриваемом эксперименте уровень вибраций наименьший из всех образцов. В отличие от прочих образцов в данном случае колебания амплитуды в нормальном направлении больше, чем в тангенциальном. При трении бронзы, термообработанной после прокатки (образец 5), амплитуды вибрационного ускорения в нормальном направлении составляют $\sim 3,5 \text{ м/с}^2$, а в тангенциальном $\sim 4,7 \text{ м/с}^2$. Отжиг образца после интенсивной пластической деформации методом проката привел к тому, что амплитуда вибрации в процессе трения увеличилась как в нормальном, так и тангенциальном направлениях.

Разница в величине амплитуды виброускорения в тангенциальном и нормальном направлениях отражает изменение условий трения. С этой целью была определена разность тангенциальной и нормальной амплитуды вибрации (D_v , рис. 4, в–д). Чем ближе ее величина к нулю, тем более равномерно протекает процесс трения. Более высокая величина тангенциальной вибрации указывает также на интенсивность адгезионного схватывания стального шарика с бронзовым диском. При сильной адгезии в момент разрыва связей происходит проскальзывание, из-за которого резко увеличивается виброускорение в тангенциальном направлении. Тогда как вибрация в нормальном направлении, скорее всего, является следствием образования частиц износа и формирования/разрушения поверхности трения. Из представленных данных видно,

что наиболее стабильно трение бронзы, сформированной путем интенсивной пластической деформации прокаткой (образец 4) и многоосевой ковкой (образец 3). Образцы, полученные методами электронно-лучевой печати (образец 1), и образцы в состоянии поставки (образец 2) в процессе трения, наоборот, демонстрируют сильные вибрации, а также существенные различия величины в рассматриваемых направлениях. Это может указывать на сильное адгезионное взаимодействие в паре трения. Низкотемпературный отжиг (образец 5) привел к росту величины D_v , что указывает на увеличение адгезии в данном испытании.

Из ранее выполненных исследований [18] известно, что величина энергии и медианной частоты сигналов акустической эмиссии (АЭ) может зависеть от изменяющихся условий трения. В этой работе датчик акустической эмиссии использовался для регистрации высокочастотных сигналов и дальнейшего их анализа. На основе полученных данных установлены средние величины энергии (рис. 5, а) и медианной частоты (рис. 5, б) сигналов акустической эмиссии. Результаты указывают на увеличение энергии и снижение медианной частоты при трении образцов с крупной структурой (образцы 1 и 3) и термически обработанного после прокатки образца 5 по сравнению с образцами после интенсивной пластической деформации (образцы 3 и 4).

Сравнивая данные виброметрии и акустической эмиссии, можно проследить некую закономерность. Она выражается в том, что энергия акустической эмиссии повышается в условиях

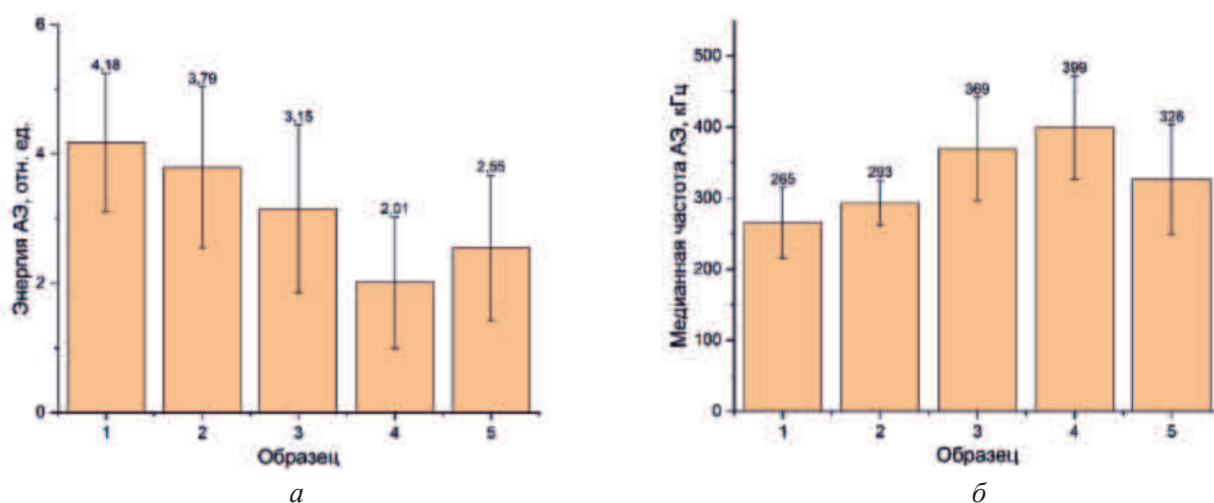


Рис. 5. Средняя величина энергии (а) и медианной частоты (б) АЭ

Fig. 5. Average energy (a) and median frequency (b) of acoustic emission (AE)

трения, при которых уровень вибрации высок. Это обусловлено тем, что при существенных колебаниях нарушается контакт между поверхностями, адгезионные связи разрушаются и происходит соударение поверхностей. Разрушение связей и удар приводят к возбуждению мощных упругих волн в материале и, как следствие, к росту энергии сигналов акустической эмиссии. Медианная частота в таком случае, наоборот, падает. Во-первых, это связано с разрушением адгезионных связей. Ранее было показано [18], что при образовании вязких трещин в материале происходит кратковременное падение медианной частоты. Во-вторых, изменения условий трения, такие как образование частиц износа, формирование толстых, устойчивых к истиранию оксидных слоев и разрушение поверхностного слоя, тоже отражаются на частотных характеристиках сигналов [19–21]. В данной работе также происходит изменение условий трения и изнашивания бронз с разным структурным состоянием, что следует из данных виброметрии, измерения коэффициента трения и результатов исследования поверхности износа образцов.

По результатам анализа поверхности дорожек трения выявлены характерные особенности изнашивания кремниевой бронзы в разном

структурном состоянии (рис. 6). При трении образца после электронно-лучевого аддитивного производства (рис. 6, *а*) на поверхности бронзы формируется неравномерный рельеф. Поверхность представлена светлыми участками с относительно крупными бороздками износа, более гладкими участками темного цвета с окислившимся при трении материалом, а также вытесненным в результате пластической деформации материалом на периферию дорожки. Эти особенности указывают на смешанный характер изнашивания – адгезионно-окислительный. При трении образца в состоянии поставки (рис. 6, *б*) бороздки имеют искривленную форму, следы окисления отсутствуют, пластическое отеснение материала сохраняется, а кроме того, заметно образование обратного переноса материала. Обратный перенос является результатом адгезионного взаимодействия. В результате него пластичный материал с бронзы прилипает к шарiku. В процессе трения этот материал отрывается от шарика и вновь налипает на поверхность образца. Отсутствие окисления указывает на преимущественно адгезионный механизм изнашивания.

При трении образца после многоосевойковки (рис. 6, *в*) поверхность дорожки трения почти полностью покрыта равномерным черным слоем

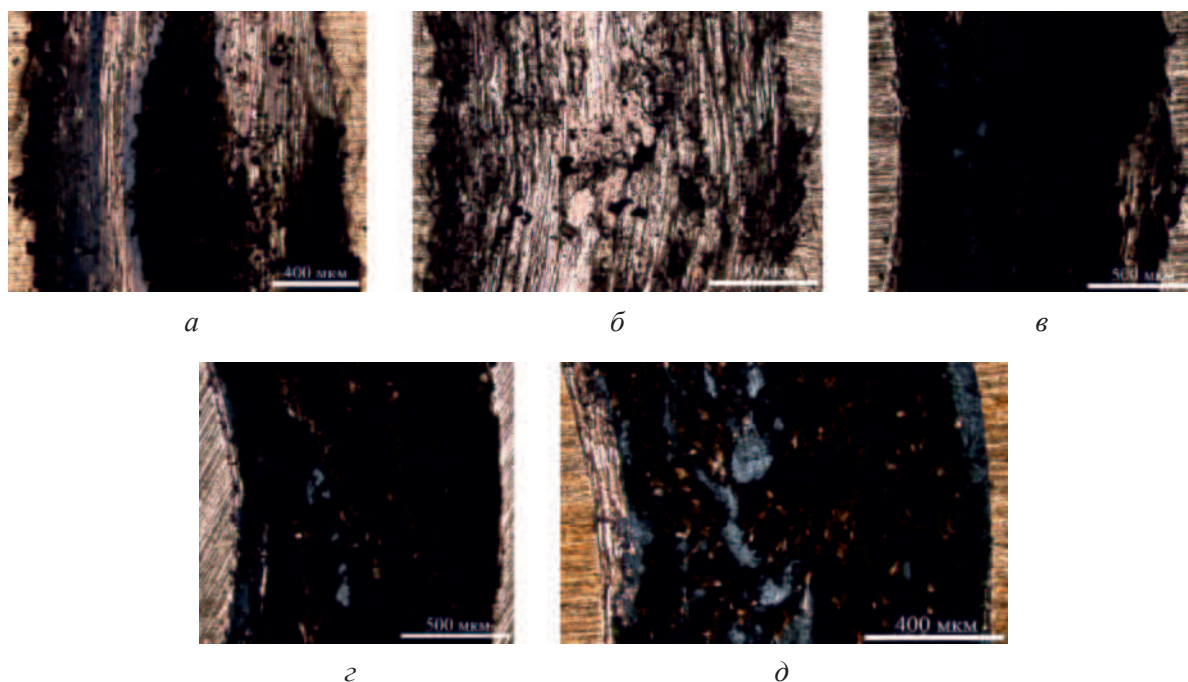


Рис. 6. Оптические изображения поверхностей дорожек износа образцов бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*) и 5 (*д*)

Fig. 6. Optical images of the wear track surfaces of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze samples. Samples 1 (*a*), 2 (*б*), 3 (*в*), 4 (*г*) and 5 (*д*)

окислившегося материала. Участки адгезионного изнашивания небольшие (250...500 мкм) и содержат вкрапления оксидов. Пластическое отеснение материала отсутствует, что указывает на незначительную пластическую деформацию материала. Это является закономерным, так как бронза в сильно деформированном состоянии имеет высокую твердость и низкую пластичность. При трении образца после прокатки (рис. 6, з) картина на поверхности дорожки трения аналогичная. Это указывает на преобладание окислительного механизма изнашивания. По-видимому, с момента начала процесса трения в результате адгезионного переноса и образования частиц износа происходит образование окислившегося слоя. Этот слой устойчив к механическому воздействию и не отслаивается от твердой поверхности бронзы в отличие от более пластичных образцов, которые сильнее подвержены пластической деформации и не способны поддерживать находящиеся на них слои оксидов.

Низкотемпературный отжиг образца после прокатки привел к формированию немного большего количества участков адгезионного износа (рис. 6, д) по сравнению с образцами после интенсивной пластической деформации методами многоосевойковки (образец 3) и прокатки (образец 4). Это обусловлено повышением пластичности материала и уменьшением его несущей способности, в результате чего адгезионное изнашивание усиливается.

С целью подтверждения характера изнашивания образцов также исследовалась поверхность контртел (рис. 7). Наблюдаемые картины подтверждают ранее упомянутые различия

в механизмах изнашивания бронз с разным структурным состоянием. При преимущественно адгезионном изнашивании на поверхности шарика (рис. 7, б) формируется слой переноса из бронзы. Этот слой является перенесенным в результате процесса изнашивания материалом с пластичной бронзы, которая испытывалась в состоянии поставки (образец 2). При преимущественно окислительном механизме изнашивания на поверхности шариков образуется слой черных оксидов (рис. 7, в). Эти оксиды внедряются в микронеровности на поверхности шариков в процессе их отделения при трении образцов после интенсивной пластической деформации методами многоосевойковки (образец 3) и прокатки (образец 4). Кроме того, из-за существенного окисления образца после низкотемпературного отжига (образец 5) слой оксидов также покрывает значительную часть дорожки трения. Это тоже способствует покрытию поверхности шарика оксидами. В случае смешанного механизма изнашивания (адгезионно-окислительного) происходит циклическое образование и постоянное удаление поверхностного слоя на дорожке трения. В результате на поверхности шарика не закрепляется ни пластичная бронза, ни оксиды (рис. 7, а).

С целью подтверждения характера изнашивания поверхностей бронз с разным структурным состоянием были проведены исследования с использованием растрового электронного микроскопа с приставкой для энергодисперсионного анализа химического состава. На рис. 8 приведены фрагменты поверхности дорожек трения, снятые в режиме обратно рассеянных электро-

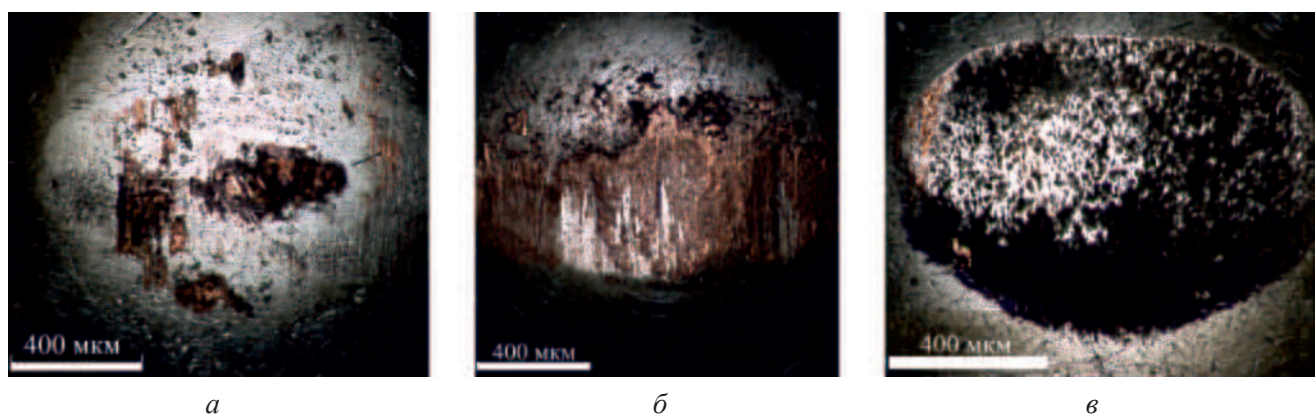


Рис. 7. Типичные оптические изображения поверхности шарика после трения в паре образцами 1 (а), 2 (б), 3–5 (в)

Fig. 7. Typical optical images of the ball surface after sliding against samples 1 (a), 2 (б), 3–5 (в)

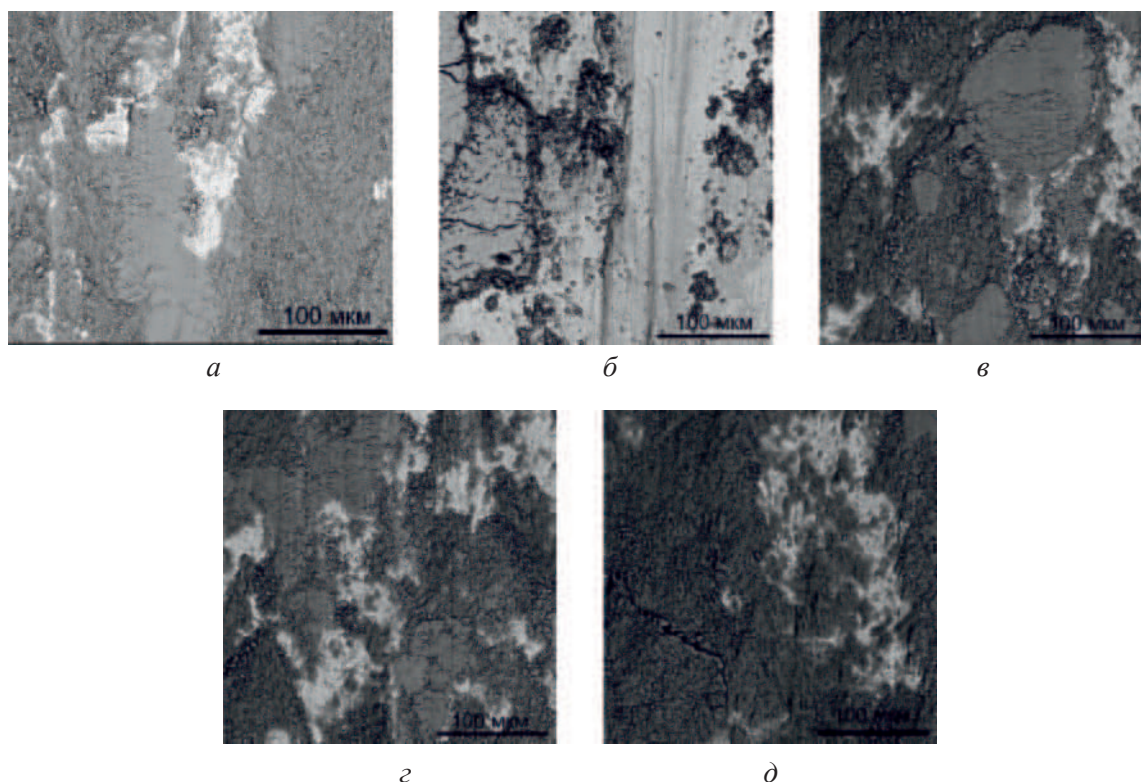


Рис. 8. РЭМ-изображения фрагментов поверхности дорожек трения бронзы БрКМц 3-1.
Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 8. SEM BSE images of the wear track surfaces of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze.
Samples 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

нов, а на рис. 9 – соответствующие этим участкам картины распределения кислорода. В рассматриваемом режиме съемки химические элементы с меньшим атомным номером выглядят темнее. Таким образом, по интенсивности серого легко заметить, что на поверхности трения образца в состоянии поставки (рис. 8, б) хоть и образуются оксиды, но они сосредоточены на отдельных небольших участках налипшего в процессе износа материала. Яркость красного на изображениях распределения кислорода также подтверждает тот факт, что окисление поверхности образца после горячей прокатки происходит менее выражено (рис. 9, б) по сравнению с прочими образцами.

На рис. 10 представлены профили дорожек трения и данные о площади их сечения. Из полученных профилей (рис. 10, а) видно, что при трении образцов после электронно-лучевого аддитивного производства (образец 1) и в состоянии поставки (образец 2) на периферии дорожек над основной поверхностью возвышается наплыв. Он является следствием пластического отеснения материала бронзы под действием стального

шарика. В случае трения более твердых и менее пластичных образцов 3–5 наплывы не формируются. Это обусловлено сопротивлением материала пластической деформации за счет более высоких механических свойств, сформированных в результате интенсивной пластической деформации.

Результаты измерения площади сечения дорожек износа (рис. 10, б) указывают на то, что наибольший износ происходит при трении образца в состоянии поставки (образец 2). При трении образца после электронно-лучевого аддитивного производства (образец 1) износ снижается в 1,46 раза по сравнению с горячекатанной бронзой. При трении бронзы после многоосевойковки (образец 3) износ снижается в 2,1 и 1,45 раза по сравнению с образцами после горячей прокатки и электронно-лучевого аддитивного производства соответственно. При трении бронзы после прокатки (образец 4) износ минимальный – в 2,2 и 1,5 раза меньше по сравнению с образцами после горячей прокатки и электронно-лучевого аддитивного производства соответственно. Применение низкотемпе-

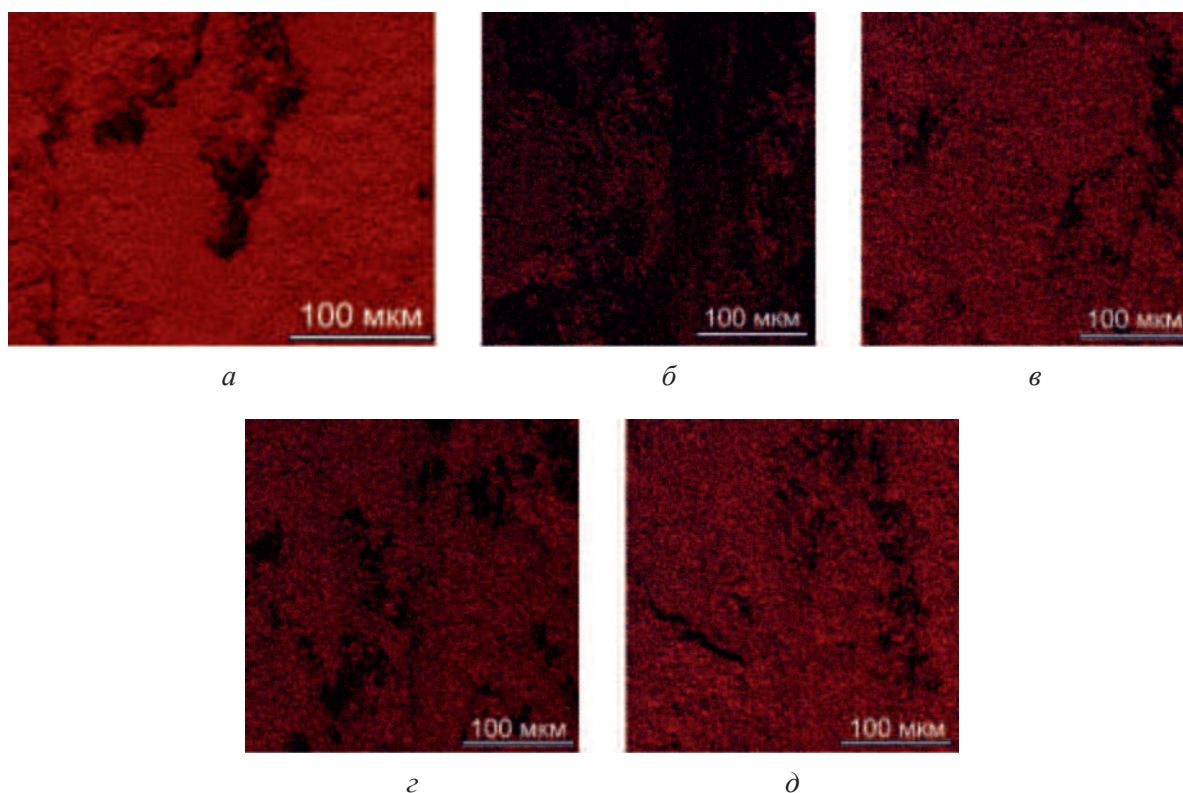


Рис. 9. Распределение кислорода на фрагментах поверхности дорожек трения бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 9. EDS oxygen maps on the wear track surfaces of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze. Samples 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

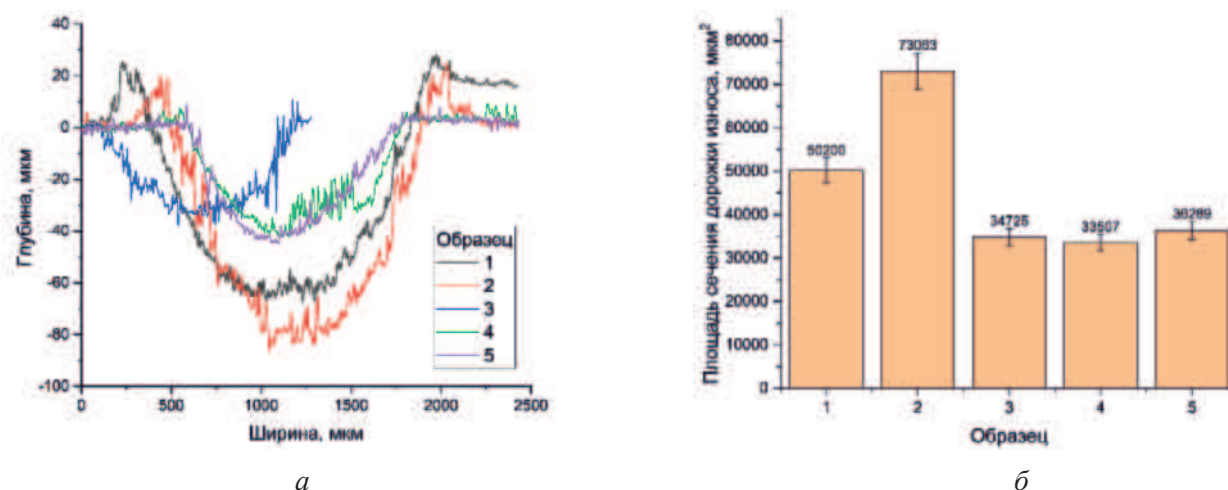


Рис. 10. Профили поперечного сечения дорожек износа (а) бронзы БрКМц 3-1 и их площадь (б)

Fig. 10. Cross-sectional profiles of wear tracks (а) of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze and their areas (б)

ратурного отжига после прокатки (образец 5) привело к повышению износа на 10 % по сравнению с образцом после интенсивной пластической деформации прокаткой (образец 4).

Для анализа влияния структурного состояния на деформационное поведение кремниевой бронзы в условиях трения скольжения металлографическим методом были исследованы обла-

сти, располагающиеся под поверхностью трения (рис. 11). В крупнозернистых образцах после электронно-лучевого аддитивного производства (рис. 11, а) и в состоянии поставки (рис. 11, б) следы пластической деформации распределены неравномерно по зернам с разной ориентацией в отношении линии действия нагрузки. На это указывают сформировавшиеся системы следов

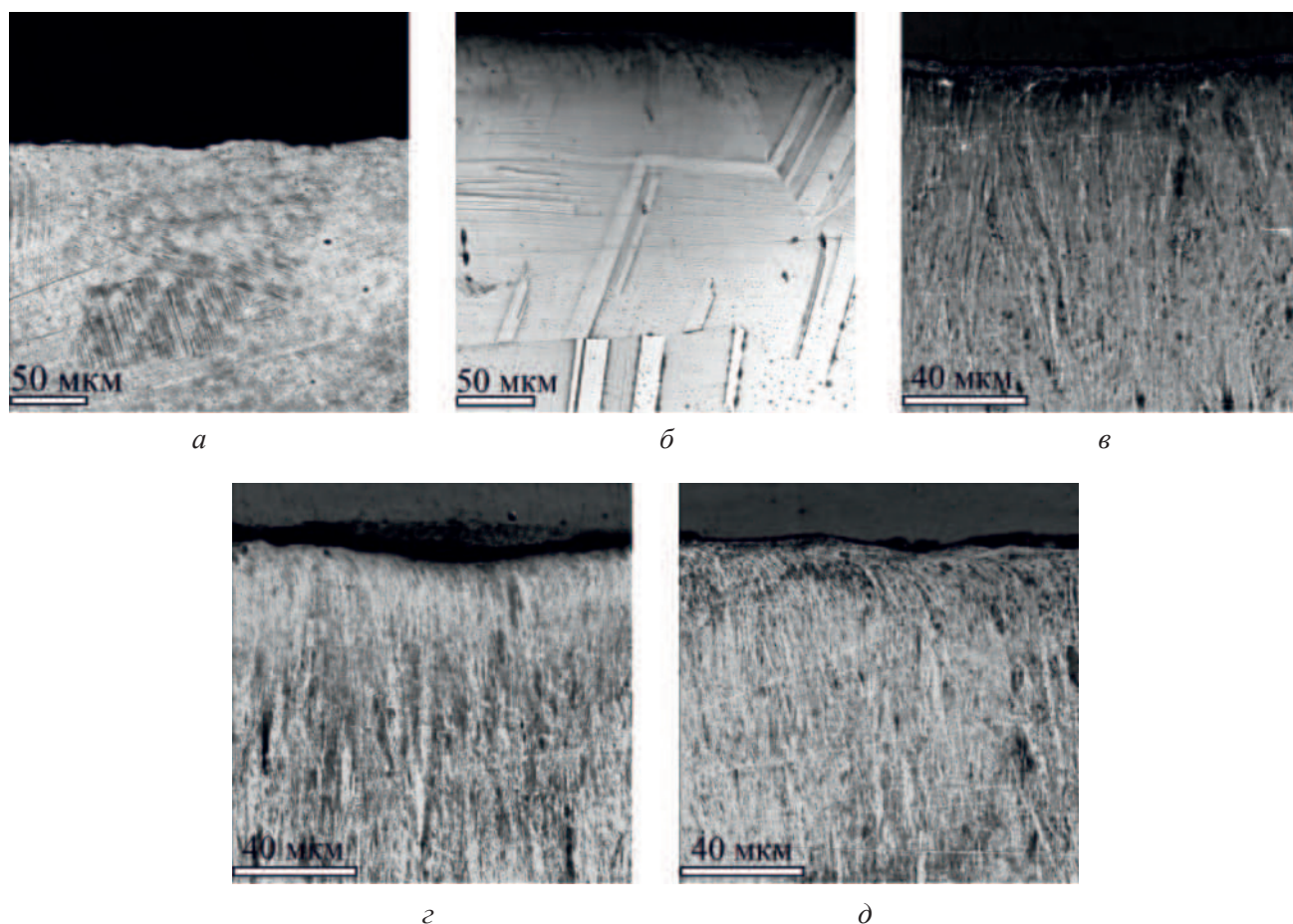


Рис. 11. Металлографические изображения поперечного сечения дорожек износа бронзы БрКМц 3-1. Образцы 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) и 5 (д)

Fig. 11. Metallographic images of bronze 96% Cu-3% Si-1% Mn below the worn surfaces. Samples 1 (a), 2 (б), 3 (в), 4 (г) and 5 (д)

сдвига, располагающиеся под разным углом к поверхности трения. Вблизи поверхности трения (на расстоянии до 50 мкм) образца горячекатаной бронзы наблюдаются следы сдвиговой деформации, степень которой снижается при удалении от поверхности трения. Это обусловлено сильным адгезионным сцеплением в паре трения. Из-за адгезии материал бронзы вытягивается в направлении действия силы трения тем больше, чем ближе контактная поверхность. В напечатанной бронзе не столь развито адгезионное взаимодействие, и степень деформации вблизи поверхности трения менее существенная.

Образцы после интенсивной пластической деформации (рис. 11, в–д) хуже поддаются металлографическому травлению из-за более мелкозернистой структуры, большего количества границ и высокой плотности дислокаций. В результате следы подповерхностной деформации вытравливаются, образуя искривленную тексту-

ру. Тем не менее вблизи поверхности трения также видно образование тонкого слоя, отличающегося от остального материала как по текстуре, так и по контрасту травления.

Для количественной оценки подповерхностной деформации после трения определялась наибольшая глубина, на которую она распространяется. На основе полученных данных видно, что глубина деформации бронзы под поверхностью трения (рис. 12), так же как и износ (рис. 10) образцов, зависит от механических свойств (рис. 2), обусловленных структурным состоянием материала.

Заключение

Комплекс экспериментальных исследований (механических, трибологических, структурных) выявил влияние кардинально отличающихся структурных состояний бронзы БрКМц 3-1 –

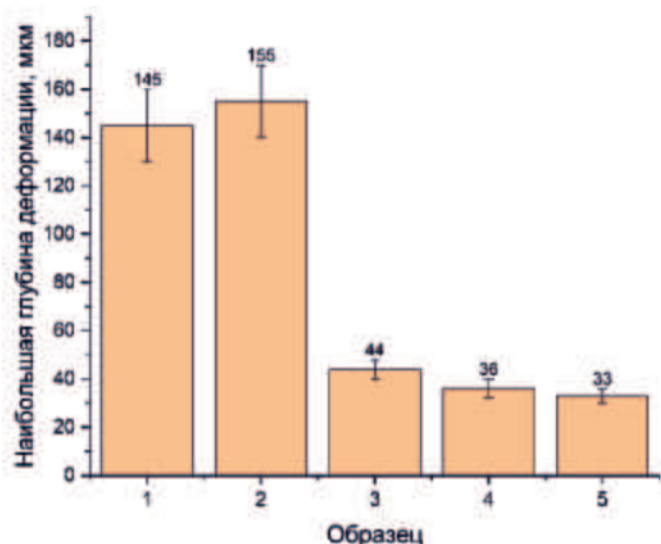


Рис. 12. Глубина проникновения пластической деформации в материал под поверхностью трения
Fig. 12. Depth of penetration of plastic deformation below the worn surface

от крупнозернистых (горячая прокатка, электронно-лучевое аддитивное производство) до субмикронных (ИПД: многоосевая ковка, прокатка) – на ее ключевые эксплуатационные характеристики.

1. Метод получения кремниевой бронзы существенно влияет на ее структурное состояние. При электронно-лучевом аддитивном производстве и горячей прокатке формируются очень крупные зерна (150...600 мкм и более). Многоосевая ковка формирует наноразмерные субзерна (ламели) (<100 нм) с высокой плотностью дислокаций. Прокатка послековки измельчает исходные зерна и создает субзернистую структуру, вытянутую вдоль направления прокатки. Низкотемпературный отжиг после прокатки формирует более равноосные субмикронные зерна (100...200 нм) с пониженной плотностью дислокаций.

2. Структурное состояние напрямую определяет механические свойства бронзы. В крупнозернистом состоянии сплав обладает низкой прочностью ($\sigma_b \approx 340...346$ МПа) и твердостью ($HV \approx 0,86...0,96$ ГПа), но высокой пластичностью ($\delta \approx 70...100$ %). Измельченная методами ИПД структура характеризуется резким ростом прочности (σ_b до трех раз выше) и твердости (HV до 3,9 раз выше), но падением пластичности (δ снижается со 100 % до минимальных 9,2 %). Низкотемпературный отжиг после про-

катки обеспечивает высокую прочность и небольшое повышение пластичности деформированного материала.

3. Структурное состояние также сказывается на трибологических характеристиках кремниевой бронзы. Наименьший коэффициент трения установлен при испытаниях образцов после наклепа путем интенсивной пластической деформации. При испытании этих образцов трение скольжения тоже протекает более стабильно, что выражается в наименьших значениях регистрируемой амплитуды виброускорений.

4. Структурное состояние и механические свойства бронзы оказывают существенное влияние на механизмы изнашивания. Горячекатаный образец изнашивается преимущественно по адгезионному механизму. Окислительный механизм изнашивания преобладает для высокопрочных образцов после многоосевойковки и прокатки. Смешанный механизм наблюдался при трении образца, напечатанного с помощью электронно-лучевой технологии. При этом глубина проникновения пластической деформации зависит преимущественно от прочности и твердости материала. Так, ее наибольшая глубина под поверхностью трения достигает 145...155 мкм при трении крупнозернистых образцов 1 и 2. При трении прочных и твердых образцов 3–5 глубина деформации снижается в 3,3–4,7 раза.

5. Интенсивная пластическая деформация методами многоосевойковки и прокатки снижает износ кремниевой бронзы в 2,1–2,2 раза относительно образца в состоянии поставки. Низкотемпературный отжиг увеличивает износ на 10 % по сравнению с наклепанным образцом 4.

6. С практической точки зрения полученные результаты позволяют рекомендовать применение последовательности многоосевойковки с последующей прокаткой для обеспечения максимальной износостойкости и стабильного трения. Этот вид структурообразования обеспечивает высокую твердость (3,34 ГПа), минимальный износ (в 2,2 раза меньше горячекатаного состояния) и самый низкий, а также стабильный уровень коэффициента трения и амплитуды вибрации. Материал с такими свойствами может быть рекомендован для ответственных пар трения, работающих в условиях сухого или граничного трения, где критичны изнашивание и вибродинамика.



7. Для обеспечения максимальной прочности с приемлемой пластичностью можно использовать низкотемпературный отжиг после интенсивной пластической деформации. Это обеспечит максимальную прочность при частичном восстановлении пластичности. Материал в таком структурном состоянии может быть рекомендован для высоконагруженных конструктивных элементов, испытывающих статические и умеренные динамические нагрузки, где важна прочность, а износостойкость менее критична.

Список литературы

1. *Осинцев О.Е., Федоров В.Н.* Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Инновационное машиностроение, 2016. – 360 с. – ISBN 978-5-9907638-3-8.

2. CALPHAD-type reassessment of Cu-Si and full assessment of the Al-Cu-Si systems / A. Kroupa, O. Zoubac, A. Zemanova, K.W. Richter // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. – 2024. – Vol. 45. – P. 1206–1243. – DOI: 10.1007/s11669-024-01160-5.

3. Correlation of microstructure with mechanical property of Cu-Si-Mn alloys / S.K. Shee, H. Pal, S.K. Pradhan, M. De // *Materials Engineering*. – 1996. – Vol. 7 (4). – P. 431–442.

4. *Nnakwo K.C., Mbah C.N., Daniel-Mkpume C.C.* Investigation of the structural sensitive behavior of Cu-3Si-xMn ternary alloys // *Journal of King Saud University – Science*. – 2019. – Vol. 31. – P. 1056–1063. – DOI: 10.1016/j.jksus.2019.01.001.

5. *Chromik R.R., Neils W.K., Cotts E.J.* Thermodynamic and kinetic study of solid state reactions in the Cu-Si system // *Journal of Applied Physics*. – 1999. – Vol. 86. – P. 4273–4281. – DOI: 10.1063/1.371357.

6. Effect of solutionizing heat treatment on the structure and mechanical properties of silicon bronze (Cu-10wt%Si-2wt%Ni) / U.E. Ezeobi, C.N. Nwambu, E.E. Nnuka, B.M. Bosan // *Archive of Biomedical Science and Engineering*. – 2024. – Vol. 10. – P. 017–022. – DOI: 10.17352/abse.000033.

7. Phase formation of rapidly quenched Cu-Si alloys / N. Mattern, R. Seyrich, L. Wilde, C. Baehtz, M. Knapp, J. Acker // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2007. – Vol. 429. – P. 211–215. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.04.046.

8. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, E.G. Astafurova //

Physical Mesomechanics. – 2022. – Vol. 25 (6). – P. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.

9. High strength silicon bronze (C65500) obtained by hydrostatic extrusion / M. Kulczyk, J. Skiba, S. Przybysz, W. Pachla, P. Bazarnik, M. Lewandowska // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2012. – Vol. 57. – P. 859–862. – DOI: 10.2478/v10172-012-0094-4.

10. Study of properties and structure of silicon bronze CuSi3Mn1 (C65500) wire at various stages of its production by continuous casting and subsequent drawing / S.A. Tavalzhanskii, E.D. Vedenkin, I.V. Plisetskaya, A.A. Nikitina // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 66. – P. 962–969. – DOI: 10.1007/s11015-022-01408-w.

11. The effect of heat input, annealing, and deformation treatment on structure and mechanical properties of electron beam additive manufactured (EBAM) silicon bronze / A. Filippov, N. Shamarin, E. Moskvichev, N. Savchenko, E. Kolubaev, E. Khoroshko, S. Tarasov // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – P. 3209. – DOI: 10.3390/ma15093209.

12. *Huang K., Logé R.E.* A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 111. – P. 548–574. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.

13. Phase formation and morphological characteristics of aluminum bronze and nickel alloy composites produced by the additive manufacturing process / A. Vorontsov, D. Gurianov, A. Zyкова, S. Nikonov, A. Chumaevskii, E. Kolubaev // *Scripta Materialia*. – 2024. – Vol. 239. – P. 115811. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2023.115811.

14. *Hansen N.* Hall–Petch relation and boundary strengthening // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51. – P. 801–806. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.06.002.

15. *Yang B., Vehoff H.* Dependence of nanohardness upon indentation size and grain size – A local examination of the interaction between dislocations and grain boundaries // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55. – P. 849–856. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.004.

16. *Liu G., Ni S., Song M.* Effect of indentation size and grain/sub-grain size on microhardness of high purity tungsten // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2015. – Vol. 25. – P. 3240–3246. – DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63958-9.

17. *Popov V.L., Heß M., Willert E.* Handbook of plane contact mechanics. – Berlin; Heidelberg: Springer, 2025. – 260 p. – DOI: 10.1007/978-3-662-70173-7.

18. *Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu.* Acoustic emission study of surface deterioration in tribocontacting // *Applied Acoustics*. – 2017. – Vol. 117. – P. 106–112. – DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.

19. Identification of the wear process of a silver-plating layer by dual acoustic emission sensing / A. Hase,

Y. Sato, K. Shinohara, K. Arai // *Coatings*. – 2021. – Vol. 11. – P. 737. – DOI: 10.3390/coatings11060737.

20. Study on reaction mechanism of sulfur and phosphorus type additives using an acoustic emission technique / M. Morita, S. Tachiyama, K. Onodera, A. Hase // *Tribology Online*. – 2022. – Vol. 17. – P. 78–85. – DOI: 10.2474/trol.17.7.

21. *Mishina H., Hase A.* Effect of the adhesion force on the equation of adhesive wear and the generation process of wear elements in adhesive wear of metals // *Wear*. – 2019. – Vol. 432–433. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.202936.

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



Study of tribological properties of silicon bronze in different structural states

Andrey Filippov^{a, *}, Nikolay Shamarin^b, Sergei Tarasov^c

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

^a <https://orcid.org/0000-0003-0487-8382>, avf@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-4649-6465>, shnn@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-0702-7639>, tsy@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 13 August 2025

Revised: 03 September 2025

Accepted: 09 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Electron beam

Silicon bronze

Structure

Vibration

Acoustic emission

Mechanical properties

Severe plastic deformation

Sliding friction

Funding

This research was funded by Russian Science Foundation project No. 24-29-00259, <https://rscf.ru/project/24-29-00259/>.

ABSTRACT

Introduction. Silicon bronzes are widely used in critical friction units due to their combination of corrosion resistance, machinability, electrical conductivity, and satisfactory mechanical properties. Electron beam additive manufacturing (EBAM) is promising for the production of complex parts, but it forms a large columnar grain structure, leading to anisotropy of properties and limiting their practical application. Methods of severe plastic deformation (SPD), such as multi-axis forging and rolling, are effective for refining the structure, eliminating anisotropy, and increasing strength. However, their effect on the overall properties of silicon bronzes has not been sufficiently studied. **Purpose of the work.** The purpose of this study is a comparative analysis of the effect of the structural state of silicon bronze on its mechanical characteristics and tribological properties under dry sliding friction. **Research methods.** Samples in five structural states were obtained by electron-beam additive manufacturing (1), hot rolling (2), multi-axis forging (3), rolling at room temperature (4), and low-temperature annealing after rolling (5). The structure of the samples was investigated by optical metallography and transmission electron microscopy. Mechanical tests were carried out by tensile testing of double-sided dog-bone samples and Vickers microhardness testing. Tribological tests for dry sliding friction against 52100 steel were carried out with a constant load and speed. During friction, the friction coefficient (FC), vibrations in the normal and tangential directions, and acoustic emission (AE) were recorded. A detailed analysis of the surface and subsurface layer of friction tracks was performed using confocal laser scanning microscopy, as well as scanning electron microscopy with energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS). **Results and discussion.** The microstructure of the samples after EBAM exhibits large columnar grains, while after hot rolling it shows large equiaxed grains with twins. Multi-axial forging results in the formation of subgrains (lamellae) (<100 nm) with a high dislocation density. Rolling leads to further refinement of the original grains and the formation of elongated submicron grains. Low-temperature annealing forms more equiaxed submicron grains (100–200 nm) with a reduced dislocation density and high-angle boundaries. Samples with a coarse-grained structure have low strength and hardness. After SPD, the strength and hardness increase significantly, and the relative elongation decreases compared to the original material. Low-temperature annealing provides maximum strength with partial restoration of ductility and a decrease in hardness. The smallest and most stable friction coefficient, as well as minimum vibration amplitudes (especially in the tangential direction), were recorded for samples after SPD. The greatest wear occurred for the sample in the as-received condition (hot rolling). SPD reduces wear by 2.1–2.2 times compared to the hot-rolled and EBAM samples. Low-temperature annealing increases wear by 10% relative to the sample after rolling. The predominant wear mechanisms were determined to be: mixed (adhesive-oxidative) for bronze after EBAM; adhesive for hot rolled; and oxidative for samples after SPD. Based on metallographic studies, it was found that the depth of subsurface deformation is maximum for coarse-grained samples (145–155 μm) and decreases by 3.3–4.7 times after SPD. **Conclusion.** A comprehensive study has revealed a decisive influence of the structural state of 96% Cu-3% Si-1% Mn bronze on its key properties. The use of SPD methods (multi-axial forging and rolling) has proven to be highly effective in dramatically improving the mechanical and tribological properties of silicon bronze, regardless of the original production method (hot-rolled steel or electron beam additive manufacturing).

For citation: Filippov A.V., Shamarin N.N., Tarasov S.Yu. Study of tribological properties of silicon bronze in different structural states. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 221–238. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-221-238. (In Russian).

References

1. Osintsev O.E., Fedorov V.N. *Med' i mednye splavy. Otechestvennye i zarubezhnye marki* [Copper and copper alloys. Domestic and foreign brands]. 2nd ed., rev. and enl. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2016. 360 p. ISBN 978-5-9907638-3-8.
2. Kroupa A., Zobac O., Zemanova A., Richter K.W. CALPHAD-type reassessment of Cu-Si and full assessment of the Al-Cu-Si systems. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2024, vol. 45, pp. 1206–1243. DOI: 10.1007/s11669-024-01160-5.

* Corresponding author

Filippov Andrey V., Ph.D. (Engineering), Head of Laboratory
 Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
 2/4 per. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 999 178-13-40, e-mail: avf@ispms.ru

3. Shee S.K., Pal H., Pradhan S.K., De M. Correlation of microstructure with mechanical property of Cu-Si-Mn alloys. *Materials Engineering*, 1996, vol. 7 (4), pp. 431–442.
4. Nnakwo K.C., Mbah C.N., Daniel-Mkpume C.C. Investigation of the structural sensitive behavior of Cu-3Si-xMn ternary alloys. *Journal of King Saud University – Science*, 2019, vol. 31, pp. 1056–1063. DOI: 10.1016/j.jksus.2019.01.001.
5. Chromik R.R., Neils W.K., Cotts E.J. Thermodynamic and kinetic study of solid state reactions in the Cu-Si system. *Journal of Applied Physics*, 1999, vol. 86, pp. 4273–4281. DOI: 10.1063/1.371357.
6. Ezeobi U.E., Nwambu C.N., Nnuka E.E., Bosan B.M. Effect of solutionizing heat treatment on the structure and mechanical properties of silicon bronze (Cu-10wt%Si-2wt%Ni). *Archive of Biomedical Science and Engineering*, 2024, vol. 10, pp. 017–022. DOI: 10.17352/abse.000033.
7. Mattern N., Seyrich R., Wilde L., Baecht C., Knapp M., Acker J. Phase formation of rapidly quenched Cu-Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, vol. 429, pp. 211–215. DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.04.046.
8. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polycrystalline materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (6), pp. 479–491. DOI: 10.1134/S1029959922060017.
9. Kulczyk M., Skiba J., Przybysz S., Pachla W., Bazarnik P., Lewandowska M. High strength silicon bronze (C65500) obtained by hydrostatic extrusion. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2012, vol. 57 (3), pp. 859–862. DOI: 10.2478/v10172-012-0094-4.
10. Tavalzhanskii S.A., Vedenkin E.D., Plisetskaya I.V., Nikitina A.A. Study of properties and structure of silicon bronze CuSi3Mn1 (C65500) wire at various stages of its production by continuous casting and subsequent drawing. *Metallurgist*, 2022, vol. 66, pp. 962–969. DOI: 10.1007/s11015-022-01408-w.
11. Filippov A., Shamarin N., Moskvichev E., Savchenko N., Kolubaev E., Khoroshko E., Tarasov S. The effect of heat input, annealing, and deformation treatment on structure and mechanical properties of electron beam additive manufactured (EBAM) silicon bronze. *Materials*, 2022, vol. 15, p. 3209. DOI: 10.3390/ma15093209.
12. Huang K., Logé R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials & Design*, 2016, vol. 111, pp. 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
13. Vorontsov A., Gurianov D., Zytkova A., Nikonov S., Chumaevskii A., Kolubaev E. Phase formation and morphological characteristics of aluminum bronze and nickel alloy composites produced by the additive manufacturing process. *Scripta Materialia*, 2024, vol. 239, p. 115811. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2023.115811.
14. Hansen N. Hall–Petch relation and boundary strengthening. *Scripta Materialia*, 2004, vol. 51, pp. 801–806. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.06.002.
15. Yang B., Vehoff H. Dependence of nanohardness upon indentation size and grain size – A local examination of the interaction between dislocations and grain boundaries. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, pp. 849–856. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.005.
16. Liu G., Ni S., Song M. Effect of indentation size and grain/sub-grain size on microhardness of high purity tungsten. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, vol. 25, pp. 3240–3246. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63958-9.
17. Popov V.L., Heß M., Willert E. *Handbook of plane contact mechanics*. Berlin, Heidelberg, Springer, 2025. 260 p. DOI: 10.1007/978-3-662-70173-7.
18. Filippov A.V., Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu. Acoustic emission study of surface deterioration in tribocontacting. *Applied Acoustics*, 2017, vol. 117, pp. 106–112. DOI: 10.1016/j.apacoust.2016.11.007.
19. Hase A., Sato Y., Shinohara K., Arai K. Identification of the wear process of a silver-plating layer by dual acoustic emission sensing. *Coatings*, 2021, vol. 11, p. 737. DOI: 10.3390/coatings11060737.
20. Morita M., Tachiyama S., Onodera K., Hase A. Study on reaction mechanism of sulfur and phosphorus type additives using an acoustic emission technique. *Tribology Online*, 2022, vol. 17, pp. 78–85. DOI: 10.2474/trol.17.7.
21. Mishina H., Hase A. Effect of the adhesion force on the equation of adhesive wear and the generation process of wear elements in adhesive wear of metals. *Wear*, 2019, vol. 432–433, p. 202936. DOI: 10.1016/j.wear.2019.202936.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние термической обработки на структуру и свойства магниевого сплава МА20, подвергнутого интенсивной пластической деформации

Никита Лугинин^{1, 2, a}, Анна Ерошенко^{1, b, *}, Константин Просолов^{1, c}, Маргарита Химич^{1, d},
 Иван Глухов^{1, e}, Александр Панфилов^{1, f}, Алексей Толмачев^{1, g}, Павел Уваркин^{1, h},
 Александр Кашин^{1, i}, Юрий Шаркеев^{1, 2, j}

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, пр. Ленина, 30, г. Томск, 634050, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-6504-8193>,  nikishk90@ispms.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>,  eroshenko@ispms.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0003-2176-8636>,  konstprosolv@ispms.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-5859-7418>,  khimich@ispms.ru;
^e  <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>,  gia@ispms.ru; ^f  <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>,  alexp1@ispms.ru;
^g  <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>,  tolmach@ispms.ru; ^h  <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>,  uvarkin@ispms.ru;
ⁱ  <https://orcid.org/0000-0003-1860-3654>,  kash@ispms.ru; ^j  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  sharkeev@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.721.5:621.7:617

История статьи:

Поступила: 29 июля 2025
 Рецензирование: 03 сентября 2025
 Принята к печати: 12 сентября 2025
 Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Магниеые сплавы
 Интенсивная пластическая деформация
 Механические свойства
 Термическая обработка
 Фазовый состав
 Структура

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта Российского научного фонда № 23-13-00359. <https://rscf.ru/project/23-13-00359/>. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН и ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

АННОТАЦИЯ

Введение. Медицина считается одним из наиболее перспективных направлений использования магневых сплавов. Их ключевыми преимуществами являются биорезорбируемость и относительно низкий модуль упругости, сопоставимый с модулем упругости кортикальной кости человека (до 30 ГПа). Для медицинских приложений наиболее перспективны биосовместимые сплавы системы Mg-Zn-Zr-Ce (МА20). Ввиду их невысоких механических свойств требуют дальнейшего развития вопросы, связанные с разработкой методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для формирования ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в объемных заготовках сплава Mg-Zn-Zr-Ce с целью получения оптимальных функциональных свойств. Для анализа условий формирования высокопрочного состояния УМЗ-сплавов необходимо учитывать различные механизмы упрочнения, включая и хорошо известные, связанные с влиянием УМЗ-структур. Актуальными также являются вопросы по выявлению механизмов деформации и деформационного упрочнения магневых сплавов, подвергнутых ИПД. **Цель работы:** установление механизмов деформационного упрочнения и влияния термообработки на структуру и свойства магниевого сплава МА20 после комбинированной ИПД. **Методы исследования.** Объектом исследования являлся сплав МА20 в УМЗ-состоянии (масс. %: Mg – 98,0; Zn – 1,3; Ce – 0,1; Zr – 0,1, O – 0,5). УМЗ-состояние в сплаве получали методом ИПД, который включал в себя абс-прессование и последующую многоходовую прокатку в ручьевых вальках. С целью исследования влияния отжига на микроструктуру и механические свойства сплава образцы отжигали при температурах 200, 250, 300 и 500 °С в течение 24 часов на воздухе. Микроструктуру и фазовый состав образцов исследовали с помощью оптической и просвечивающей электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что применение к образцам сплава МА20 комбинированного метода интенсивной пластической деформации, который состоит из Забс-прессования и последующей многоходовой прокатки, приводит к формированию УМЗ-структуры со средним размером зерна около 1 мкм. Достигается значительное повышение условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ до 250 МПа и временного предела прочности σ_B до 270 МПа при одновременном снижении относительного удлинения до 3 %. Установлено, что отжиг при 200 °С сохраняет УМЗ-состояние в сплаве МА20 и способствует увеличению пластичности на 100 %, уменьшению $\sigma_{0.2}$ на 8 %, σ_B – на 4 % по сравнению с исходным УМЗ-состоянием (без отжига). **Выводы.** Выявлено, что наибольший вклад в упрочнение УМЗ-магниевого сплава МА20 вносят зернограницный ($\sigma_{гп} = 202$ МПа) и дислокационный ($\sigma_{длс} = 69$ МПа) механизмы упрочнения. Для магниевого сплава в УМЗ- и мелкокристаллическом (МК) состояниях выявлен интервал размера зерен 1...7 мкм, соответствующий резкому росту интенсивности изменения рассчитанных вкладов дислокационного, зернограницного и общего упрочнений ($d\sigma_{длс}/dd$, $d\sigma_{гп}/dd$, $d\sigma_{общ}/dd$) и плотности дислокаций dp/dd . Для крупнокристаллического (КК) состояния сплава в интервале размеров зерен 7...40 мкм наблюдается стабилизация указанных параметров.

Для цитирования: Влияние термической обработки на структуру и свойства магниевого сплава МА20, подвергнутого интенсивной пластической деформации / Н.А. Лугинин, А.Ю. Ерошенко, К.А. Просолов, М.А. Химич, И.А. Глухов, А.О. Панфилов, А.И. Толмачев, П.В. Уваркин, А.Д. Кашин, Ю.П. Шаркеев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 239–256. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-239-256.

*Адрес для переписки

Ерошенко Анна Юрьевна, к.т.н., с.н.с.
 Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
 пр. Академический, 8/3,
 634055, г. Томск, Россия
 Тел.: 8 (3822) 286 911, e-mail: eroshenko@ispms.ru

Введение

Одним из наиболее перспективных направлений использования магниевых сплавов рассматривается медицина [1]. Ключевыми преимуществами таких сплавов являются биорезорбируемость и относительно низкий модуль упругости, сопоставимый с модулем упругости кортикальной кости человека (до 30 ГПа). Соответствие модулей упругости костной ткани и магниевого сплава устраняет высокие напряжения в области контакта «имплантат – костная ткань» [2]. Магний и его сплавы обладают способностью к биорезорбции, что делает их полезными для некоторых видов ортопедических и сосудистых операций. Резорбция магниевого имплантата и замещение его костной тканью в организме в ходе лечения позволяет избегать повторного оперативного вмешательства. К недостаткам магниевых сплавов можно отнести низкую коррозионную стойкость и выделение водорода при коррозии металла [3]. Кроме того, для некоторых имплантатов, подвергающихся несущим нагрузкам, уровень прочностных свойств не соответствует необходимым требованиям. Легирование магния определенными элементами позволяет уменьшить скорость резорбции внедрённого имплантата и тем самым увеличить коррозионную стойкость, а также повысить механическую прочность при удовлетворительной предельной пластичности.

Благоприятными элементами для медицинского применения считаются элементы Ca, Mn, Zn, Sn, Sr, Ce [4]. Наиболее перспективными для медицинских приложений являются сплавы на основе системы Mg-Zn-Zr. Добавка Ce до 0,3 масс. % в систему Mg-Zn-Zr улучшает пластичность [5]. Микролегирование Ce приводит к образованию более мелких и сферических интерметаллидов, которые способствуют зарождению центров кристаллизации и измельчению среднего размера зерна [6].

В магниевых сплавах может быть достигнуто повышение механических свойств за счет измельчения зеренной структуры с применением методов интенсивной пластической деформации (ИПД) [7]. Такой подход позволяет увеличить прочностные свойства в 2–2,5 раза без введения дополнительных легирующих элементов благодаря формированию ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния.

На сегодняшний день имеются публикации, в которых приведены результаты исследований структуры [5] и механических свойств [8] сплавов системы Mg-Zn-Zr с добавлением Ce и Ca в различных структурных состояниях [9]. Однако, несмотря на ряд публикаций [1, 3, 4, 10–12], посвященных получению ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в магниевых сплавах методами ИПД, остается проблема, связанная с получением среднего размера зерна менее 1 мкм. Кроме того, существует необходимость в поиске режимов последующей термообработки изделий из магниевых сплавов для снятия остаточных внутренних напряжений и повышения пластичности при одновременном сохранении УМЗ-структуры сплава.

УМЗ- и МК-состояния в магниевых сплавах отличаются невысокой пластичностью и ограниченной усталостной выносливостью. Это связано с особенностями их гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетки, в которой деформация осуществляется преимущественно за счет скольжения по базисным плоскостям, что существенно снижает технологическую обрабатываемость изделий и полуфабрикатов из таких сплавов. При комнатной температуре в магниевых сплавах реализуются два основных механизма деформации: базисное скольжение и двойникование [13]. Повышение температуры при деформации приводит к задействованию нескольких плоскостей скольжения – базисной {0001}, призматической {1010}, пирамидальной {1122} – и двойникования {1012}, а также, как следствие, к увеличению пластичности магния после деформационных обработок [14]. Поэтому обработку давлением магния и его сплавов проводят при температуре 250...430 °С, что позволяет активировать призматическую и пирамидальную системы скольжения [15], а также вторичное двойникование [16]. Исследование деформационного поведения магния и его сплавов в работе [17] показало, что при температурах ниже 225 °С основным деформационным механизмом является двойникование, которое обычно ведет к резкому падению пластичности.

Известно, что УМЗ-структура, сформированная методами ИПД в металлах и сплавах, имеет свои особенности, связанные с малым размером зерен, высокой кривизной кристаллической решетки, большой протяженностью неравновес-

ных границ и другими факторами, что приводит к значительному увеличению прочности материалов [18]. Кроме того, использование методов ИПД способствует сегрегации легирующих элементов на границах зерен и формированию мелкодисперсных выделений вторичных фаз [19]. Совместно с ультрамелкозернистой структурой это обеспечивает дополнительный вклад в повышение прочностных характеристик металлов. В связи с этим особую актуальность приобретают исследования, направленные на анализ влияния различных механизмов упрочнения на прочностные свойства, включая УМЗ-сплавы.

Для магниевых сплавов механизмы упрочнения изучались в работах [12, 20]. В работе [12] установлено, что в сплаве Mg-1Zn-0.2Ca микролегирование Zn и Ca способствует реализации механизма зернограницного упрочнения за счет измельчения структуры до МК-состояния в ходе всесторонней изотермическойковки. Это позволило увеличить механические свойства, при испытаниях на растяжение добиться значительного повышения условного предела текучести до 210 МПа, временного предела прочности до 260 МПа и относительного удлинения до 20 %. Авторы работы [21] исследовали влияние прессования на микроструктуру сплава Mg-Y-Gd-Zr, который дополнительно легировали Sm и Gd. Было установлено, что уменьшение размера зерна связано с величиной накопленной деформации. В работе также было исследовано влияние добавки Sm на кинетику распада магниевого твердого раствора в сплаве Mg-Y-Gd-Zr в деформированном состоянии. Показано, что после деформации сплавы Mg-Y-Gd-Zr и Mg-Y-Gd-Sm-Zr дополнительно упрочнялись за счет твердого раствора. В работе [20] для сплава системы Mg-Zn-Ca был выявлен существенный вклад деформационного упрочнения в общую прочность сплава. Установлено, что применение комбинированного метода ИПД позволяет уменьшить средний размер зерна с 220 до 20 мкм, тем самым увеличивая предел прочности сплава с 144 до 233 МПа.

Для анализа условий формирования прочного состояния в УМЗ-сплавах необходимо учитывать различные механизмы упрочнения, включающие и хорошо известные, связанные с влиянием УМЗ-структур. Поэтому вопросы по выявлению механизмов деформации и деформационного упрочнения магниевых сплавов, сформированных в условиях интенсивных деформаций, требуют изучения.

Целью работы являлось установление механизмов деформационного упрочнения сплава МА20 при комбинированной ИПД и влияния термообработки на его структуру и свойства. Для достижения цели работы были поставлены следующие **задачи исследования**:

1) провести оценку размера зерна в сплаве МА20 после применения метода ИПД;

2) провести механические испытания образцов сплава в различных состояниях для оценки прочности и пластичности сплава;

3) оценить вклады различных механизмов упрочнения (зернограницного, дислокационного и др.) в предел текучести сплава при термообработках;

4) установить интервал размера зерна, при котором происходит изменение механизмов деформационного упрочнения магниевого сплава МА20.

Методика исследований

Объектом исследования являлся промышленный магниевый сплав марки МА20 системы Mg-Zn-Zr-Ce, разработанный во Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов (Москва, Россия). Заготовку магниевого сплава получали переплавом (Россия, Москва, ОАО «ВИЛС») с последующей горячей прокаткой до толщины плиты 30 мм. Сплав имел следующий состав (масс. %): Mg – 98,0; Zn – 1,3; Ce – 0,1; Zr – 0,1 O – 0,5.

УМЗ-состояние в магневом сплаве МА20 получали с применением комбинированного метода ИПД, состоящего из Забс-прессования и многоходовой прокатки [22]. На стадии абс-прессования заготовку осаждали в пресс-форме при температуре 250 °С, поворачивая ее на 90° после каждого цикла прессования. Общая логарифмическая деформация для всех этапов прессования составила 1,1. Прокатку предварительно нагретых до 250 °С образцов проводили при комнатной температуре до суммарной логарифмической степени деформации 1,5.

С целью исследования влияния температуры финишной термической обработки на механические свойства магниевого сплава образцы

в УМЗ-состоянии отжигали при температуре 200, 250, 300 °С в течение 24 часов в муфельной печи СНОЛ 10/11 и охлаждали на воздухе. Выбранные температурно-временные режимы термической обработки обеспечили низкую скорость протекания диффузионных процессов в магниевых сплавах [23]. Для полной релаксации напряжений был проведен отжиг исходного сплава при температуре 500 °С в течение 8 часов в муфельной печи СНОЛ 10/11 с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру полученных заготовок изучали с помощью оптического микроскопа («Альтами» МЕТ 1 МТ, Санкт-Петербург, Россия) и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) (JEOL JEM 2100, Tokyo Boeki Ltd., Токио, Япония) с приставкой для энергодисперсионного (ЭДС) анализа. Определение элементного состава образцов перед деформацией проводили с помощью рентгенофлуоресцентного анализатора Niton XL3t (Thermo Scientific, Массачусетс, США).

Измерение микротвердости проводили по Виккерсу на приборе Duramin-5 (Struers, Баллеруп, Дания). Предел текучести, временное сопротивление разрыву и максимальное относительное удлинение определяли при испытаниях на растяжение с использованием прибора УТС-110М-100 («Тест-Системы», Иваново, Россия). Для этих испытаний применялись плоские образцы типа «лопатка» со следующими рабочими размерами: толщина – 3,0 мм, ширина – 2,7 мм, длина – 9,0 мм. Схема образцов для механических испытаний представлена на рис. 1. Для изготовления образцов был использован метод электроэрозионной резки.

Пробоподготовку образцов для просвечивающей электронной микроскопии осуществляли электроэрозионной резкой заготовок на пластинки толщиной 0,3 мм, которые в дальнейшем механически утонялись до толщины 0,1 мм на шлифовальной бумаге зернистостью P2500. Дальнейшая подготовка образцов была проведена путем ионного утонения на ионном утонителе (JEOL Ion Slicer EM-09100IS, Tokyo Boeki Ltd., Токио, Япония). Данные по межплоскостным расстояниям рассчитывали по микродифракционным картинкам, используя базу Crystallography Open Database (COD) от 21.01.2025. Средний размер (зерна, субзерна, фрагмента) определяли

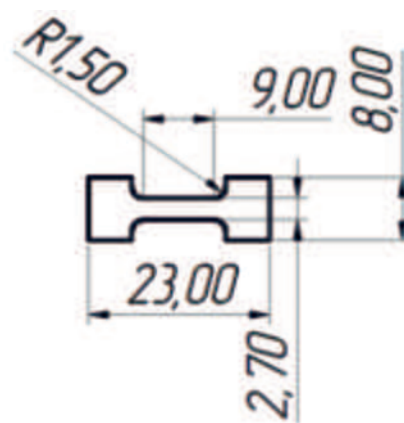


Рис. 1. Схематичное изображение образцов-«лопаток» для испытаний на растяжение

Fig. 1. Schematic representation of specimens for mechanical tensile testing

методом секущей. Скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей по светлопольным ПЭМ-изображениям по следующей формуле [24]:

$$\langle \rho \rangle = \frac{1}{t} \left(\frac{N_1}{L_1} + \frac{N_2}{L_2} \right), \quad (1)$$

где: t = 150 нм – толщина «фольги»; N_1 и N_2 – суммы пересечений дислокаций соответственно с горизонтальными и вертикальными прямыми, нанесенными на светлопольное ПЭМ-изображение, нм; L_1 и L_2 – суммарная длина всех соответственно горизонтальных и вертикальных линий, нанесенных на светлопольное ПЭМ-изображение, нм.

Дополнительно определяли тип дислокационных субструктур по соответствующим значениям скалярной плотности дислокаций и электронно-микроскопическим изображениям участков исследуемых образцов. Оценка вкладов различных механизмов в деформационное упрочнение сплава для исследованных структурных состояний выполнялась согласно методике, представленной в [19]. Затем были построены зависимости плотности дислокаций и вкладов механизмов в упрочнение от среднего размера зерна. Полученные зависимости были продифференцированы и построены зависимости производных, характеризующих интенсивность изменения вкладов механизмов упрочнения, суммарного напряжения и плотности дислокаций от размера зерна.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2, *а* показано оптическое изображение микроструктуры магниевых сплава МА20 в исходном крупнокристаллическом (КК) состоянии. Микроструктура сплава представлена равноосными зёрнами на основе α -твёрдого раствора легирующих элементов в магнии. Средний размер зёрна, определённый методом секущей, составил $25,0 \pm 10,0$ мкм. Внутри зёрен наблюдается большое количество частиц, в основном сферической формы, и области скопления частиц, которые равномерно распределены внутри зёрен. Согласно данным из научной литературы, в сплавах системы Mg-Zn-Zr-Ce такие частицы идентифицируются как наноразмерные интерметаллиды MgZn_2 , CeZn_3 и $\text{Ce}_3\text{Zn}_{11}$ [25]. Кроме того, в сплавах присутствуют частицы более крупных размеров – от 2 до 10 мкм, которые яв-

ляются гидридами ZrH_2 и Ce_2H_5 [22]. Частицы гидридов при деформации могут обретать дополнительную подвижность. Это, в свою очередь, приводит к их дальнейшей агломерации в процессе деформации, что оказывает влияние на уровень механических свойств. Так, авторами работы [26] была установлена роль влияния гидридов и растворенного водорода в магниевой матрице на механические свойства сплавов систем Mg-Al и Mg-Zn, Mg-Ca и Mg-RE. Было показано, что гидриды снижают механические свойства магниевых сплавов, поскольку являются центрами стока дислокаций, и это приводит к образованию трещин. Гидриды также агломерируются в процессе деформации. Это уменьшает пластичность материала и представляет собой существенный недостаток, который ограничивает практическое применение магниевых сплавов [27].

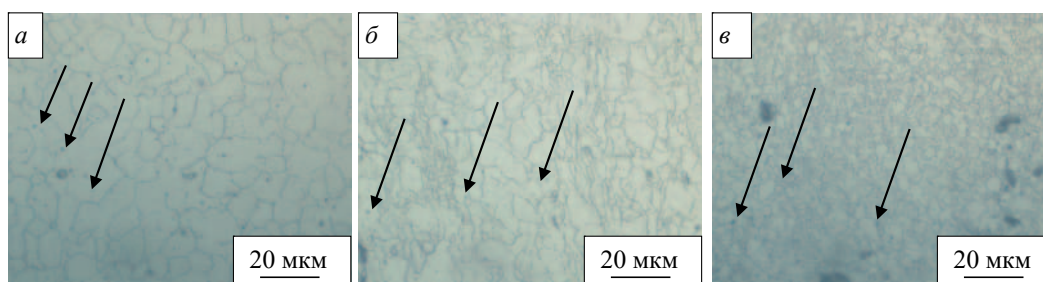


Рис. 2. Оптические изображения зеренной структуры магниевых сплава в различных состояниях:

а – КК; *б* – МК; *в* – УМЗ. Частицы гидридов и интерметаллидов показаны стрелками

Fig. 2. Optical images of the microstructure of the MA20 alloy in different states:

а – CG; *б* – FG; *в* – UFG. Particles of hydrides and intermetallics are indicated by arrows

Более подробное описание микроструктуры сплава МА20 проведено авторами данного исследования в работе [22].

Средний размер зёрна после деформации Забс-прессованием уменьшается. После Забс-прессования формируется мелкокристаллическое (МК) состояние со средним размером зёрна, равным $3,0 \pm 1,5$ мкм (рис. 2, *б*). Доля частиц гидридов и интерметаллидов не изменяется после деформационной обработки, большинство зёрен неравноосные и имеют неправильную форму. Дальнейшая деформация прокаткой способствовала дополнительному измельчению микроструктуры первичной фазы до $1,0 \pm 0,7$ мкм (рис. 2, *в*), что соответствует УМЗ-состоянию. Согласно данным оптической металлографии (рис. 2), деформация прокаткой приводит к агломерированию частиц

и гидридов, что может свидетельствовать об их высокой подвижности при ИПД [28].

Результаты ПЭМ-исследований микроструктуры сплава в КК-состоянии приведены на рис. 3. На светлопольных ПЭМ-изображениях наблюдаются равноосные зёрна основной фазы на основе α -твёрдого раствора легирующих элементов магния (ГПУ-решетка) и включения частиц (рис. 3, *а*, *д*). В результате микродифракционного анализа в КК-сплаве были идентифицированы интерметаллиды MgZn_2 , CeZn_3 , $\text{Ce}_3\text{Zn}_{11}$ (рис. 3, *б*, *е*). На рис. 3, *а*, *в–д* представлены темнопольные и светлопольные изображения частиц MgZn_2 , CeZn_3 и $\text{Ce}_3\text{Zn}_{11}$. Дополнительно проводили ЭДС-анализ, который показал, что в частицах MgZn_2 соотношение магния и цинка (ат. %) составляет 1,5:2, что соответствует

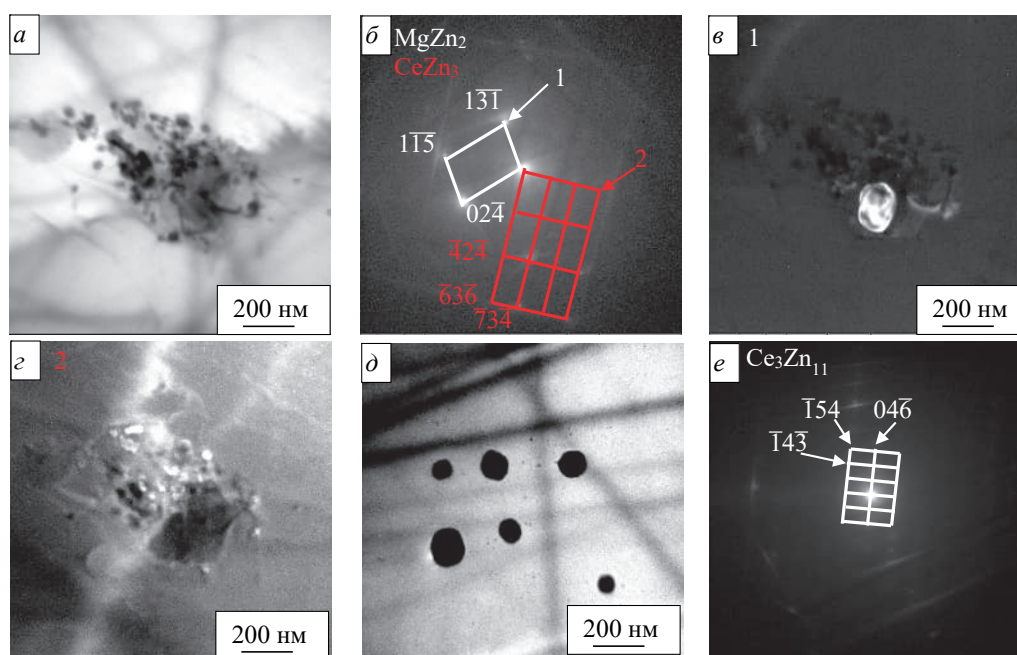


Рис. 3. ПЭМ-изображения микроструктуры магниевого сплава в КК-состоянии: а, д – светлопольные изображения интерметаллидов $MgZn_2$, $CeZn_3$ и Ce_3Zn_{11} ; б, е – микродифракционные картины от интерметаллидов $MgZn_2$, $CeZn_3$ и Ce_3Zn_{11} ; в, з – темнопольные изображения частиц $MgZn_2$ и $CeZn_3$

Fig. 3. TEM images of the microstructure of the magnesium alloy in the CG state: а, д – bright-field image of particles $MgZn_2$, $CeZn_3$ and Ce_3Zn_{11} ; б, е – microdiffraction pattern from intermetallic compounds $MgZn_2$, $CeZn_3$ and Ce_3Zn_{11} ; в, з – dark-field image of particles $MgZn_2$ and $CeZn_3$

стехиометрическому составу интерметаллида, поскольку магний в сплаве является основной фазой. Для интерметаллидов $CeZn_3$ и Ce_3Zn_{11} соотношения элементов (ат. %) составляют 1:3,5 и 1:4 соответственно, что близко к стехиометрическим составам частиц.

Согласно фазовым диаграммам Mg-Zn [29] и Zn-Ce [30] указанные интерметаллиды являются стабильными и существуют при комнатных температурах. Отметим, что интерметаллиды могут оказывать значительное влияние на процессы деформации за счет торможения движения границ зерен [19].

После абс-прессования внутри зерен матрицы образуются субзерна (рис. 4, а). Внутри субзерен формируется сетчатая дислокационная субструктура (рис. 4, б, в) со скалярной плотностью дислокаций $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Фазовый состав сплава в МК-состоянии соответствует КК-состоянию сплава. Сплав содержит интерметаллиды $MgZn_2$, $CeZn_3$, Ce_3Zn_{11} и некоторое количество гидридов циркония ZrH_2 и церия Ce_2H_3 , что ранее было подтверждено авторами

в работе [22] РЭМ-исследованиями и рентгенофазовым анализом.

Комбинированная ИПД (абс-прессование + прокатка) приводит к формированию УМЗ-структуры со средним размером зерна $1,0 \pm 0,7 \text{ мкм}$. На ПЭМ-изображениях наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура (рис. 5, б, в) со скалярной плотностью дислокаций $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Фазовый состав сплава качественно не изменился после комбинированной ИПД.

На следующем этапе проводили микроструктурные исследования для образцов УМЗ-сплава после отжигов в течение 24 часов при температурах 200, 250 и 300 °С. Оптические изображения микроструктуры УМЗ-сплава, подвергнутого термической обработке при различных температурах, представлены на рис. 6.

По результатам оптической микроскопии установлено, что отжиг магниевого сплава в УМЗ-состоянии при температуре 200 °С сохраняет УМЗ-состояние сплава. Отжики при 250 и 300 °С увеличивают средний размер зерна

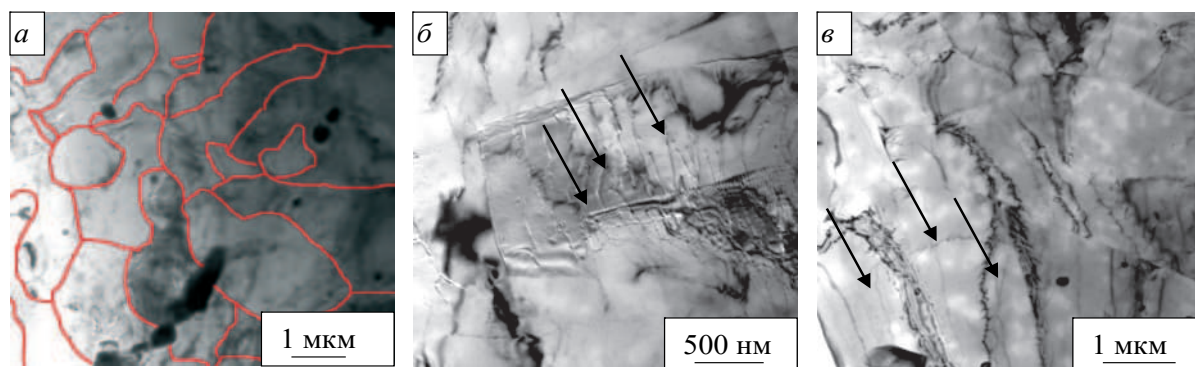


Рис. 4. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры сплава МА20 в МК-состояниях: а – зеренная структура; б, в – сетчатая дислокационная субструктура. Стрелками показана дислокационная субструктура

Fig. 4. TEM images of MA20 alloy in the FG state:

а – bright-field image of the alloy grain structure; б, в – bright-field image of the dislocation substructure. Network dislocation structure is indicated by arrows

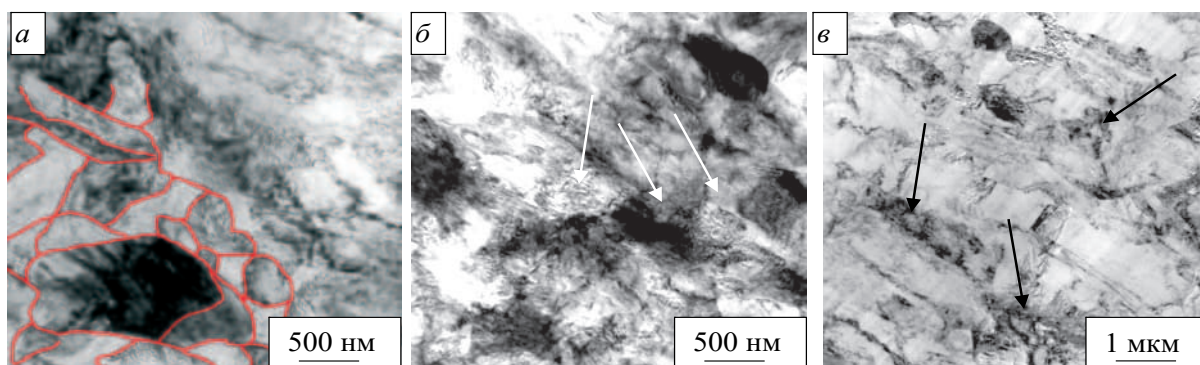


Рис. 5. Светлопольные ПЭМ-изображения сплава в УМЗ-состоянии:

а – зеренная структура; б, в – сетчатая дислокационная субструктура. Стрелками показана дислокационная субструктура

Fig. 5. Bright-field TEM images of MA20 alloy in the UFG state:

а – subgrain structure; б, в – cellular-network dislocation substructure. Arrows indicate the dislocation substructure

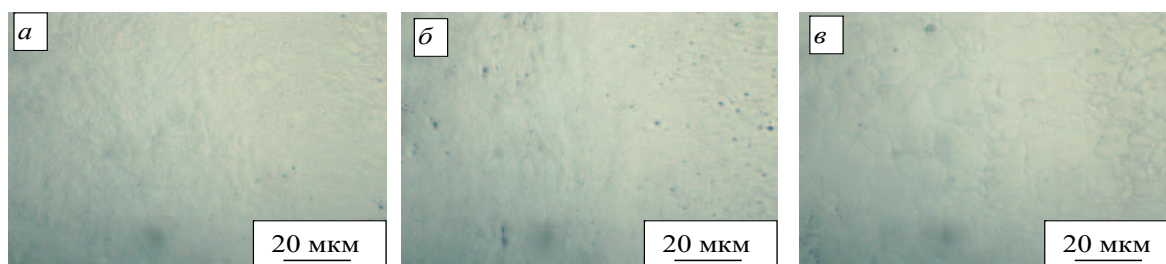


Рис. 6. Оптические изображения структуры УМЗ-сплава после термической обработки:

а – 200 °C; б – 250 °C; в – 300 °C

Fig. 6. Optical images of the structure of the UFG alloy after heat treatment:

а – 200 °C; б – 250 °C; в – 300 °C

до $1,5 \pm 0,8$ и $7,0 \pm 5,0$ мкм соответственно, переводя сплав в МК-состояние.

ПЭМ-изображения микроструктуры сплава после термической обработки представлены

на рис. 7. Результаты ПЭМ-исследований подтверждают данные оптической микроскопии. Отжиг при 200 °C приводит к уменьшению плотности дислокаций в сплаве с $2 \cdot 10^{10}$ до $9 \cdot 10^9$ см⁻²,

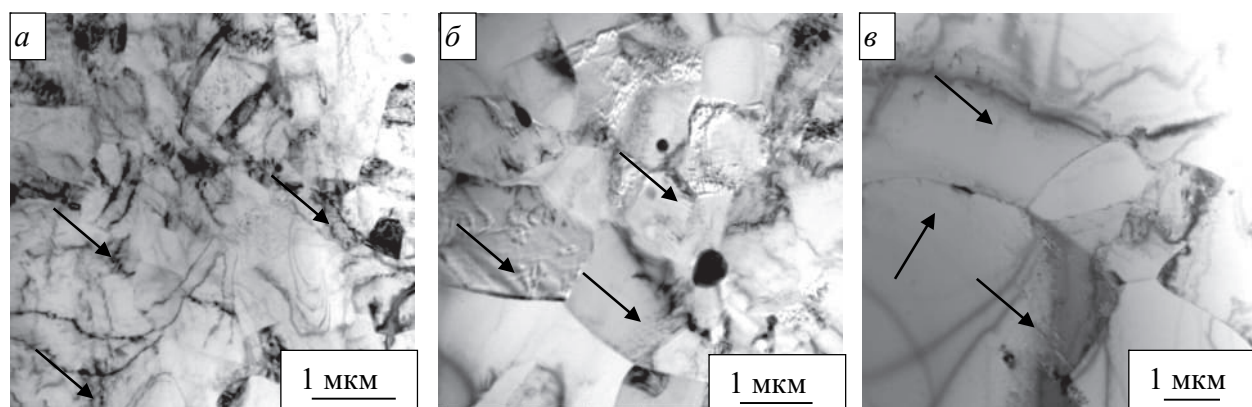


Рис. 7. Светлопольные ПЭМ-изображения микроструктуры УМЗ-сплава после термической обработки:

a – 200 °С, ячеисто-сетчатая дислокационная структура; *б* – 250 °С, сетчатая дислокационная структура; *в* – 300 °С, дислокационные скопления и клубки. Стрелками показана дислокационная субструктура

Fig. 7. Bright-field TEM images of the microstructure of the UFG alloy after heat treatment:

a – 200 °С, cellular-network dislocation structure; *б* – 250 °С, network dislocation structure; *в* – 300 °С, dislocation clusters and tangles. Arrows indicate the dislocation substructure

однако дислокационная субструктура остается преимущественно неизменной – ячеисто-сетчатой (рис. 7, *a*). Повышение температуры отжига до 250 °С приводит к увеличению размера зерна и дальнейшему уменьшению скалярной плотности дислокаций до $6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, при этом дислокационная структура становится сетчатой с хаотическим распределением дислокаций в сетке (рис. 7, *б*). На ПЭМ-изображениях видно, что структура сплава становится более однородной по объему, это свидетельствует о процессах начала рекристаллизации. Дальнейшее увеличение температуры отжига до 300 °С приводит к более интенсивным рекристаллизационным процессам в сплаве и существенному увеличению размера зерна. Сетчатая дислокационная структура преобразуется в отдельные скопления дислокаций. Плотность дислокаций уменьшается до $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 7, *в*).

После отжига при 200 °С плотность дислокаций оказалась равной $9 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, что ниже, чем для УМЗ-состояния ($2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Увеличение температуры отжига до 250 и 300 °С изменяет скалярную плотность дислокаций до $6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (отжиг при 250 °С) и далее до $4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (отжиг при 300 °С) соответственно вследствие активации процесса возврата [31].

На рис. 8 представлена микроструктура крупнокристаллического (исходного) сплава после отжига при 500 °С. В этом состоянии структура имеет выраженный зеренный характер и

состоит из равноосных α -зерен на основе твердого раствора магния (рис. 8, *a*). Средний размер зерна составляет $40,0 \pm 15,0 \text{ мкм}$. Кроме того, по границам зерен наблюдается небольшое количество интерметаллидных частиц вторичных фаз, не растворившихся в процессе отжига. На ПЭМ-изображениях в объеме зерен фиксируются как отдельные дислокации, так и их скопления (рис. 8, *б*). Плотность дислокаций составила $8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$.

На рис. 9, *a* представлены кривые растяжения образцов сплава. Механические испытания показали, что УМЗ-образец имеет максимальные значения пределов текучести и прочности ($\sigma_{0,2} = 250 \text{ МПа}$ и $\sigma_B = 270 \text{ МПа}$) по сравнению с состоянием МК ($\sigma_{0,2} = 40 \text{ МПа}$ и $\sigma_B = 220 \text{ МПа}$) и состоянием КК ($\sigma_{0,2} = 250 \text{ МПа}$ и $\sigma_B = 190 \text{ МПа}$). Предельная пластичность сплава для УМЗ-, МК- и КК-состояний составила 3, 9 и 13 % соответственно.

Термическая обработка сплава в УМЗ-состоянии приводит к снижению прочностных свойств и повышению пластичности сплава (рис. 9, *б*). Отжиг при температуре 200 °С приводит к увеличению пластичности на 100 % и достижению высокой прочности, не изменяя при этом размера зерна. В этом случае $\sigma_{0,2}$ и σ_B уменьшаются незначительно – на 8 и 4 % соответственно по сравнению с УМЗ-состоянием (без отжига). Дальнейший отжиг сплава при 250 °С приводит к увеличению предельной

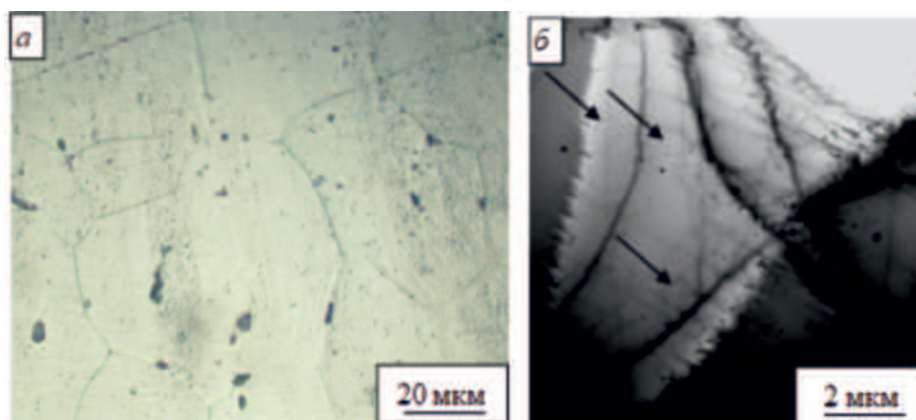


Рис. 8. Оптическое (а) и светлопольное (б) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава после отжига при 500 °С. Стрелками показана дислокационная субструктура

Fig. 8. Optical (a) and bright-field TEM images of the alloy microstructure after annealing at 500 °C. Arrows indicate the dislocation substructure

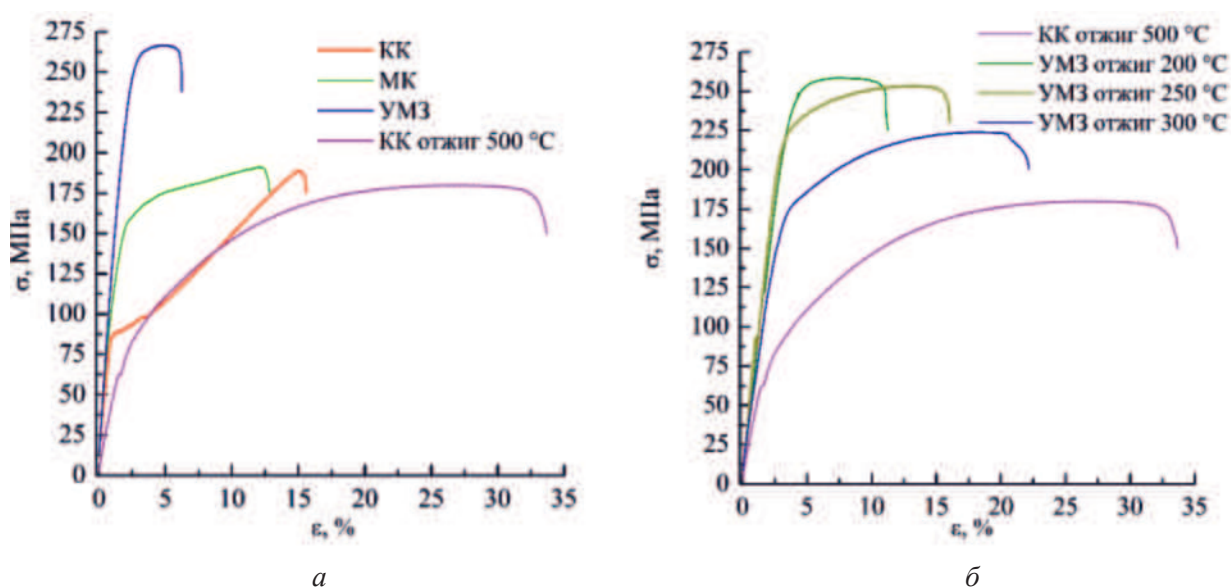


Рис. 9. Диаграммы растяжения в различных структурных состояниях (а) и после отжигов сплава при 500, 300, 250 и 200 °С (б)

Fig. 9. Stress-strain curves in different structural states (a) and after annealing at 500, 300, 250 and 200 °C (b)

пластичности и понижению условного предела текучести. В случае отжига при 300 °С также происходит понижение прочностных свойств и повышение предельной пластичности за счет понижения плотности дефектов и рекристаллизации. Высокотемпературный отжиг (500 °С) для сплава в КК-состоянии, применявшийся для полной релаксации внутренних напряжений, характеризуется активной рекристаллизацией, которая приводит к резкому снижению

прочности и достижению наиболее высокой пластичности.

В табл. 1 приведены данные по влиянию размера зерна на механические свойства сплава.

С целью установления основных механизмов упрочнения в магниевом сплаве была проведена оценка вкладов действующих механизмов упрочнения в предел текучести магниевых сплава [19, 32]. В работе выполнен расчет аддитивных вкладов механизмов упрочнения, таких

Таблица 1

Table 1

Механические и структурные характеристики сплава МА20
Mechanical and structural properties of MA20 alloy

Номер	Состояние сплава	Средний размер зерна, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Скалярная плотность дислокаций, $\langle \rho \rangle$, см ⁻² Тип дислокационной субструктуры
1	КК + отжиг, 500 °С	40,0 ± 15,0	60	180	25	8·10 ⁸ Отдельные дислокации и дислокационные скопления
2	КК	25,0 ± 10,0	90	190	13	4·10 ⁹ Дислокационные скопления
3	УМЗ + отжиг, 300 °С	7,0 ± 5,0	150	220	17	4·10 ⁹ Дислокационные скопления и клубки
4	МК	3,0 ± 2,0	140	220	9	5·10 ⁹ Сетчатая дислокационная субструктура
5	УМЗ + отжиг, 250 °С	1,5 ± 0,8	210	250	11	6·10 ⁹ Сетчатая дислокационная структура и дислокационные скопления
6	УМЗ + отжиг, 200 °С	1,0 ± 0,7	230	260	6	9·10 ⁹ Сетчатая дислокационная субструктура
7	УМЗ	1,0 ± 0,7	250	270	3	2·10 ¹⁰ Ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура

Примечание: $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; σ_B – временной предел прочности; δ – относительное удлинение.

как напряжение трения кристаллической решетки, дислокационное и зернограницное упрочнения, в предел текучести сплава:

$$\sigma_{\text{общ}} = \sigma_0 + \sigma_{\text{дис}} + \sigma_{\text{зер}}, \quad (2)$$

где $\sigma_{\text{общ}}$ – расчетный предел текучести сплава; σ_0 – напряжение, обусловленное скольжением дислокаций в монокристалле, а также твердорастворным и дисперсионным упрочнением; $\sigma_{\text{дис}}$ – дислокационное упрочнение; $\sigma_{\text{зер}}$ – зернограницное упрочнение.

Известно, что основным механизмом упрочнения в УМЗ-металлах и сплавах является зернограницное упрочнение, описываемое уравнением Холла – Петча [18, 19, 33]. Механизмами деформационного упрочнения в магниевых сплавах также служат дислокационное скольжение и двойникование [34]. В работе [35] было продемонстрировано, что основным механизмом упрочнения образцов экструдированного сплава AZ31 при циклической деформации по схеме «сжатие – растяжение» является двойникование. Обычно активное двойникование в магниевых

сплавах способствует эффективному измельчению зерна даже при малых степенях деформации. В работе [36] исследовали сплав ZK60 в МК-состоянии (средний размер зерна – 3 мкм), полученный методом экструзии. Было установлено, что сплав деформируется за счет двойникования и базового скольжения при высоких скоростях деформации ($\dot{\epsilon} = 10^3 \text{ с}^{-1}$), однако при меньших скоростях ($\dot{\epsilon} = 10^1 \text{ с}^{-1}$) механизм двойникования подавляется, что приводит к резкому снижению пластичности магниевых сплава.

В работе [37] зернограницное упрочнение для магниевых сплава определяли с помощью соотношения Холла – Петча:

$$\sigma_{\text{зер}} = Kd^{-1/2}, \quad (3)$$

где K – константа Холла – Петча; d – средний размер зерна основной фазы.

На основе полученных экспериментальных данных (табл. 1) была построена зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ от $d^{-1/2}$ (рис. 10). В интервале размеров зерен 1...40 мкм зависимость $\sigma_{0,2}$ от $d^{-1/2}$ имеет линейный харак-

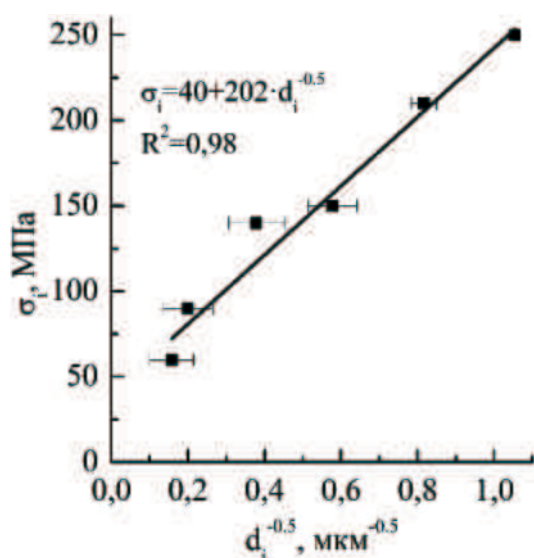


Рис. 10. Зависимость предела текучести $\sigma_{0,2}$ от $d^{-1/2}$

Fig. 10. Dependence of the yield strength $\sigma_{0,2}$ on the $d^{-1/2}$

тер ($K = 202 \text{ Па} \cdot \text{мкм}^{1/2}$). В соответствии с соотношением Холла – Петча для исследуемого сплава значение $\sigma_{\text{зер}}$ равно 40 МПа.

Вклад дислокационной структуры в упрочнение материала рассчитывали с помощью уравнения Тейлора [38]:

$$\sigma_{\text{дис}} = b\chi G\sqrt{\rho}, \quad (4)$$

где $\chi = 0,9$ – константа, характеризующая взаимодействие между дислокациями [38]; $b = 0,321$ – величина вектора Бюргерса для наиболее вероятной плоскости скольжения, в работе рассматривалась базисная плоскость сколь-

жения $\{001\}$ как наиболее вероятная; $G = 17 \text{ ГПа}$ – модуль сдвига для магния [39]; $\langle \rho \rangle$ – скалярная плотность дислокаций. Значения плотности дислокаций магния для различных структурных состояний представлены в табл. 1.

За величину напряжения трения σ_0 в монокристалле принимали $\sigma_0 = 14 \text{ МПа}$, допуская, что данные значения соответствуют напряжению σ_0 для равновесного состояния КК-сплава (отжиг 500°C). Значение σ_0 для КК-состояния сплава оценивали как $\sigma_0 = \sigma_{0,2} - \sigma_{\text{дис}} - \sigma_{\text{зер}}$, где $\sigma_{0,2} = 60 \text{ МПа}$ (экспериментальные данные), $\sigma_{\text{дис}} = 14 \text{ МПа}$ и $\sigma_{\text{зер}} = 32 \text{ МПа}$ (расчетные данные, табл. 2). Значение σ_0 характеризует минимальное напряжение скольжения дислокаций в монокристалле, твердорастворное и дисперсионное упрочнения. В работе [38], где рассматриваются механизмы упрочнения в магниевых сплавах, было показано, что при условии отсутствия полиморфных превращений можно сделать допущение, что значение σ_0 для равновесного состояния будет соответствовать σ_0 для УМЗ-состояния сплава после ИПД и для структурных состояний с различным размером зерна, полученных при отжигах.

Рассчитанные значения $\sigma_{\text{зер}}$ и $\sigma_{\text{дис}}$ приведены в табл. 2. Для КК-сплава вклад от зернограничного упрочнения составил примерно 40 МПа. Переход сплава в МК-состояние сопровождается существенным увеличением $\sigma_{\text{зер}}$ – до 117 МПа, за счет значительного измельчения зеренной структуры. Применение комбинированного метода

Таблица 2

Table 2

Расчетные вклады в упрочнение сплава МА20 в различных структурных состояниях
Contributions of different strain hardening mechanisms in MA20 alloy in various structural states

Состояние сплава	$\sigma_{\text{дис}}$, МПа	$\sigma_{\text{зер}}$, МПа	σ_0 , МПа	$\sigma_{\text{общ}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
КК	16	40	14	96	90
МК	35	117	14	166	140
УМЗ	69	202	14	286	250
УМЗ + отжиг при 200°C	47	202	14	263	230
УМЗ + отжиг при 250°C	38	165	14	217	210
УМЗ + отжиг при 300°C	31	76	14	122	140
КК + отжиг при 500°C^*	14	32	14	60	60

* Примечание: КК + отжиг при 500°C – отжиг исходного крупнокристаллического состояния сплава при 500°C в течение 8 часов для достижения крупного размера зерна и релаксации внутренних напряжений.

ИПД, включающего абс-прессование с последующей прокаткой, формирует структуру с минимальным размером зерна, что повышает величину зернограницного упрочнения до 202 МПа. Отжиг УМЗ-сплава при 200 °С не оказывает влияния на величину $\sigma_{\text{зер}}$ по сравнению с УМЗ-состоянием без отжига при сохранении среднего размера зерна, равного 1 мкм. Отжики при 250 и 300 °С способствуют росту зерна до 1,5 и 7 мкм соответственно, а тем самым и уменьшению зернограницного упрочнения сплава до 165 и 76 МПа.

Отжиг при 500 °С КК-сплава (исходного) приводит к формированию крупнозернистой структуры, при этом вклад зернограницного упрочнения снижается до 32 МПа.

Для сплава в КК-состоянии вклад дислокационного механизма в упрочнение составил 16 МПа. В МК-состоянии плотность дислокаций увеличивается и вклад дислокационного упрочнения достигает 35 МПа. УМЗ-состояние характеризуется высокой плотностью дислокаций и максимальным вкладом дислокационного упрочнения – 69 МПа. Отжиг при 200 °С вызывает релаксацию микроструктуры, значительное снижение плотности дислокаций и, как следствие, уменьшение $\sigma_{\text{дис}}$ до 47 МПа. Последующие отжики при 250 и 300 °С приводят к снижению $\sigma_{\text{дис}}$ до 38 и 31 МПа, что можно связать с активизацией процессов возврата и уменьшением скалярной плотности дислокаций в образцах магниевого сплава. Эти результаты согласуются с данными ПЭМ, где наблюдается снижение скалярной плотности дислокаций, сопровождающееся уменьшением вклада дислокационного упрочнения. Одновременно при отжиге увеличивается средний размер зерна, что снижает прочность за счет уменьшения как дислокационного, так и зернограницного упрочнений. При рекристаллизационном отжиге КК-сплава с 500 °С плотность дислокаций минимальна, а расчетный вклад дислокационного упрочнения снижается до 14 МПа. Рассчитанные значения $\sigma_{\text{общ}}$ хорошо согласуются с экспериментальными данными для $\sigma_{0,2}$, полученными при механических испытаниях на растяжение.

Таким образом, наибольшее влияние на повышение прочности магниевого сплава при комбинированной ИПД оказывает зернограницный механизм упрочнения, вклад от которого вслед-

ствие измельчения зерна до 1 мкм составляет $\sigma_{\text{зер}} = 202$ МПа, а также дислокационный механизм с вкладом $\sigma_{\text{дис}} = 69$ МПа.

Приведенные расчетные данные являются оценочными, но позволяют выявить наиболее значимые вклады в общее упрочнение, а тем самым и основные механизмы упрочнения магниевого сплава. Зависимости плотности дислокаций и рассчитанных вкладов в упрочнение от среднего размера зерна для сплава МА20 представлены на рис. 11.

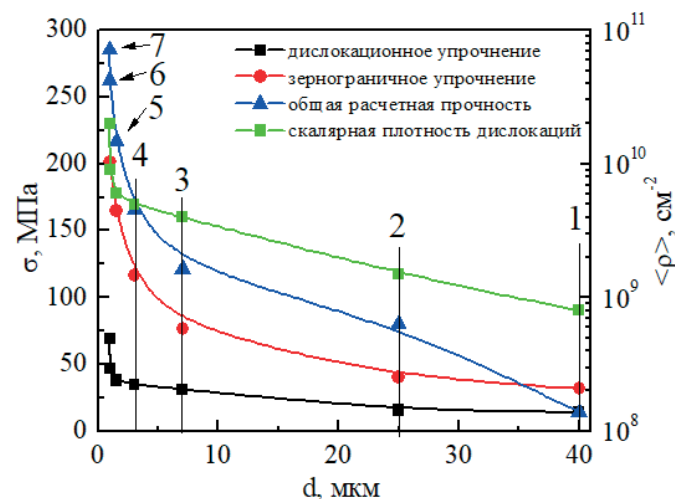


Рис. 11. Зависимости вкладов в упрочнение $\sigma_{\text{дис}}$, $\sigma_{\text{зер}}$, $\sigma_{\text{общ}}$ и плотности дислокаций от среднего размера зерна (номера образцов представлены в табл. 1)

Fig. 11. Dependences of the contributions σ_{dis} , σ_{grain} , σ_{total} and dislocation density on the grain size (sample numbers are presented in Table 1)

На представленных зависимостях можно выделить диапазон с размерами зерен от 1 до 7 мкм, где с уменьшением размера зерна наблюдается уменьшение значений $\sigma_{\text{дис}}$, $\sigma_{\text{зер}}$, $\sigma_{\text{общ}}$ и $\langle \rho \rangle$. Указанный диапазон размеров зёрен соответствует следующим состояниям сплава: УМЗ, УМЗ (отжики при 200, 250, 300 °С) и МК.

На рис. 12 представлены графики изменения интенсивности вкладов в напряжение течения: $d\sigma_{\text{дис}}/dd$, $d\sigma_{\text{зер}}/dd$, $d\sigma_{\text{общ}}/dd$, $d\rho/dd$.

На указанных зависимостях можно выделить два участка с разной интенсивностью изменения $\sigma_{\text{дис}}$, $\sigma_{\text{зер}}$, $\sigma_{\text{общ}}$ и $\langle \rho \rangle$. На участке I (1...7 мкм) происходит резкое изменение вкладов и плотности дислокаций для УМЗ- и МК-состояний сплава. Участок II можно охарактеризовать малым изменением величин $d\sigma_{\text{дис}}/dd$, $d\sigma_{\text{зер}}/dd$, $d\sigma_{\text{общ}}/dd$, $d\rho/dd$, что соответствует КК-состоянию.

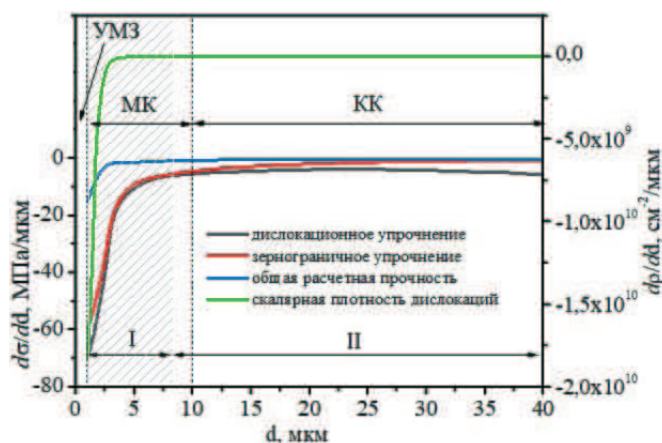


Рис. 12. Зависимости изменения интенсивности вкладов в напряжение течения $d\sigma_{\text{дис}}/dd$, $d\sigma_{\text{зер}}/dd$, $d\sigma_{\text{общ}}/dd$, dp/dd от размера зерна

Fig. 12. Dependences of changes in the intensity of $d\sigma_{\text{dis}}/dd$, $d\sigma_{\text{grain}}/dd$, $d\sigma_{\text{total}}/dd$, dp/dd on the grain size

Изменение характера зависимостей связано со структурной релаксацией сплава при переходе из УМЗ- в МК-состояние за счет процессов возврата и аннигиляции дефектов, преобразований структуры внутри зерна и на границах зерен, а также перестройки дислокационной субструктуры при отжигах. Предполагается, что неравновесные границы зерен, в отличие от равновесных, формируют дальнедействующие поля напряжений, которые сохраняют высокий уровень даже на значительных расстояниях и способны оказывать влияние на движение внутризеренных дислокаций. Малая интенсивность изменения вкладов $d\sigma_{\text{дис}}/dd$, $d\sigma_{\text{зер}}/dd$, $d\sigma_{\text{общ}}/dd$ и плотности dp/dd для КК-состояния сплава позволяет говорить о формировании равновесной «подрешетки» зернограницных дефектов [19].

Выводы

1. Применение комбинированного метода ИПД, включающего в себя последовательное абс-прессование и многоходовую прокатку магниевого сплава МА20, приводит к измельчению зеренной структуры до УМЗ-состояния (средний размер зерна 1 мкм), существенному повышению пределов текучести и прочности ($\sigma_{0.2} = 250$ МПа, $\sigma_B = 270$ МПа) и уменьшению пластичности до 3 %.

2. Проведена оценка вкладов от механизмов деформационного упрочнения для предела текучести $\sigma_{\text{общ}}$ при комбинированной ИПД.

Показано, что наибольший эффект в упрочнение УМЗ-магниевого сплава МА20 вносят зернограничный ($\sigma_{\text{зер}} = 202$ МПа) и дислокационный ($\sigma_{\text{дис}} = 69$ МПа) механизмы упрочнения.

3. Отжиг при 200 °С сохраняет УМЗ-состояние в магневом сплаве МА20, но способствует по сравнению с исходным УМЗ-состоянием частичной релаксации структуры, значительному снижению плотности дислокаций, уменьшению вклада $\sigma_{\text{дис}}$ на 31 %, уменьшению $\sigma_{0.2}$ на 8 %, σ_B – на 4 %, а также увеличению пластичности на 100 %.

4. Для исследуемого сплава в УМЗ- и МК-состояниях выявлен интервал размеров зерен, равный 1...7 мкм, соответствующий резкому изменению интенсивностей плотности дислокаций dp/dd и вкладов дислокационного и зернограничного механизмов в деформационное упрочнение, $d\sigma_{\text{дис}}/dd$, $d\sigma_{\text{зер}}/dd$, а также величины $d\sigma_{\text{общ}}/dd$.

Список литературы

1. Effect of heat treatment and deformation temperature on the mechanical properties of ECAP processed ZK60 magnesium alloy / Y. Yuan, A. Ma, X. Gou, J. Jiang, G. Arhin, D. Song, H. Liu // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 677. – P. 125–132. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.037.
2. Grain growth and Hall-Petch relationship in a refractory HfNbTaZrTi high-entropy alloy / S. Chen, K.-K. Tseng, Y. Tong, W. Li, C.-W. Tsai, J.-W. Yeh, P.K. Liaw // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 795. – P. 19–26. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.291.
3. Ultra-fine grain size and exceptionally high strength in dilute Mg–Ca alloys achieved by conventional one-step extrusion / H. Pan, C. Yang, Y. Yang, Y. Dai, D. Zhou, L. Chai, Q. Huang, Q. Yang, S. Liu, Y. Ren, G. Qin // Materials Letters. – 2019. – Vol. 237. – P. 65–68. – DOI: 10.1016/j.matlet.2018.11.080.
4. Ultrafine grained Mg–Zn–Ca–Mn alloy with simultaneously improved strength and ductility processed by equal channel angular pressing / L.B. Tong, J.H. Chu, Z.H. Jiang, S. Kamado, M.Y. Zheng // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 785. – P. 410–421. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.181.
5. Effect of element Ce on the strain rate sensitivity of Mg–Zn–Zr alloy / C. Xu, Z. Wang, L. Zhou, F. Wang, Z. Wei, P. Mao // Journal of Magnesium and Alloys. – 2025. – Vol. 13 (8). – P. 4005–4019. – DOI: 10.1016/j.jma.2025.04.017.
6. Microstructures, mechanical and corrosion properties and biocompatibility of as extruded Mg–Mn–Zn–

- Nd alloys for biomedical applications / Y.-L. Zhou, Y. Li, D.-M. Luo, Y. Ding, P. Hodgson // *Materials Science and Engineering: C*. – 2015. – Vol. 49. – P. 93–100. – DOI: 10.1016/j.msec.2014.12.057.
7. Plastic deformation behaviors of a Mg–Ce–Zn–Zr alloy / K. Yu, W. Li, J. Zhao, Z. Ma, R. Wang // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 48 (9). – P. 1319–1323. – DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00046-0.
8. In vitro and in vivo study on fine-grained Mg–Zn–RE–Zr alloy as a biodegradable orthopedic implant produced by friction stir processing / V.C. Shunmugasamy, M. AbdelGawad, M.U. Sohail, T. Ibrahim, T. Khan, T.D. Seers, B. Mansoor // *Bioactive Materials*. – 2023. – Vol. 28. – P. 448–466. – DOI: 10.1016/j.bioactmat.2023.06.010.
9. Volkova E.F. Some regular features of formation of phase composition in a magnesium alloy of the Mg – Zn – Zr – Y system // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2014. – Vol. 55 (9–10). – P. 477–482. – DOI: 10.1007/s11041-014-9657-5.
10. Structure and mechanical properties of the Mg–Y–Gd–Zr alloy after high pressure torsion / S.V. Dobatkin, L.L. Rokhlin, E.A. Lukyanova, M.Y. Murashkin, T.V. Dobatkina, N.Y. Tabachkova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 667. – P. 217–223. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.05.003.
11. Evolution of mechanical properties of LAE442 magnesium alloy processed by extrusion and ECAP / P. Minárik, R. Král, J. Pešička, F. Chmelík // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2015. – Vol. 4 (1). – P. 75–78. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.10.012.
12. Effect of deformation processing of the dilute Mg–1Zn–0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid / D. Merson, A. Brilevsky, P. Myagkikh, M. Markushev, A. Vinogradov // *Letters on Materials*. – 2020. – Vol. 10 (2). – P. 217–222. – DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
13. Alloying design and microstructural control strategies towards developing Mg alloys with enhanced ductility / Z.-Z. Jin, M. Zha, S.-Q. Wang, S.-C. Wang, C. Wang, H.-L. Jia, H.-Y. Wang // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2022. – Vol. 10 (5). – P. 1191–1206. – DOI: 10.1016/j.jma.2022.04.002.
14. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43 (11). – P. 3891–3939. – DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
15. Thermally activated nature of basal and prismatic slip in mg and its alloys / M.A. Shabana, J.J. Bhatlacharya, M. Niewczas, S.R. Agnew // *Magnesium Technology 2021*. – Cham: Springer, 2021. P. 53–60. – DOI: 10.1007/978-3-030-65528-0_9.
16. Yue Y., Wang J., Nie J.-F. Twin-solute, twin-dislocation and twin-twin interactions in magnesium // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2023. – Vol. 11 (10). – P. 3427–3462. – DOI: 10.1016/j.jma.2023.07.015.
17. Effects of deformation twins on microstructure evolution, mechanical properties and corrosion behaviors in magnesium alloys – A review / L. Li, W. Liu, F. Qi, D. Wu, Z. Zhang // *Journal of Magnesium and Alloys*. – 2022. – Vol. 10 (9). – P. 2334–2353. – DOI: 10.1016/j.jma.2022.09.003.
18. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. – 2000. – Vol. 45 (2). – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
19. Plastic deformation of nanostructured materials / A.M. Glezer, E.V. Kozlov, N.A. Koneva, N.A. Popova, I.A. Kurzina. – CRC Press, 2017. – ISBN 9781315111964.
20. Влияние предварительной деформации на формирование ультрамелкозернистой структуры при РКУП-обработке магниевых сплавов / А.В. Боткин, Р.З. Валиев, Е.П. Волкова, Г.Д. Худодова, Р. Ebrahimi // *Физическая мезомеханика*. – 2024. – Т. 27, № 4. – С. 63–72. – DOI: 10.55652/1683-805X_2024_27_4_63-72.
21. The effect of rotary swaging on the structure and mechanical properties of Mg–Y–Gd–Zr alloys additionally alloyed with samarium / E. Lukyanova, I. Tarytina, N. Tabachkova, T. Dobatkina, N. Martynenko, O. Rybalchenko, G. Rybalchenko, D. Temralieva, V. Andreev, O. Ovchinnikova, N. Andreeva, S. Dobatkin // *Materials Today Communications*. – 2025. – Vol. 43. – P. 111857. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111857.
22. Severe plastic deformation of Mg–Zn–Zr–Ce alloys: advancing corrosion resistance and mechanical strength for medical applications / N. Luginin, A. Eroshenko, M. Khimich, K. Prosolov, A. Kashin, P. Uvarkin, A. Tolmachev, I. Glukhov, A. Panfilov, Y. Sharkeev // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (11). – P. 1847. – DOI: 10.3390/met13111847.
23. Pekguleryuz M., Celikin M. Creep resistance in magnesium alloys // *International Materials Reviews*. – 2010. – Vol. 55 (4). – P. 197–217. – DOI: 10.1179/095066010X12646898728327.
24. Electron microscopy of thin crystals / P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley, M.J. Whelan, L. Marton // *Physics Today*. – 1966. – Vol. 19 (10). – P. 93–95. – DOI: 10.1063/1.3047787.
25. Effect of Ce on microstructure and corrosion behavior of as cast ZK60 alloy / L. Sun, Z. Wang, L. Zhou, F. Wang, W. Zhang, Z. Wei, P. Mao // *Materials Today Communications*. – 2025. – Vol. 42. – P. 111345. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.111345.
26. Severe plastic deformation by fast forging to easy produce hydride from bulk Mg-based alloys / D. Fruchart, N. Skryabina, P. de Rango, M. Foulad-



vind, V. Aptukov // Materials Transactions. – 2023. – Vol. 64 (8). – P. 1886–1893. – DOI: 10.2320/matertrans.MT-MF2022049.

27. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen embrittlement of magnesium and magnesium alloys: a review // Journal of the Electrochemical Society. – 2013. – Vol. 160 (4). – P. C168–C178. – DOI: 10.1149/2.023304jes.

28. Zhang J., Yan S., Qu H. Stress/strain effects on thermodynamic properties of magnesium hydride: A brief review // International Journal of Hydrogen Energy. – 2017. – Vol. 42 (26). – P. 16603–16610. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.05.174.

29. Mezbahul-Islam M., Mostafa A.O., Medraj M. Essential magnesium alloys binary phase diagrams and their thermochemical data // Journal of Materials. – 2014. – Vol. 2014. – P. 1–33. – DOI: 10.1155/2014/704283.

30. Aljarrah M., Alnahas J., Alhartomi M. Thermodynamic modeling and mechanical properties of Mg-Zn-{Y, Ce} alloys: Review // Crystals. – 2021. – Vol. 11 (12). – P. 1592. – DOI: 10.3390/cryst11121592.

31. Sharkeev Yu.P., Kozlov E.V. The long-range effect in ion implanted metallic materials: dislocation structures, properties, stresses, mechanisms // Surface and Coatings Technology. – 2002. – Vol. 158–159. – P. 219–224. – DOI: 10.1016/S0257-8972(02)00212-8.

32. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.

33. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta Materialia. –

2000. – Vol. 48 (1). – P. 1–29. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.

34. Raynor G.V. The physical metallurgy of magnesium and its alloys. – New York: Pergamon Press, 1959. – 531 p.

35. In-situ observation of twinning and detwinning in AZ31 alloy / W. Gong, R. Zheng, S. Harjo, T. Kawasaki, K. Aizawa, N. Tsuji // Journal of Magnesium and Alloys. – 2022. – Vol. 10 (12). – P. 3418–3432. – DOI: 10.1016/j.jma.2022.02.002.

36. Fracture behavior of magnesium alloys – Role of tensile twinning / N.S. Prasad, N. Naveen Kumar, R. Narasimhan, S. Suwas // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 94. – P. 281–293. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.04.054.

37. Hall-Petch strengthening in ultrafine-grained Zn with stabilized boundaries / M. Balog, P. Krížik, A. Školáková, P. Švec, J. Kubásek, J. Pinc, M.M. de Castro, R. Figueiredo // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 33. – P. 7458–7468. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.132.

38. Effect of dislocation transmutation on modeling hardening mechanisms by twinning in magnesium / A.L. Oppedal, H. El Kadiri, C.N. Tomé, G.C. Kaschner, S.C. Vogel, J.C. Baird, M.F. Horstemeyer // International Journal of Plasticity. – 2012. – Vol. 30–31. – P. 41–61. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.09.002.

39. Effect of alloying elements on the elastic properties of Mg from first-principles calculations / S. Ganeshan, S.L. Shang, Y. Wang, Z.-K. Liu // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57 (13). – P. 3876–3884. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.04.038.

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 heat treatment on the structure and properties of magnesium alloy MA20 subjected to severe plastic deformation

Nikita Luginin^{1,2,a}, Anna Eroshenko^{1,b,*}, Konstantin Prosolov^{1,c}, Margarita Khimich^{1,d},
 Ivan Glukhov^{1,e}, Alexander Panfilov^{1,f}, Alexey Tolmachev^{1,g}, Pavel Uvarin^{1,h},
 Alexander Kashin^{1,i}, Yurii Sharkeev^{1,2,j}

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

² National Research Tomsk Polytechnic University, Lenin Ave., 30, Tomsk, 634050, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6504-8193>, nikishek90@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8812-9287>, eroshenko@ispms.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-2176-8636>, konstprosolv@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-5859-7418>, khimich@ispms.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-5557-5950>, gia@ispms.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;
^g <https://orcid.org/0000-0003-4669-8478>, tolmach@ispms.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0003-1169-3765>, uvarkin@ispms.ru;
ⁱ <https://orcid.org/0000-0003-1860-3654>, kash@ispms.ru; ^j <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 July 2025

Revised: 03 September 2025

Accepted: 12 September 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Magnesium alloys
 Severe plastic deformation
 Mechanical properties
 Heat treatment
 Phase composition
 Structure

Funding

The Russian Science Foundation has financially supported the work, project No. 23-13-00359, available online: <https://rscf.ru/project/23-13-00359/>. The investigations have been carried out using the equipment of Share Use Centre “Nanotech” of the ISPMS SB RAS and at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials” NSTU.

ABSTRACT

Introduction. One of the most promising fields for the application of magnesium alloys is medicine. Their key advantages are bioresorbability and a low elastic modulus, comparable to that of human cortical bone (up to 30 GPa). Biocompatible *Mg-Zn-Zr-Ce* (MA20) system alloys are among the most promising for medical applications. Due to their relatively low mechanical properties, the development of severe plastic deformation (SPD) techniques for forming an ultrafine-grained (UFG) state in bulk billets of the *Mg-Zn-Zr-Ce* alloy to achieve optimal functional properties requires further research. Analyzing the conditions for forming a high-strength UFG state necessitates considering various strengthening mechanisms, including well-known ones related to the effect of UFG structures. Identifying the deformation and strain hardening mechanisms in magnesium alloys subjected to SPD is also highly relevant. The **purpose of this work** is to establish the mechanisms of strain hardening and to investigate the influence of heat treatment on the structure and properties of the MA20 magnesium alloy after combined SPD. **Research methods.** The study object was the MA20 alloy in a UFG state (wt. %: Mg – 98.0; Zn – 1.3; Ce – 0.1; Zr – 0.1; O – 0.5). The UFG state was achieved via a combined SPD process involving ABC-pressing followed by multi-pass rolling in grooved rolls. To study the effect of annealing on the microstructure and mechanical tensile properties, samples were annealed in air at temperatures of 200, 250, 300, and 500 °C for 24 hours. The microstructure and phase composition of the samples were investigated using optical and transmission electron microscopy. **Results and discussion.** It was established that applying a combined SPD method (ABC-pressing and multi-pass rolling) to the MA20 alloy results in the formation of an ultrafine-grained structure with an average grain size of about 1 μm. This leads to a significant increase in yield strength ($\sigma_{0.2}$) to 250 MPa and ultimate tensile strength (σ_u) to 270 MPa, while simultaneously reducing ductility to 3%. Annealing at 200 °C was found to preserve the UFG state in the MA20 alloy and to lead to a 100% increase in ductility, with an 8% decrease in $\sigma_{0.2}$ and a 4% decrease in σ_u compared to the initial UFG state (non-annealed). **Conclusions.** It was revealed that the grain boundary ($\sigma_{\text{grain}} = 202$ MPa) and dislocation ($\sigma_{\text{dis}} = 69$ MPa) strengthening contributions provide the most significant increase in the strength of the UFG MA20 magnesium alloy. For the magnesium alloy in the UFG and fine-grained (FG) states, a critical grain size interval of (1–7) μm was identified, corresponding to a sharp increase in the intensity of change for the calculated contributions of dislocation ($d\sigma_{\text{dis}}/dd$), grain boundary ($d\sigma_{\text{grain}}/dd$), overall strengthening ($d\sigma_{\text{total}}/dd$), and dislocation density (dp/dd). For the coarse-grained (CG) state of the alloy in the grain size range (7–40) μm, these parameters stabilize.

For citation: Luginin N.A., Eroshenko A.Yu., Prosolov K.A., Khimich M.A., Glukhov I.A., Panfilov A.O., Tolmachev A.I., Uvarin P.V., Kashin A.D., Sharkeev Yu.P. Effect of heat treatment on the structure and properties of magnesium alloy MA20 subjected to severe plastic deformation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 239–256. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-239-256. (In Russian).

* Corresponding author

Eroshenko Anna Yu., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,
 2/4 per. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 3822 286 911, e-mail: eroshenko@ispms.ru



References

1. Yuan Y., Ma A., Gou X., Jiang J., Arhin G., Song D., Liu H. Effect of heat treatment and deformation temperature on the mechanical properties of ECAP processed ZK60 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 677, pp. 125–132. DOI: 10.1016/j.msea.2016.09.037.
2. Chen S., Tseng K.-K., Tong Y., Li W., Tsai C.-W., Yeh J.-W., Liaw P.K. Grain growth and Hall-Petch relationship in a refractory HfNbTaZrTi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 795, pp. 19–26. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.291.
3. Pan H., Yang C., Yang Y., Dai Y., Zhou D., Chai L., Huang Q., Yang Q., Liu S., Ren Y., Qin G. Ultra-fine grain size and exceptionally high strength in dilute Mg–Ca alloys achieved by conventional one-step extrusion. *Materials Letters*, 2019, vol. 237, pp. 65–68. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.11.080.
4. Tong L.B., Chu J.H., Jiang Z.H., Kamado S., Zheng M.Y. Ultrafine-grained Mg–Zn–Ca–Mn alloy with simultaneously improved strength and ductility processed by equal channel angular pressing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 785, pp. 410–421. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.181.
5. Xu C., Wang Z., Zhou L., Wang F., Wei Z., Mao P. Effect of element Ce on the strain rate sensitivity of Mg–Zn–Zr alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2025, vol. 13 (8), pp. 4005–4019. DOI: 10.1016/j.jma.2025.04.017.
6. Zhou Y.-L., Li Y., Luo D.-M., Ding Y., Hodgson P. Microstructures, mechanical and corrosion properties and biocompatibility of as extruded Mg–Mn–Zn–Nd alloys for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: C*, 2015, vol. 49, pp. 93–100. DOI: 10.1016/j.msec.2014.12.057.
7. Yu K., Li W., Zhao J., Ma Z., Wang R. Plastic deformation behaviors of a Mg–Ce–Zn–Zr alloy. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48 (9), pp. 1319–1323. DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00046-0.
8. Shunmugasamy V.C., AbdelGawad M., Sohail M.U., Ibrahim T., Khan T., Seers T.D., Mansoor B. In vitro and in vivo study on fine-grained Mg–Zn–RE–Zr alloy as a biodegradable orthopedic implant produced by friction stir processing. *Bioactive Materials*, 2023, vol. 28, pp. 448–466. DOI: 10.1016/j.bioactmat.2023.06.010.
9. Volkova E.F. Some regular features of formation of phase composition in a magnesium alloy of the Mg – Zn – Zr – Y system. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 55 (9–10), pp. 477–482. DOI: 10.1007/s11041-014-9657-5.
10. Dobatkin S.V., Rokhlin L.L., Lukyanova E.A., Murashkin M.Y., Dobatkina T.V., Tabachkova N.Y. Structure and mechanical properties of the Mg–Y–Gd–Zr alloy after high pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 217–223. DOI: 10.1016/j.msea.2016.05.003.
11. Minárik P., Král R., Pešička J., Chmelík F. Evolution of mechanical properties of LAE442 magnesium alloy processed by extrusion and ECAP. *Journal of Materials Research and Technology*, 2015, vol. 4 (1), pp. 75–78. DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.10.012.
12. Merson D., Brilevsky A., Myagkikh P., Markushev M., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg–1Zn–0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. *Letters on Materials*, 2020, vol. 10 (2), pp. 217–222. DOI: 10.22226/2410-3535-2020-2-217-222.
13. Jin Z.-Z., Zha M., Wang S.-Q., Wang S.-C., Wang C., Jia H.-L., Wang H.-Y. Alloying design and microstructural control strategies towards developing Mg alloys with enhanced ductility. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (5), pp. 1191–1206. DOI: 10.1016/j.jma.2022.04.002.
14. Nie J.-F. Precipitation and hardening in magnesium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, vol. 43 (11), pp. 3891–3939. DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.
15. Shabana M.A., Bhattacharyya J.J., Niewczas M., Agnew S.R. Thermally activated nature of basal and prismatic slip in mg and its alloys. *Magnesium Technology 2021*. Cham, Springer, 2021, pp. 53–60. DOI: 10.1007/978-3-030-65528-0_9.
16. Yue Y., Wang J., Nie J.-F. Twin-solute, twin-dislocation and twin-twin interactions in magnesium. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, vol. 11 (10), pp. 3427–3462. DOI: 10.1016/j.jma.2023.07.015.
17. Li L., Liu W., Qi F., Wu D., Zhang Z. Effects of deformation twins on microstructure evolution, mechanical properties and corrosion behaviors in magnesium alloys – A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (9), pp. 2334–2353. DOI: 10.1016/j.jma.2022.09.003.
18. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45 (2), pp. 103–189. DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
19. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Plastic deformation of nanostructured materials*. CRC Press, 2017. ISBN 9781315111964.
20. Botkin A.V., Valiev R.Z., Volkova E.P., Khudododova G.D., Ebrahimi R. Effect of preliminary deformation on the formation of ultrafine-grained structure during equal channel angular pressing of magnesium alloys.

Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics, 2024, vol. 27, no. 4, pp. 63–72. DOI: 10.55652/1683-805X_2024_27_4_63-72. (In Russian).

21. Lukyanova E., Tarytina I., Tabachkova N., Dobatkina T., Martynenko N., Rybalchenko O., Rybalchenko G., Temralieva D., Andreev V., Ovchinnikova O., Andreeva N., Dobatkin S. The effect of rotary swaging on the structure and mechanical properties of Mg-Y-Gd-Zr alloys additionally alloyed with samarium. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 43, p. 111857. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.111857.

22. Luginin N., Eroshenko A., Khimich M., Prosolov K., Kashin A., Uvarin P., Tolmachev A., Glukhov I., Panfilov A., Sharkeev Y. Severe plastic deformation of Mg-Zn-Zr-Ce alloys: advancing corrosion resistance and mechanical strength for medical applications. *Metals*, 2023, vol. 13 (11), p. 1847. DOI: 10.3390/met13111847.

23. Pekguleryuz M., Celikin M. Creep resistance in magnesium alloys. *International Materials Reviews*, 2010, vol. 55 (4), pp. 197–217. DOI: 10.1179/095066010X12646898728327.

24. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J., Marton L. Electron microscopy of thin crystals. *Physics Today*, 1966, vol. 19 (10), pp. 93–95. DOI: 10.1063/1.3047787.

25. Sun L., Wang Z., Zhou L., Wang F., Zhang W., Wei Z., Mao P. Effect of Ce on microstructure and corrosion behavior of as cast ZK60 alloy. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 42, p. 111345. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.111345.

26. Fruchart D., Skryabina N., de Rango P., Fouladvind M., Aptukov V. Severe plastic deformation by fast forging to easily produce hydride from bulk Mg-based alloys. *Materials Transactions*, 2023, vol. 64 (8), pp. 1886–1893. DOI: 10.2320/matertrans.MT-MF2022049.

27. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen embrittlement of magnesium and magnesium alloys: a review. *Journal of the Electrochemical Society*, 2013, vol. 160 (4), pp. C168–C178. DOI: 10.1149/2.023304jes.

28. Zhang J., Yan S., Qu H. Stress/strain effects on thermodynamic properties of magnesium hydride: A brief review. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, vol. 42 (26), pp. 16603–16610. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.05.174.

29. Mezbahul-Islam M., Mostafa A.O., Medraj M. Essential magnesium alloys binary phase diagrams and their thermochemical data. *Journal of Materials*, 2014, vol. 2014, pp. 1–33. DOI: 10.1155/2014/704283.

30. Aljarrah M., Alnahas J., Alhartomi M. Thermodynamic modeling and mechanical properties of Mg-Zn-(Y, Ce) alloys: Review. *Crystals*, 2021, vol. 11 (12), p. 1592. DOI: 10.3390/cryst11121592.

31. Sharkeev Yu.P., Kozlov E.V. The long-range effect in ion implanted metallic materials: dislocation structures, properties, stresses, mechanisms. *Surface and Coatings Technology*, 2002, vol. 158–159, pp. 219–224. DOI: 10.1016/S0257-8972(02)00212-8.

32. Goldstein M.I., Litvinov V.S., Bronfin M.B. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metal physics of high-strength alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 312 p. (In Russian).

33. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48 (1), pp. 1–29. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.

34. Raynor G.V. *The physical metallurgy of magnesium and its alloys*. New York, Pergamon Press, 1959. 531 p.

35. Gong W., Zheng R., Harjo S., Kawasaki T., Aizawa K., Tsuji N. In-situ observation of twinning and detwinning in AZ31 alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10 (12), pp. 3418–3432. DOI: 10.1016/j.jma.2022.02.002.

36. Prasad N.S., Naveen Kumar N., Narasimhan R., Suwas S. Fracture behavior of magnesium alloys – Role of tensile twinning. *Acta Materialia*, 2015, vol. 94, pp. 281–293. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.04.054.

37. Balog M., Křížik P., Školáková A., Švec P., Kubásek J., Pinc J., de Castro M.M., Figueiredo R. Hall-Petch strengthening in ultrafine-grained Zn with stabilized boundaries. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 33, pp. 7458–7468. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.11.132.

38. Oppedal A.L., El Kadiri H., Tomé C.N., Kaschner G.C., Vogel S.C., Baird J.C., Horstemeyer M.F. Effect of dislocation transmutation on modeling hardening mechanisms by twinning in magnesium. *International Journal of Plasticity*, 2012, vol. 30–31, pp. 41–61. DOI: 10.1016/j.ijplas.2011.09.002.

39. Ganeshan S., Shang S.L., Wang Y., Liu Z.-K. Effect of alloying elements on the elastic properties of Mg from first-principles calculations. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57 (13), pp. 3876–3884. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.04.038.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние длины волны лазерного излучения при УФ-лазерной обработке на структуру и функциональные свойства сплава TiNi

Татьяна Саблина^{a, *}, Марина Кандаурова^b, Илья Зятиков^c, Юрий Панченко^d

Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/3, г. Томск, 634055, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5941-5732>,  sablta@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>,  panchenko.marina4@gmail.com;
^c  <https://orcid.org/0000-0003-3219-9299>,  zyatikov@lgl.hcei.tsc.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0001-8017-7268>,  yu.n.panchenko@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 544.032.65

История статьи:

Поступила: 08 октября 2025

Рецензирование: 17 октября 2025

Принята к печати: 31 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Ультрафиолетовое лазерное излучение

Длина волны излучения

Модификация поверхности

Лазерная обработка

Смачиваемость

Сплав TiNi

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-31008, <https://rscf.ru/project/25-79-31008/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Широкое внедрение функциональных сплавов на основе TiNi в медицине требует целенаправленного управления их поверхностными свойствами, такими как смачиваемость и биосовместимость. Одним из перспективных методов модификации поверхности является лазерная обработка, в особенности в УФ-диапазоне. Эффективность УФ-лазерной обработки обусловлена высокой энергией фотонов, сильным поглощением в металлах и малой глубиной зоны термического влияния. **Целью данной работы** является исследование влияния длины волны УФ-лазерного излучения (266 и 355 нм) на структурно-фазовое состояние, химический состав и смачиваемость поверхности сплава TiNi для последующего управления функциональными свойствами материала. **Материалы и методы исследования.** Модификация поверхности образцов TiNi проводилась импульсным Nd:YAG-лазером с длинами волн 266 и 355 нм в воздушной среде. Для анализа результатов использовались растровая электронная микроскопия с энергодисперсионной спектроскопией и рентгенофазовый анализ для изучения микроструктуры, элементного и фазового состава. Смачиваемость оценивали методом сидячей капли. На основе данных по контактному углу смачивания рассчитывали свободную поверхностную энергию и ее дисперсионную и полярную составляющие по методу ОВРК. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что УФ-лазерная обработка при варьировании таких параметров, как длина волны излучения и скорость лазерного сканирования, приводит к изменению морфологии, количественного соотношения элементов, фазового состава поверхностного слоя образцов сплава TiNi и его поверхностных свойств. После УФ-лазерного воздействия с длиной волны 355 и 266 нм при низких скоростях сканирования ($V = 200$ и 500 мкм/с) на поверхности образцов регистрируются единичные микротрещины или сетка микротрещин, вызванные влиянием зоны термического воздействия. После УФ-лазерной обработки количество кислорода на поверхности TiNi по сравнению с исходным состоянием увеличивается в 5–18 раз. Фазовый состав никелида титана также претерпевает заметные изменения: на поверхности после лазерного воздействия регистрируются фазы, принадлежащие оксидам титана. Воздействие излучения с более высокоэнергетичными фотонами ($\lambda = 266$ нм) на поверхность TiNi приводит к ярко выраженному изменению морфологии и свойств поверхности по сравнению с излучением с длиной волны 355 нм в идентичных режимах. Продemonстрировано, что УФ-лазерная обработка приводит к значительному повышению гидрофильности поверхности: контактный угол смачивания уменьшается с $\sim 75^\circ$ в исходном состоянии до $\sim 25^\circ$ и $\sim 11^\circ$ после обработки излучением с длинами волн 355 и 266 нм соответственно. Кроме этого, наблюдается рост свободной поверхностной энергии образцов TiNi преимущественно за счет значительного увеличения ее полярной составляющей.

Для цитирования: Влияние длины волны лазерного излучения при УФ-лазерной обработке на структуру и функциональные свойства сплава TiNi / Т.Ю. Саблина, М.Ю. Кандаурова, И.А. Зятиков, Ю.Н. Панченко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 257–271. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-257-271.

Введение

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) занимают важное место в ряду функциональных материалов благодаря уникальным свойствам, таким как эффект памяти формы и сверхэластичность, что делает их востребованными для ис-

пользования в медицине (имплантаты, стенты), аэрокосмической промышленности и микроэлектронике [1–3]. Однако успешное применение TiNi в значительной степени зависит от его поверхностных свойств, включая смачиваемость, которая влияет на биосовместимость и коррозионную стойкость сплава [4]. Поэтому внимание ученых направлено на поиск эффективных методов обработки поверхности этих сплавов для улучшения их биофункциональных свойств. Современные стратегии модификации поверхности функциональных материалов включают

*Адрес для переписки

Саблина Татьяна Юрьевна, к.т.н., научный сотрудник
Институт сильноточной электроники СО РАН,
пр. Академический, 2/3,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: +7 913 843-21-78, e-mail: sablta@mail.ru

в себя широкий спектр методов, таких как ионная имплантация [5], высокоэнергетические методы (лазерные, электронно-лучевые, плазменные) [6, 7], термические и химические методы [8], нанесение покрытий [9] и др. Особое место среди высокоэнергетических методов занимает лазерная обработка, отличающаяся прецизионностью, бесконтактностью, экологической безопасностью и высокой скоростью воздействия [6, 10]. Важным преимуществом лазерных технологий модификации поверхности является возможность точного контроля изменения параметров микроструктуры, химического состава и топографии поверхности, что открывает перспективы для целенаправленного управления ее функциональными свойствами.

Многие исследования подтверждают положительное влияние лазерной обработки на коррозионную стойкость и биосовместимость сплавов на основе TiNi, в частности, за счет снижения миграции ионов никеля в физиологическую среду [11–15]. В работе [11] было показано, что обработка Nd:YAG-лазером ($\lambda = 1064$ нм) улучшает коррозионную стойкость благодаря формированию защитного оксидного слоя, хотя чрезмерное оплавление материала может локально усилить высвобождение ионов никеля с поверхности TiNi. В свою очередь, Ц. Чжан с соавторами [12] продемонстрировали, что ультракороткие лазерные импульсы позволяют не только управлять смачиваемостью, но и создавать ее градиенты, это приводит к улучшению антиадгезионных свойств и снижению гемолитической активности TiNi. В работе [13] показано, что текстурирование фемтосекундными лазерными импульсами ($\lambda = 1028$ нм) создает на поверхности сплава TiNi иерархические структуры, которые значительно улучшают смачиваемость и способствуют эндотелизации. Другая работа [14] свидетельствует о том, что лазерно-индуцированные изменения оксидного слоя придают поверхности антибактериальные свойства, снижая адгезию *Staphylococcus aureus*. Кроме того, в работе [15] установлено, что управление параметрами фемтосекундной лазерной ($\lambda = 1035$ нм) микрообработки позволяет достичь низкой шероховатости поверхности порошковых образцов TiNi, это способствует улучшению биосовместимости и устойчивости к биокоррозии.

Тем не менее систематические исследования, посвященные влиянию лазерной обработки на смачиваемость и биосовместимость сплавов на основе никелида титана, остаются ограниченными. Несмотря на указанные достижения, задача управления смачиваемостью поверхности TiNi лазерными методами далека от завершения и требует углубленных исследований, особенно для промышленного внедрения. При этом малоизученной областью является применение ультрафиолетового (УФ) лазерного излучения для модификации поверхности сплава TiNi.

Лазерное излучение в ультрафиолетовом диапазоне ($\lambda = 100...400$ нм) обладает большей энергией фотонов и более сильным поглощением для металлов, что приводит к меньшей глубине проникновения и снижению размеров зоны термического влияния по сравнению с излучением видимого и инфракрасного диапазонов [10, 16]. Так, в работе [17] нами было установлено, что локальное воздействие УФ-лазерного излучения ($\lambda = 266$ нм) на нержавеющей сталь и сплав TiNi приводит к значительному повышению гидрофильности поверхности благодаря оксидированию и увеличению полярной составляющей свободной поверхностной энергии. И. Ванг с соавторами [18] показали, что воздействие наносекундного УФ-лазерного излучения ($\lambda = 355$ нм) позволяет создавать на поверхности титанового сплава контролируемую текстуру с шероховатостью ~ 5 мкм, обеспечивающую высокую клеточную адгезию и пролиферацию. В работе [19] было установлено, что наноструктурирование поверхности с помощью лазера с длиной волны $\lambda = 355$ нм улучшает адгезию и пролиферацию остеобластов на сплаве TiNi. Таким образом, несмотря на доказанную эффективность УФ-лазерной обработки, в литературе отсутствуют данные по комплексному изучению влияния ее параметров на характеристики поверхности и смачиваемость металлических материалов. Большинство существующих работ используют фиксированную длину волны (часто 266 нм или 355 нм), а систематические исследования, варьирующие длину волны при контролируемых условиях, отсутствуют.

Целью настоящей работы является исследование влияния длины волны УФ-лазерного излучения (266 нм и 355 нм) на структурно-фазовое состояние, химический состав и смачива-

емость поверхности сплава TiNi для последующего управления функциональными свойствами материала.

Задачи исследования:

– проведение сравнительного анализа морфологии, химического и фазового состава поверхности образцов TiNi до и после УФ-лазерной обработки с различными параметрами (длина волны, скорость сканирования);

– оценка степени гидрофильности поверхности путем измерения контактных углов смачивания и расчета свободной поверхностной энергии с определением дисперсионной и полярной составляющих исследуемых образцов TiNi, подвергнутых УФ-лазерным обработкам по разным режимам;

– выявление закономерностей влияния длины волны (266 нм и 355 нм) излучения при УФ-лазерной обработке на структурно-фазовое состояние и функциональные свойства модифицированной поверхности сплава TiNi.

Материалы и методы исследования

Образцы для исследования представляли собой пластины размерами 10×10×3 мм из сплава TiNi марки ТН-10 (химический состав 50,0...51,5 % Ni, 0,5...1,5 % Mo, 0,5 % Fe, ост. Ti, ат. %, условное обозначение – TiNi). Для обеспечения одинаковой исходной топографии поверхности всех образцов были проведены стандартные процедуры пробоподготовки. Все исследуемые образцы механически шлифовали, а затем выполняли финишную полировку с использованием алмазных паст (АСМ и АСН с градацией размера абразива от 3/2 до 1/0 мкм) для получения гладкой зеркальной поверхности. Для окончательной очистки от загрязнений об-

разцы промывали в ультразвуковой ванне с этанолом в течение 10 минут.

Воздействие на подготовленную поверхность образцов осуществляли импульсным излучением Nd:YAG-лазера (LS2137U, Lotis ТП, Беларусь) в ультрафиолетовом (УФ) диапазоне. В работе использовали лазерное излучение третьей (355 нм) и четвертой (266 нм) гармоник. Обработку поверхности материалов проводили в воздушной среде при атмосферном давлении и комнатной температуре (22 ± 3 °С). Основные параметры УФ-лазерной обработки поверхности образцов представлены в таблице. Схема установки для УФ-лазерной обработки и стратегия лазерного сканирования приведены на рис. 1.

Рентгенофазовый анализ (РФА) применялся для исследования изменений в структуре и фазовом составе сплава TiNi в результате УФ-лазерной обработки по различным режимам. Дифракционные картины регистрировали на дифрактометре типа ДРОН «Буревестник» (Российская Федерация). В качестве источника излучения использовали медный анод (CuK α -излучение, $\lambda = 1,5418$ Å), измерения проводили в диапазоне углов 2θ от 30° до 100°. Значение параметра кристаллической решетки (a) находили путем экстраполяции зависимости a_{hkl} , определенных для каждой рентгеновской линии с индексами (hkl), от функции $0,5(\cos^2\theta/\sin\theta + \cos^2\theta/\theta)$.

Растровая электронная микроскопия (РЭМ) применялась для исследования микроструктуры и элементного состава поверхности исследуемых образцов до и после УФ-лазерной обработки. Исследования проводили на микроскопе TESCAN VEGA 3 (Чешская Республика), который оснащен энергодисперсионным спектрометром (ЭДС). С целью статистической оценки

Параметры УФ-лазерной обработки

UV laser treatment parameters

Длина волны, нм / Wavelength, nm (λ)	Длительность импульса, нс / Pulse duration, ns	Частота следования импульсов, Гц / Pulse repetition rate, Hz	Диаметр лазерного пятна, мм / Laser spot diameter, mm (d_0)	Плотность энергии, Дж/см ² / Fluence, J/cm ² (j)	Скорость сканирования, мкм/с / Scanning speed, $\mu\text{m/s}$ (V)
266	7	10	3,5	0,22	200...5000
355	7	10	3,5	0,22	200...5000

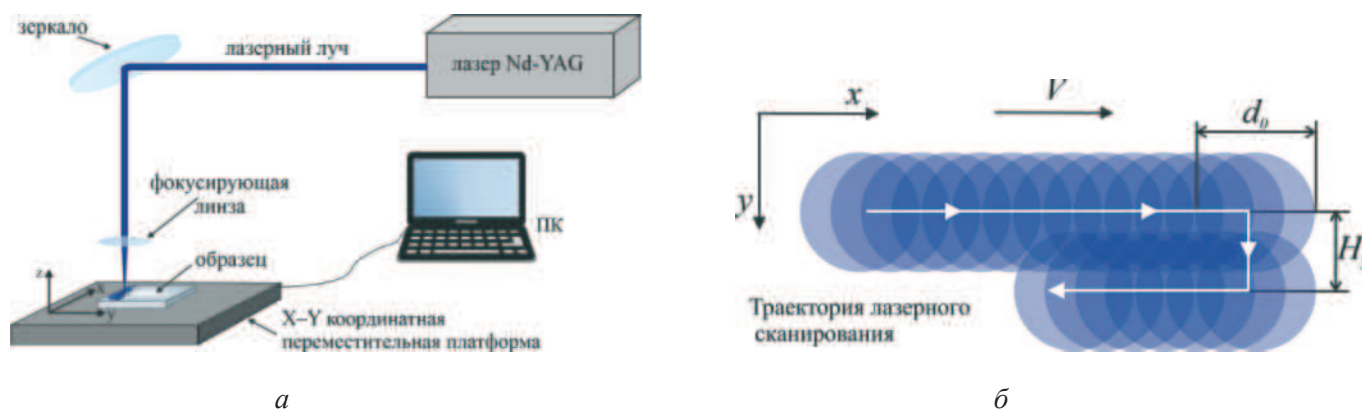


Рис. 1. Схема экспериментального стенда для УФ-лазерной обработки поверхности образцов (а) и используемая стратегия сканирования (б). На схеме (б) обозначены диаметр лазерного пятна (d_0), шаг между линиями сканирования (H_y) и скорость сканирования (V)

Fig. 1. Schematic of the experimental setup for UV laser surface treatment (a) and the scanning strategy employed (b). Diagram (b) illustrates the laser spot diameter (d_0), hatch distance (H_y), and scanning speed (V)

элементного состава ЭДС-анализ выполнялся в нескольких (не менее 10) случайно выбранных областях для каждого исследуемого образца.

Смачиваемость поверхности до и после УФ-лазерной обработки оценивали методом сидячей капли с использованием жидкостей с известными значениями поверхностного натяжения. Капли объемом 3 мкл наносили на поверхность образцов с помощью автоматической микропипетки. После нанесения капли выдерживали в течение 60 секунд для стабилизации формы, после чего регистрировали их изображение с помощью цифрового микроскопа Levenhuk Discovery Artisan 1024. Значения контактного угла усредняли по результатам не менее пяти измерений. Для количественной оценки изменений поверхностных свойств материалов в результате УФ-лазерной обработки проводили оценку свободной поверхностной энергии (γ_{total}) и ее составляющих. Расчеты выполняли в соответствии с методом Оунса – Вендта – Рабеля – Кьельбле (ОВРК) [20, 21], позволяющим отдельно оценить вклад дисперсионной (γ_d) и полярной (γ_p) составляющих в общую поверхностную энергию.

Результаты и их обсуждение

РЭМ-изображение структуры и элементный состав исходного образца сплава TiNi приведены на рис. 2, а. Видно, что структура сплава TiNi преимущественно однородная, в матрице (светлая область на рис. 2, а) присутствует неболь-

шая доля ($\leq 5\%$) включений вторичной фазы (на рис. 2, а частицы темного цвета). Результаты ЭДС-анализа, представленные на рис. 2, а, показали, что кроме основных компонентов матрицы Ti и Ni обнаружено небольшое количество легирующих элементов сплава ТН-10, таких как Fe и Mo, а также незначительное содержание C и O. Темные включения представлены в основном элементами Ti, C и малым количеством Ni, присутствие которого в спектрах может быть обусловлено матрицей, окружающей данные частицы. На основании элементного анализа светлая матрица соответствует никелиду титана (TiNi), а темные включения – карбиду титана (TiC), что также подтверждается данными рентгеновской дифрактометрии. Дифракционные пики на представленной рентгенограмме (рис. 2, б), полученные с поверхности исходного образца, являются пиками дифракции В2-фазы TiNi, и в области малых углов регистрируется пик, принадлежащий TiC. Параметр кристаллической решетки В2-фазы в исходном состоянии равен $a = 0,3018 \pm 0,004$ нм.

Исследования структуры, элементного и фазового состава сплава TiNi после УФ-лазерной обработки показали, что УФ-лазерное воздействие при изменении таких параметров, как длина волны и скорость лазерного сканирования, приводят к изменениям в морфологии, элементном и фазовом составе поверхностного слоя образцов сплава TiNi. На рис. 3 приведены РЭМ-изображения структуры и элементный состав поверхности образцов сплава TiNi после

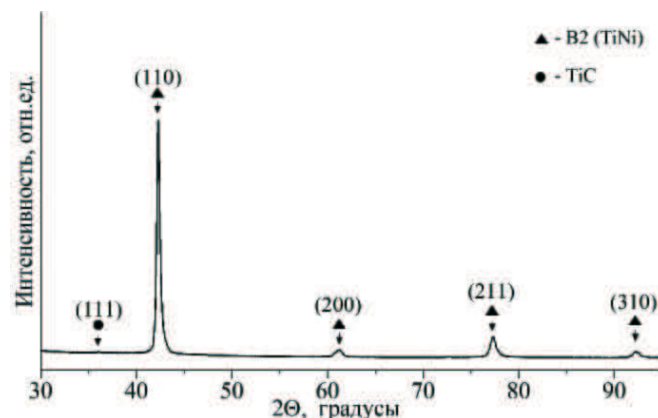
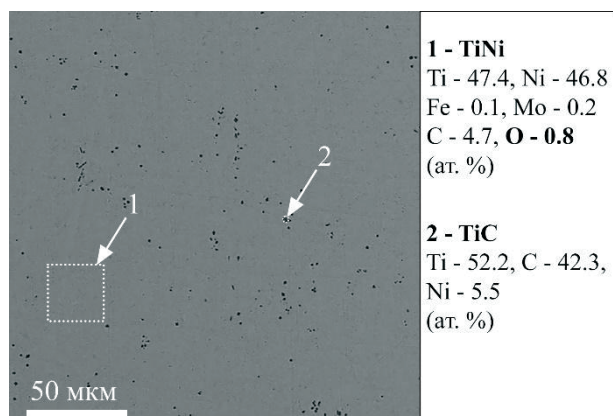


Рис. 2. РЭМ-изображение с результатами ЭДС-анализа (а) и дифрактограмма (б) поверхности образца TiNi в исходном состоянии (без обработки)

Fig. 2. Microstructural and compositional characterization of the untreated TiNi specimen surface: (a) SEM micrograph with corresponding EDS elemental mapping; (b) X-ray diffraction pattern

ультрафиолетового лазерного воздействия с длиной волны 355 нм (рис. 3, а, в) и 266 нм (рис. 3, б, г) при скорости лазерного сканирования 500 мкм/с (рис. 3, а, б) и 200 мкм/с (рис. 3, в, г).

Из рис. 3 видно, что после обработки УФ-лазером с длинами волн 355 нм и 266 нм при скорости сканирования 500 мкм/с морфология поверхности материала сохраняется неизменной (рис. 3, а, б). Однако на поверхности TiNi после УФ-лазерной обработки с длиной волны 266 нм выявляются отдельные микротрещины (желтые стрелки на рис. 3, б). Элементный состав поверхности TiNi после таких режимов лазерной обработки не изменяется, но происходит изменение количественного соотношения его элементов. При сравнении содержания кислорода на исходной и модифицированной УФ-лазерным излучением поверхности TiNi выявлено, что количество кислорода после УФ-воздействия увеличивается в 5–8 раз. Причем количество кислорода на поверхности образцов TiNi примерно в 1,5 раза выше после УФ-воздействия с более короткой длиной волны, чем после воздействия с длиной волны 355 нм. Из рис. 3, в, г видно, что при минимальной скорости сканирования, равной 200 мкм/с, при УФ-лазерном воздействии независимо от длины волны лазерного излучения на поверхности образцов сплава TiNi регистрируется равномерная сетка микротрещин. При этом на поверхности образцов, обработанных УФ-лазером с длиной волны 266 нм и скоростью сканирования 200 мкм/с, микрорастрескивание проявляется более выражено.

Образование единичных микротрещин и усиленное микрорастрескивание тонкого поверхностного слоя после обработки ультрафиолетовым лазером обусловлено несколькими основными причинами, связанными с физико-химическим воздействием лазерного излучения на материал. Высокая энергия УФ-лазерного излучения вызывает быстрый и локальный нагрев поверхности, что приводит к резкому тепловому расширению и последующему возникновению значительных термических напряжений на поверхности материала. Ультрафиолетовое излучение с длиной волны от 100 до 400 нм обладает меньшей глубиной проникновения в материал по сравнению с инфракрасным или видимым лазерным излучением, что концентрирует энергию в тонком поверхностном слое и увеличивает температурный градиент между поверхностью и основой материала. Такой градиент усиливает внутренние напряжения и стимулирует микротрещинообразование. На микрорастрескивание может оказывать влияние и разница коэффициентов линейного теплового расширения материала основы TiNi и оксидов металла, образующихся на поверхности сплава при лазерном воздействии [17, 22].

Скорость сканирования также влияет на процессы трещинообразования: при низкой скорости сканирования обработка более интенсивна по времени воздействия на локальный участок, что усиливает тепловую нагрузку и риск трещинообразования. По данным ЭДС-анализа (рис. 3) в слое толщиной до 3 мкм при УФ-лазерном

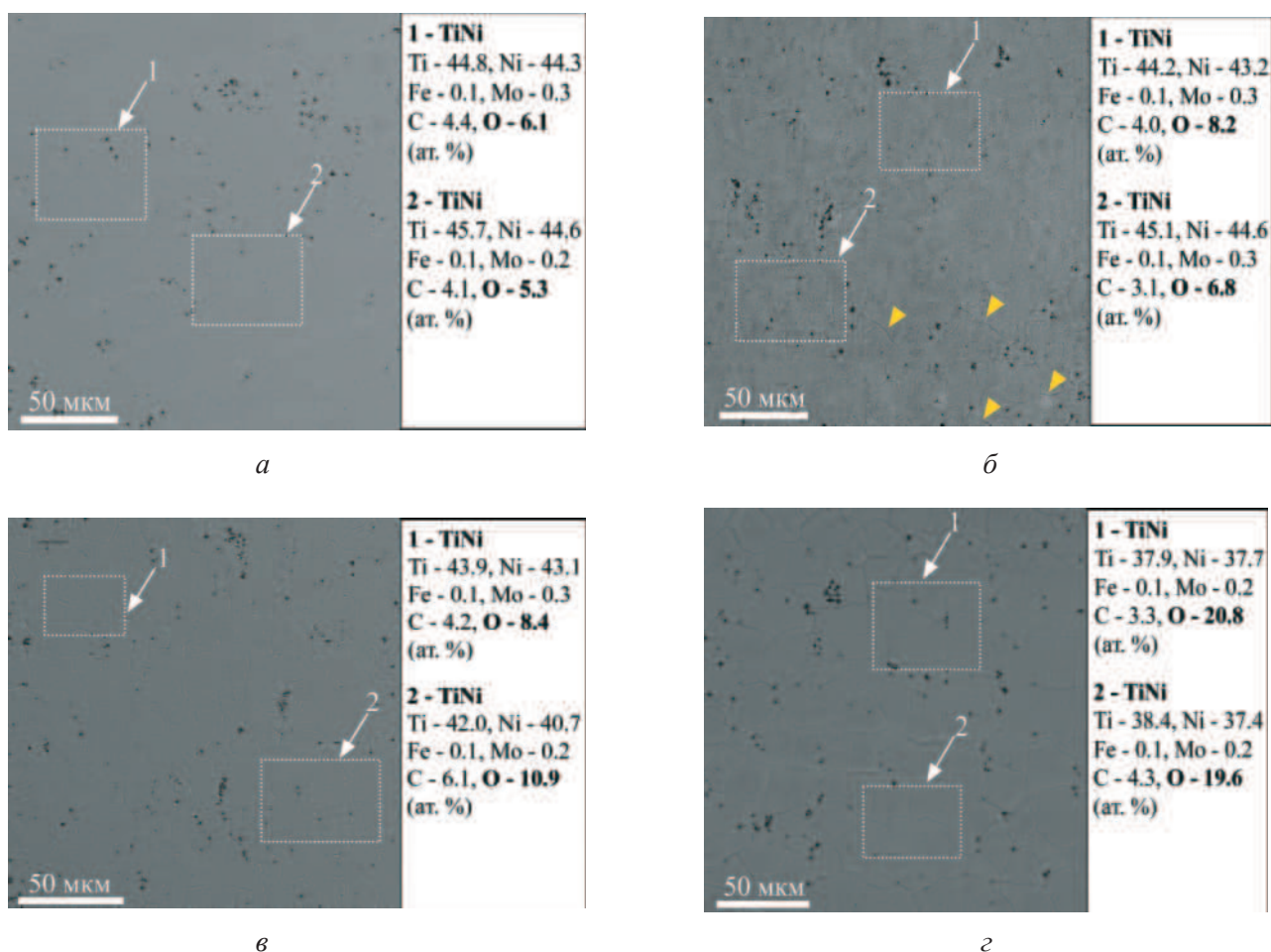


Рис. 3. РЭМ-изображения поверхности сплава TiNi после УФ-лазерной обработки с различными параметрами и результаты ЭДС-анализа:

$\lambda = 355$ нм, $V = 500$ мкм/с (а); $\lambda = 266$ нм, $V = 500$ мкм/с (б); $\lambda = 355$ нм, $V = 200$ мкм/с (в); $\lambda = 266$ нм, $V = 200$ мкм/с (г)

Fig. 3. SEM images of the TiNi alloy surface after UV laser treatment with different parameters and corresponding EDS analysis results:

(а) $\lambda = 355$ nm, $V = 500$ μm/s; (б) $\lambda = 266$ nm, $V = 500$ μm/s; (в) $\lambda = 355$ nm, $V = 200$ μm/s; (г) $\lambda = 266$ nm, $V = 200$ μm/s. (λ is a wavelength, V is a scanning speed)

воздействии в зависимости от длины волны лазерного воздействия происходит значительное увеличение концентрации кислорода. Если в исходном состоянии на поверхности TiNi зафиксировано небольшое количество кислорода, не превышающее 1 ат. %, то на поверхности образцов TiNi, подвергнутых УФ-лазерному воздействию с длиной волны 355 нм, количество кислорода составляет $5,7 \pm 0,4$ ат. % при скорости сканирования $V = 500$ мкм/с и $9,7 \pm 1,3$ ат. % при скорости сканирования $V = 200$ мкм/с. Для образцов TiNi, подвергнутых УФ-лазерному воздействию с длиной волны 266 нм, наблюдается еще более значительное увеличение количества кислорода по сравнению с исходным состоянием: $7,5 \pm 0,7$ ат. % при скорости сканирования

500 мкм/с и $18,7 \pm 2,1$ ат. % при скорости сканирования 200 мкм/с. Повышение концентрации кислорода на поверхности сплава TiNi после лазерного воздействия может быть вызвано интенсивным взаимодействием Ti с кислородом атмосферы с образованием оксидов титана. Происходящее в процессе лазерной обработки локальное термическое воздействие на поверхность может приводить к образованию таких оксидных фаз, как TiO, TiO₂, Ti₂O₃ и Ti₂Ni₄O_x, которые повышают не только твердость и коррозионную стойкость, но и гидрофильность поверхности и ее биоактивность [17, 23, 24].

На рис. 4 представлены дифрактограммы образцов TiNi после УФ-лазерной обработки со скоростью сканирования 200 мкм/с. На рентге-

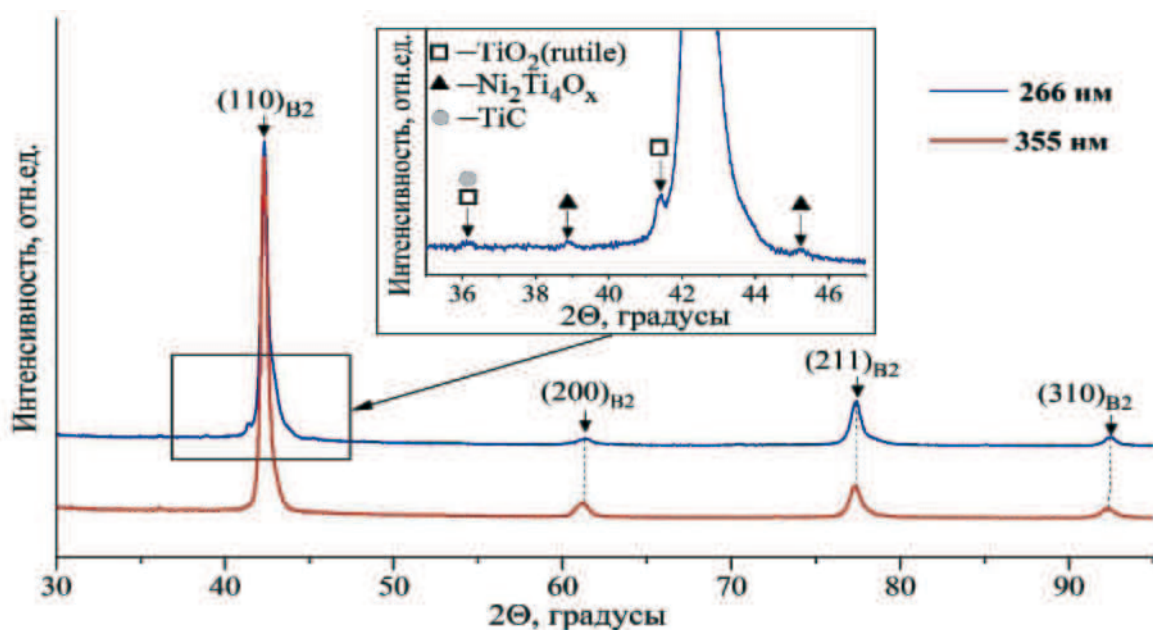


Рис. 4. Рентгенограммы образцов TiNi, подвергнутых УФ-лазерной обработке с длиной волны $\lambda = 266$ и $\lambda = 355$ нм и скоростью сканирования $V = 200$ мкм/с

Fig. 4. X-ray diffraction (XRD) patterns obtained from TiNi specimens after UV laser treatment at wavelengths of $\lambda = 266$ nm and $\lambda = 355$ nm, using a scanning speed of 200 $\mu\text{m/s}$

нограммах после УФ-лазерной обработки с длиной волны 266 нм и скоростью сканирования 200 мкм/с помимо основной B2-фазы TiNi и следов примесной фазы TiC регистрируются пики, соответствующие оксиду титана TiO_2 (рутил) и сложному оксиду $\text{Ni}_2\text{Ti}_4\text{O}_x$. Таким образом, данные рентгеновской дифрактометрии однозначно свидетельствуют об образовании оксидной пленки на поверхности сплава TiNi после обработки УФ-лазерным излучением с длиной волны 266 нм. На рентгенограмме, полученной с поверхности TiNi после воздействия УФ-лазерного излучения с длиной волны 355 нм, даже при самой низкой скорости сканирования 200 мкм/с регистрируются только пики, принадлежащие B2-фазе TiNi и примесной фазе TiC. Отсутствие пиков дифракции от оксидных фаз на рентгенограммах, полученных с поверхности TiNi после облучения с длиной волны 355 нм, может быть связано либо с малой толщиной образовавшейся оксидной пленки, либо с незначительным количеством оксидов (менее 3 %), не превышающим порога чувствительности метода рентгеновской дифракции. Отсутствие дифракционных пиков может быть также связано с вероятной квазиаморфностью оксидных фаз, что не позволяет выявить оксиды на модифицированной УФ-лазерным излучением поверхности

образцов при таких параметрах лазерного воздействия методом рентгенофазового анализа. Значение параметра кристаллической решетки B2-фазы образцов TiNi, подвергнутых УФ-лазерной обработке, уменьшается по сравнению с исходным состоянием до $a = 0,3016 \pm 0,0002$ нм при длине волны $\lambda = 355$ нм ($V = 200$ мкм/с) и до $a = 0,3014 \pm 0,0001$ нм при длине волны $\lambda = 266$ нм. Снижение параметра кристаллической решетки может качественно свидетельствовать об обеднении матрицы B2 TiNi по титану и изменении фазового состава образцов.

Изменения в морфологии, элементном и фазовом составе поверхности сплава TiNi, происходящие при импульсном УФ-лазерном воздействии, влияют на поверхностные свойства сплава, такие как смачиваемость и свободная поверхностная энергия. Смачиваемость поверхности никелида титана (TiNi) играет ключевую роль в биосовместимости материала и влияет на пролиферацию клеток на его поверхности. Как показано в [25], поверхность имплантатов из сплавов TiNi, обладающая умеренной гидрофильностью с краевым углом смачивания воды менее 60° , обеспечивает хорошее смачивание биологическими жидкостями и улучшенную адгезию клеток, что стимулирует пролиферацию эндотелиальных и гладкомышечных клеток.

Повышенная гидрофильность обеспечивает более активную адгезию, уплотнение и размножение клеток, что особенно важно для медицинских имплантатов. Степень гидрофильности, характеризующаяся способностью поверхности материала притягивать и удерживать воду, определяется контактным углом смачивания. Ультрафиолетовое лазерное воздействие на поверхность сплава TiNi вызывает изменение степени гидрофильности. Среднее значение контактного угла смачивания поверхности образцов сплава TiNi в исходном состоянии составляет $75,1 \pm 3,8^\circ$. После ультрафиолетовой лазерной обработки поверхности сплава (TiNi) степень гидрофильности существенно возрастает. Графики зависимостей контактного угла смачивания поверхности титанового сплава TiNi от изменения скорости сканирования при воздействии УФ-лазерного излучения с длиной волны 266 и 355 нм представлены на рис. 5. Характерные фото капель воды на поверхности образцов после лазерного воздействия приведены на вставках рис. 5. Уменьшение длины волны лазерного излучения и понижение скорости сканирования при УФ-лазерном воздействии приводят к уменьшению контактного угла смачивания.

Из представленных на рис. 5 зависимостей следует, что при воздействии на материал УФ-лазерного излучения с длиной волны 355 нм при максимальной скорости сканирования, равной 5000 мкм/с, контактный угол смачивания уменьшается на 10 % по сравнению с исходным состоянием, а при снижении скорости сканирования до 200 мкм/с контактный угол смачивания уменьшается в три раза и составляет $24,7 \pm 1,5^\circ$. Наиболее сильное увеличение степени гидрофильности наблюдается при воздействии на поверхность материала УФ-лазерного излучения с длиной волны 266 нм. Даже при максимальной скорости сканирования (5000 мкм/с) контактный угол смачивания уменьшается более чем в три раза по сравнению с исходным состоянием. Следует отметить, что снижение скорости сканирования с 5000 мкм/с до 200 мкм/с оказывает лишь незначительное влияние на гидрофильность поверхности, при этом контактный угол смачивания варьируется в пределах $11...20^\circ$.

Гидрофильность поверхности связана с величиной свободной поверхностной энергии. Повышение свободной поверхностной энергии, достигаемое за счет модификации поверхности методами лазерной обработки или нанесения гидрофильных покрытий,

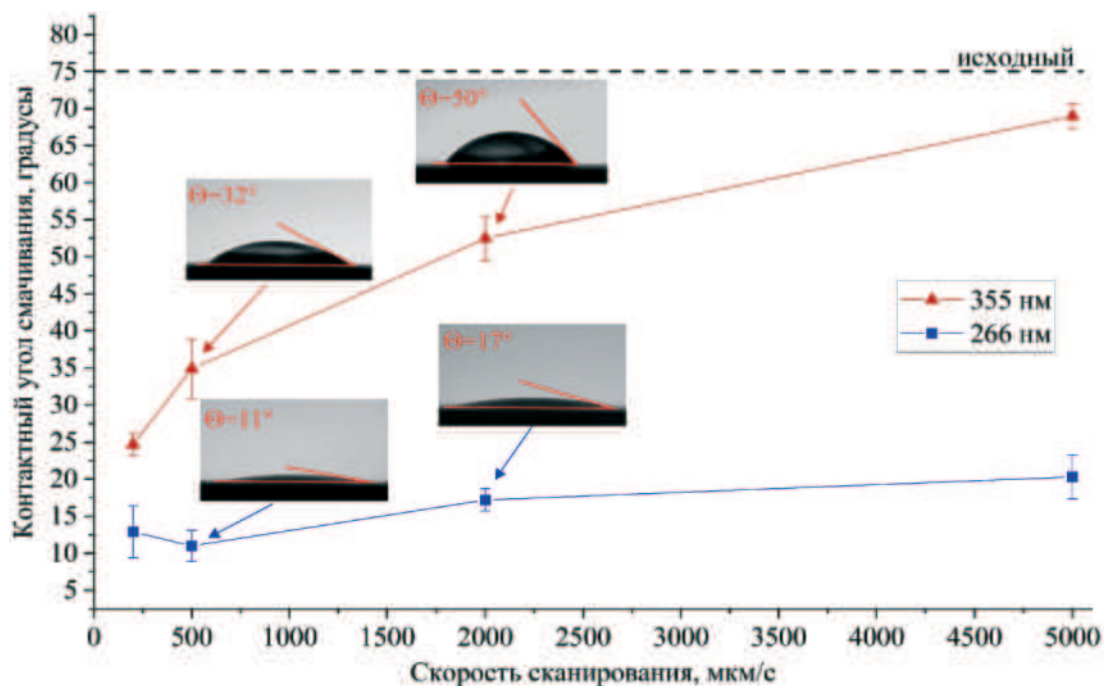


Рис. 5. Влияние длины волны на зависимость контактного угла смачивания от скорости сканирования при УФ-лазерной обработке

Fig. 5. Effect of laser wavelength on the dependence of the water contact angle on the scanning speed during UV laser treatment

приводит к увеличению смачиваемости. Это, в свою очередь, способствует усилению таких функциональных характеристик, как адгезия, биосовместимость и клеточная пролиферация [26, 27]. На рис. 6 представлены зависимости свободной поверхностной энергии и ее составляющих от длины волны УФ-лазерного излучения и скорости сканирования при обработке поверхности образцов TiNi.

После воздействия ультрафиолетового лазерного излучения на поверхность TiNi происходит изменение баланса между дисперсионной γ_d и полярной γ_p составляющими поверхностной энергии. Наблюдается более чем двукратное уменьшение дисперсионной компоненты и значительный рост полярной. При снижении скорости сканирования в процессе УФ-лазерной обработки значение дисперсионной составляющей остается практически неизменным и не превышает 10 мДж/м², в то время как полярная составляющая увеличивается в 5–7 раз. Этот эффект обусловлен главным образом окислением поверхности TiNi, происходящим в процессе лазерной обработки, что приводит к увеличению содержания кислорода и формированию полярных оксидных групп на поверхности, усиливающих полярную составляющую поверхностной энергии и повышающих гидрофильность мате-

риала. Более того, можно предположить, что при УФ-лазерной обработке происходит сдвиг поверхностного электрического потенциала образцов TiNi в положительную область. В результате молекулы поверхностно-активных веществ из окружающей среды адсорбируются на модифицированную поверхность таким образом, что их гидрофильные полярные группы, несущие положительный заряд, ориентируются от поверхности, а углеводородные радикалы, проявляющие гидрофобные свойства, обращены к металлу. Именно эта переориентация адсорбированного слоя может объяснять резкое увеличение полярной составляющей поверхностной энергии [28].

Сравнительный анализ режимов обработки показал различия в воздействии УФ-лазерного излучения с длиной волны 266 и 355 нм на поверхность образцов TiNi. При длине волны 355 нм наблюдается зависимость свободной поверхностной энергии от скорости сканирования: с ее уменьшением значение поверхностной энергии возрастает. При длине волны 266 нм поверхность демонстрирует иное поведение: даже при максимальной скорости сканирования ($V = 5000$ мкм/с) поверхностная энергия увеличивается приблизительно в 2 раза по сравнению с исходным состоянием. При дальнейшем снижении скорости сканирования свободная по-

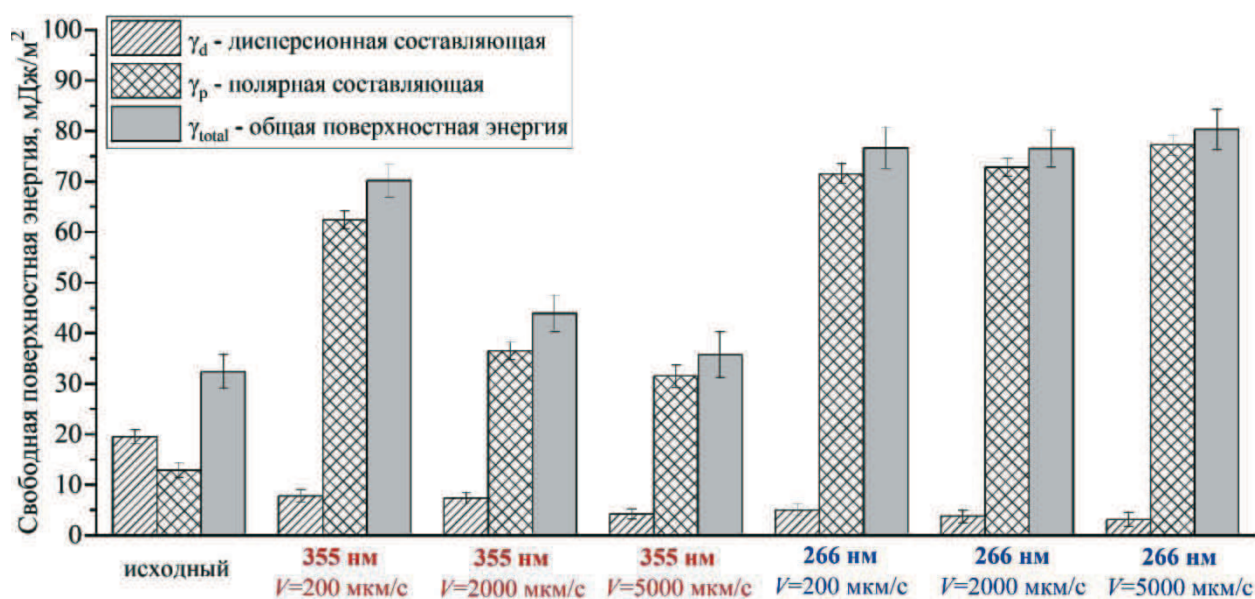


Рис. 6. Свободная поверхностная энергия γ_{total} и ее составляющие (полярная γ_p и дисперсионная γ_d) образцов TiNi до и после УФ-лазерной обработки с разными параметрами

Fig. 6. Surface free energy (γ_{total}) and its components (polar γ_p and dispersive γ_d) of TiNi specimens before and after UV laser treatment with different parameters

верхностная энергия и ее составляющие (γ_d и γ_p) демонстрируют лишь незначительные изменения. Полученные данные коррелируют с результатами измерений контактного угла смачивания (рис. 5).

Различное влияние обработок поверхности образцов TiNi УФ-лазерным излучением с длиной волны 266 и 355 нм на контактный угол смачивания обусловлено разным изменением свободной поверхностной энергии образцов, которая зависит как от микрорельефа, так и от структурно-химических характеристик поверхности, формирующихся после УФ-лазерного воздействия. К числу основных управляющих параметров, определяющих модификацию поверхности при лазерной обработке, относятся длина волны, энергия импульса, частота следования импульсов, длительность импульса, а также пространственный профиль пучка. В нашем случае переменным параметром является длина волны, и наблюдаемая разница в структуре и свойствах поверхности после ее модификации при воздействии УФ-лазерным излучением с длиной волны 266 и 355 нм связана именно с различным влиянием длины волны лазерного излучения.

Различие в характеристиках поверхностей образцов TiNi, модифицированных ультрафиолетовым лазерным излучением с длинами волн 266 и 355 нм, обусловлено прежде всего разной степенью взаимодействия излучения с материалом. В первую очередь это связано с отличиями в отражательной способности и коэффициенте поглощения материала на этих длинах волн. УФ-лазерное излучение с длиной волны 266 нм обладает большей энергией фотонов и существенно лучше поглощается в поверхностном слое материала, что ведёт к более интенсивному локальному нагреву и окислению поверхности. В свою очередь, УФ-лазерное излучение с длиной волны 355 нм характеризуется меньшей глубиной проникновения, что приводит к другому распределению энергии и формированию микроструктуры поверхности. Экспериментально установленные значения коэффициента отражения, измеренные с помощью измерителя энергии Gentec QE50LP-H-MB-D0, составили ~20 % для длины волны 266 нм и ~30 % для 355 нм. Эти данные хорошо согласуются с результатами, полученными для сплава Ti6Al4V [16], где установлено, что отражающая способность сплава возрастает при увеличении длины волны падающего лазерного излучения в диапазоне 266...1064 нм.

Более низкое значение коэффициента отражения при УФ-лазерном излучении с длиной волны 266 нм свидетельствует о существенно большем поглощении энергии в приповерхностном слое, что объясняется более высокой энергией фотонов. В итоге эти различия влияют на изменение морфологии, химического состава, фазового состояния поверхности, а также свободной поверхностной энергии и гидрофильности материала после УФ-лазерной обработки. Таким образом, УФ-лазерное излучение с длиной волны 266 нм характеризуется меньшей глубиной проникновения и более интенсивным воздействием на поверхностные слои, что и обуславливает различия в формирующейся микроструктуре и химическом составе образцов TiNi после УФ-лазерной обработки.

Выводы

1. В работе установлено, что при скоростях сканирования выше 500 мкм/с при воздействии УФ-лазерного излучения с длиной волны 266 и 355 нм на поверхности сплава TiNi сохраняется исходная морфология. Возникновение единичных микротрещин наблюдается на поверхности сплава TiNi, подвергнутой УФ-лазерному излучению со скоростью сканирования $V = 500$ мкм/с только с длиной волны 266 нм. При наименьшей скорости сканирования $V = 200$ мкм/с воздействие УФ-лазерного излучения для обеих длин волн (266 и 355 нм) приводит к образованию на поверхности сплава TiNi локальных структурных повреждений в виде сетки микротрещин. Единичные микротрещины и микро-растрескивание всей поверхности TiNi после УФ-обработки вызваны действием локальных термических напряжений, возникающих в результате резкого нагрева и последующего резкого охлаждения поверхности в процессе УФ-лазерной обработки.

2. Показано, что при УФ-лазерной обработке поверхности сплава TiNi уменьшение длины волны излучения с 355 до 266 нм и уменьшение скорости сканирования с 5000 до 200 мкм/с приводят к увеличению содержания кислорода в поверхностном слое TiNi до ~20 ат. % ($\lambda = 266$ нм, $V = 200$ мкм/с) и ~10 ат. % ($\lambda = 355$ нм, $V = 200$ мкм/с) с образованием оксидов титана.

3. УФ-лазерная обработка приводит к значительному увеличению смачиваемости поверх-

ности TiNi. Наибольшее снижение контактного угла смачивания до $\sim 11^\circ$ было достигнуто при использовании излучения с длиной волны 266 нм, тогда как при обработке лазерным излучением 355 нм угол уменьшается $\sim 25^\circ$ ($V = 200$ мкм/с). Установлено, что наблюдаемое значительное повышение гидрофильности образцов TiNi обусловлено обогащением приповерхностного слоя кислородом, формированием оксидных фаз и, как следствие, значительным увеличением свободной поверхностной энергии за счет резкого роста полярной составляющей.

Таким образом, УФ-лазерная обработка с длиной волны 266 нм вызывает более значительные изменения морфологии и свойств поверхности сплава TiNi по сравнению с излучением 355 нм при одинаковых режимах. Это проявляется в более интенсивном оксидировании поверхности с образованием оксидных фаз, более выраженном развитии микротрещин при малых скоростях сканирования (200 и 500 мкм/с) и существенном повышении гидрофильности. Наблюдаемые эффекты связаны с более высокой энергией фотонов и сниженным коэффициентом отражения поверхности ($\sim 20\%$ для излучения $\lambda = 266$ нм против $\sim 30\%$ для излучения $\lambda = 355$ нм) образцов TiNi, что обеспечивает эффективное поглощение энергии в приповерхностном слое и способствует изменениям в морфологии, рельефе, а также процессам окисления поверхности образцов TiNi.

Список литературы

1. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / J.M. Jani, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078–1113. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.084.
2. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review / M. Elahinia, N.S. Moghaddam, M.T. Andani, A. Amerinatanzi, B.A. Bimber, R.F. Hamilton // *Progress in Materials Science*. – 2016. – Vol. 83. – P. 630–663. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2016.08.001.
3. In vivo biocompatibility evaluation of nickel-titanium shape memory metal alloy: Muscle and perineural tissue responses and capsule membrane thickness / J. Ryhänen, M. Kallioinen, J. Tuukkanen, J. Junila, E. Niemelä, P. Sandvik, W. Serlo // *Journal of Biomedical Materials Research*. – 1998. – Vol. 41 (3). – P. 481–488. – DOI: 10.1002/(sici)1097-4636(19980905)41:3<481::aid-jbm19>3.0.co;2-l.
4. Liu K., Yao X., Jiang L. Recent developments in bio-inspired special wettability // *Chemical Society Reviews*. – 2010. – Vol. 39 (8). – P. 3240–3255. – DOI: 10.1039/b917112f.
5. Improvements of anti-corrosion and mechanical properties of NiTi orthopedic materials by acetylene, nitrogen and oxygen plasma immersion ion implantation / R.W.Y. Poon, J.P.Y. Ho, X. Liu, C.Y. Chung, P.K. Chu, K.W.K. Yeung, W.W. Lu, K.M.C. Cheung // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. – 2005. – Vol. 237 (1–2). – P. 411–416. – DOI: 10.1016/j.nimb.2005.05.030.
6. Slobodyan M.S., Markov A.B. Laser and electron-beam surface processing on TiNi shape memory alloys: A review // *Russian Physics Journal*. – 2024. – Vol. 67 (5). – P. 565–615. – DOI: 10.1007/s11182-024-03158-5.
7. Microstructural characterization of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system / L.L. Meisner, A.B. Markov, V.P. Rotshtein, G.E. Ozur, S.N. Meisner, E.V. Yakovlev, V.O. Semin, Yu.P. Mironov, T.M. Poletika, S.L. Girsova, D.A. Shepel // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 730. – P. 376–385. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.238.
8. Surface oxidation of NiTi shape memory alloy / G.S. Firstov, R.G. Vitchev, H. Kumar, B. Blanpain, J. Van Humbeeck // *Biomaterials*. – 2002. – Vol. 23 (24). – P. 4863–4871. – DOI: 10.1016/S0142-9612(02)00244-2.
9. Phase formation during air annealing of Ti-Ni-Ti laminate / E. Marchenko, Yu. Yasenchuk, G. Baigonakova, S. Gunther, M. Yuzhakov, S. Zenkin, A. Potekaev, K. Dubovikov // *Surface and Coatings Technology*. – 2020. – Vol. 388. – P. 125543. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125543.
10. Influence of laser surface texturing on the surface morphology and wettability of metals and non-metals: A review / M.A. Khan, A.M. Halil, M.S.Z. Abidin, M.H. Hassan, A.A.A. Rahman // *Materials Today Chemistry*. – 2024. – Vol. 41. – P. 102316. – DOI: 10.1016/j.mtchem.2024.102316.
11. Surface characterizations of laser modified biomedical grade NiTi shape memory alloys / A. Pequegnat, A. Michael, J. Wang, K. Lian, Y. Zhou, M.I. Khan // *Materials Science and Engineering: C*. – 2015. – Vol. 50. – P. 367–378. – DOI: 10.1016/j.msec.2015.01.085.
12. Laser-induced wettability gradient surface on NiTi alloy for improved hemocompatibility and flow resistance / Q. Zhang, J. Dong, M. Peng, Z. Yang, Y. Wan, F. Yao, J. Zhou, C. Ouyang, X. Deng, H. Luo // *Materials Science and Engineering: C*. – 2020. – Vol. 111. – P. 110847. – DOI: 10.1016/j.msec.2020.110847.

13. Ultrashort laser texturing of superelastic NiTi: Effect of laser power and scanning speed on surface morphology, composition and wettability / C.A. Biffi, J. Fiocchi, M. Rancan, S. Gambaro, F. Cirisano, L. Armelao, A. Tuissi // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (2). – P. 381. – DOI: 10.3390/met13020381.
14. Chan C.-W., Carson L., Smith G.C. Fibre laser treatment of martensitic NiTi alloys for load-bearing implant applications: Effects of surface chemistry on inhibiting *Staphylococcus aureus* biofilm formation // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 349. – P. 488–502. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.06.015.
15. The effect of fs-laser micromachining parameters on surface roughness, bio-corrosion and biocompatibility of nitinol / V. Chenrayan, V. Vaishnav, K. Shahapurkar, P. Dhanabal, M. Kalayarasan, S. Raghunath, M. Mano // *Optics & Laser Technology*. – 2024. – Vol. 170. – P. 110200. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2023.110200.
16. Surface morphology modifications of titanium based implant induced by 40 picosecond laser pulses at 266 nm / D.S. Milovanović, B.B. Radak, B.M. Gaković, D. Batani, M.D. Momčilović, M.S. Trtica // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2010. – Vol. 501 (1). – P. 89–92. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.04.047.
17. Исследование гидрофильности поверхности металлических материалов, модифицированных ультрафиолетовым лазерным излучением / Т.Ю. Саблина, М.Ю. Панченко, И.А. Зятиков, А.В. Пучикин, И.Н. Коновалов, Ю.Н. Панченко // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 4. – С. 218–233. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-218-233.
18. Study on the surface properties and biocompatibility of nanosecond laser patterned titanium alloy / Y. Wang, M. Zhang, K. Li, J. Hu // *Optics & Laser Technology*. – 2021. – Vol. 139. – P. 106987. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2021.106987.
19. Biocompatibility of micro/nanostructures nitinol surface via nanosecond laser circularly scanning / S. Li, Z. Cui, W. Zhang, Y. Li, L. Li, D. Gong // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 255. – P. 126591. – DOI: 10.1016/j.matlet.2019.126591.
20. Hebbar R.S., Isloor A.M., Ismail A.F. Contact angle measurements // *Membrane Characterization* / ed. by N. Hilal, A.F. Ismail, T. Matsuura, D. Oatley-Radcliffe. – Elsevier, 2017. – P. 219–255. – DOI: 10.1016/B978-0-444-63776-5.00012-7.
21. Owens D.K., Wendt R.C. Estimation of the surface free energy of polymers // *Journal of Applied Polymer Science*. – 1969. – Vol. 13 (8). – P. 1741–1747. – DOI: 10.1002/app.1969.070130815.
22. Razi S., Mollabashi M., Madanipour K. Laser processing of metallic biomaterials: An approach for surface patterning and wettability control // *The European Physical Journal Plus*. – 2015. – Vol. 130. – P. 247. – DOI: 10.1140/epjp/i2015-15247-5.
23. Application of laser ablation in adhesive bonding of metallic materials: A review / J. Min, H. Wan, B.E. Carlson, J. Lin, C. Sun // *Optics & Laser Technology*. – 2020. – Vol. 128. – P. 106188. – DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106188.
24. Repetitive nanosecond laser-induced oxidation and phase transformation in NiTi alloy / H. Choi, M. Na, I. Jun, M.-H. Lee, H.-D. Jung, H. Lee, J. Han, K. Lee, C.-H. Park, H.-E. Kim, J. Song, Y.-H. Koh, S. Kim // *Metals and Materials International*. – 2024. – Vol. 30. – P. 1200–1208. – DOI: 10.1007/s12540-023-01581-w.
25. The influence of surface treatment on wettability of TiNi-based alloy / Yu.F. Yashenchuk, S.V. Gunther, O.V. Kokorev, E.S. Marchenko, V. Gunther, G.A. Baigonakova, K.M. Dubovikov // *Russian Physics Journal*. – 2019. – Vol. 62 (2). – P. 333–338. – DOI: 10.1007/s11182-019-01716-w.
26. Surface free energy dominates the biological interactions of postprocessed additively manufactured Ti-6Al-4V / V.M. Villapun Puzas, L.N. Carter, C. Schröder, P.E. Colavita, D.A. Hoey, M.A. Webber, O. Addison, D.E.T. Shepherd, M.M. Attallah, L.M. Grover, S.C. Cox // *ACS Biomaterials Science & Engineering*. – 2022. – Vol. 8 (10). – P. 4311–4326. – DOI: 10.1021/acsbiomaterials.2c00298.
27. Laser-assisted tailoring of surface wettability – Fundamentals and applications: A critical review / A. Peethan, V.K. Unnikrishnan, S. Chidangil, S.D. George // *Progress in Adhesion and Adhesives*. Vol. 5: Surface modification of polymers: methods and applications / ed. by K.L. Mittal, S.D. George. – Scrivener Publishing LLC, 2020. – P. 331–265. – ISBN 9781119748069. – DOI: 10.1002/9781119749882.ch11.
28. Изменение смачиваемости поверхности нержавеющей стали на основе лазерного текстурирования рельефа / А.В. Рыженков, А.В. Волков, Е.С. Трушин, С.П. Черепанов // *Глобальная энергия*. – 2022. – Т. 28, № 4. – С. 136–146. – DOI: 10.18721/JEST.28409.

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 laser radiation wavelength on the structure and functional properties of TiNi alloy during UV laser treatment

Tatyana Sablina^{a, *}, Marina Kandaurova^b, Ilya Zyatikov^c, Yuriy Panchenko^d

Institute of High Current Electronics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 2/3 Akademicheskoy Avenue, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0002-5941-5732>, sablntat@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-0236-2227>, panchenko.marina4@gmail.com;

^c <https://orcid.org/0000-0003-3219-9299>, zyatikov@lgl.hcei.tsc.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8017-7268>, yu.n.panchenko@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 08 October 2025

Revised: 17 October 2025

Accepted: 31 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Ultraviolet laser radiation

Radiation wavelength

Surface modification

Laser treatment

Wettability

TiNi alloy

Funding

This research was carried out with support from the Russian Science Foundation grant No. 25-79-31008, <https://rscf.ru/project/25-79-31008/>.

ABSTRACT

Introduction. The widespread use of *TiNi*-based functional alloys in medicine requires targeted management of their surface properties, such as wettability and biocompatibility. One of the promising methods for surface modification is laser treatment, especially in the *UV* range of the spectrum. The efficiency of *UV* laser treatment is due to the high photon energy, strong absorption by metals, and the shallow depth of the thermal effect zone. **The purpose of this work** is to investigate the effect of *UV* laser radiation wavelength (266 and 355 nm) on the structural and phase state, chemical composition, and wettability of the *TiNi* alloy surface, with the goal of subsequently controlling the material's functional properties. **Materials and research methods.** *TiNi* surface modification was performed using a pulsed *Nd:YAG* laser operating at wavelengths of 266 and 355 nm in ambient air. The modified surfaces were analyzed by scanning electron microscopy with energy-dispersive spectroscopy (*SEM-EDS*). Microstructure, elemental composition, and phase composition were analyzed by X-ray diffraction (*XRD*). Wettability was estimated using the sessile drop method. The free surface energy, along with its dispersive and polar components, was then calculated from the contact angle data using the *OWRK* method. **Results and discussion.** *UV* laser treatment, varying parameters such as laser radiation wavelength and scanning speed, was found to induce changes in the morphology, elemental composition, phase composition of the surface layer of *TiNi* alloy samples, and their surface properties. Following *UV* laser treatment at wavelengths of 266 and 355 nm and low scanning speeds (*V* = 200 and 500 μm/s), single microcracks or microcrack networks resulting from thermal exposure were observed on the specimen surfaces. The oxygen content on the *TiNi* surface increased by a factor of 5 to 18 compared to the initial state after *UV* laser treatment. Furthermore, the phase composition of the *TiNi* alloy underwent noticeable changes, with titanium oxide phases being detected on the surface after laser exposure. The higher-energy photons ($\lambda = 266$ nm) resulted in a more pronounced change in the surface morphology and properties of *TiNi* compared to the 355 nm radiation under identical treating conditions. *UV* laser treatment significantly increased the surface hydrophilicity: the contact angle decreased from $\approx 75^\circ$ in the initial state to $\approx 25^\circ$ and $\approx 11^\circ$ after treatment with 355 and 266 nm radiation wavelength, respectively. Additionally, an increase in the free surface energy of the *TiNi* specimens was observed, primarily due to a significant increase in the polar component.

For citation: Sablina T.Y., Kandaurova M.Yu., Zyatikov I.A., Panchenko Yu.N. Effect of laser radiation wavelength on the structure and functional properties of TiNi alloy during UV laser treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 257–271. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-257-271. (In Russian).

References

1. Jani J.M., Leary M., Subic A., Gibson M.A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. *Materials & Design*, 2014, vol. 56, pp. 1078–1113. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.084.
2. Elahinia M., Moghaddam N.S., Andani M.T., Amerinatanzi A., Bimber B.A., Hamilton R.F. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review. *Progress in Materials Science*, 2016, vol. 83, pp. 630–663. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2016.08.001.

* Corresponding author

Sablina Tatyana Yu., Ph.D. (Engineering), Scientific associate
 Institute of High Current Electronics
 of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
 2/3 Akademicheskoy Avenue,
 634055, Tomsk, Russian Federation
 Tel.: +7 913 843-21-78, e-mail: sablntat@mail.ru

3. Ryhänen J., Kallioinen M., Tuukkanen J., Junila J., Niemelä E., Sandvik P., Serlo W. In vivo biocompatibility evaluation of nickel-titanium shape memory metal alloy: Muscle and perineural tissue responses and capsule membrane thickness. *Journal of Biomedical Materials Research*, 1998, vol. 41 (3), pp. 481–488. DOI: 10.1002/(sici)1097-4636(19980905)41:3<481::aid-jbm19>3.0.co;2-l.
4. Liu K., Yao X., Jiang L. Recent developments in bio-inspired special wettability. *Chemical Society Reviews*, 2010, vol. 39 (8), pp. 3240–3255. DOI: 10.1039/b917112f.
5. Poon R.W.Y., Ho J.P.Y., Liu X., Chung C.Y., Chu P.K., Yeung K.W.K., Lu W.W., Cheung K.M.C. Improvements of anti-corrosion and mechanical properties of NiTi orthopedic materials by acetylene, nitrogen and oxygen plasma immersion ion implantation. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 2005, vol. 237 (1–2), pp. 411–416. DOI: 10.1016/j.nimb.2005.05.030.
6. Slobodyan M.S., Markov A.B. Laser and electron-beam surface processing on TiNi shape memory alloys: a review. *Russian Physics Journal*, 2024, vol. 67 (5), pp. 565–615. DOI: 10.1007/s11182-024-03158-5.
7. Meisner L.L., Markov A.B., Rotshtein V.P., Ozur G.E., Meisner S.N., Yakovlev E.V., Semin V.O., Mironov Yu.P., Poletika T.M., Girsova S.L., Shepel D.A. Microstructural characterization of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 730, pp. 376–385. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.238.
8. Firstov G.S., Vitchev R.G., Kumar H., Blanpain B., Van Humbeeck J. Surface oxidation of NiTi shape memory alloy. *Biomaterials*, 2002, vol. 23 (24), pp. 4863–4871. DOI: 10.1016/S0142-9612(02)00244-2.
9. Marchenko E., Yasenchuk Yu., Baigonakova G., Gunther S., Yuzhakov M., Zenkin S., Potekaev A., Dubovikov K. Phase formation during air annealing of Ti-Ni-Ti laminate. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 388, p. 125543. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125543.
10. Khan M.A., Halil A.M., Abidin M.S.Z., Hassan M.H., Rahman A.A.A. Influence of laser surface texturing on the surface morphology and wettability of metals and non-metals: A review. *Materials Today Chemistry*, 2024, vol. 41, p. 102316. DOI: 10.1016/j.mtchem.2024.102316.
11. Pequegnat A., Michael A., Wang J., Lian K., Zhou Y., Khan M.I. Surface characterizations of laser modified biomedical grade NiTi shape memory alloys. *Materials Science and Engineering: C*, 2015, vol. 50, pp. 367–378. DOI: 10.1016/j.msec.2015.01.085.
12. Zhang Q., Dong J., Peng M., Yang Z., Wan Y., Yao F., Zhou J., Ouyang C., Deng X., Luo H. Laser-induced wettability gradient surface on NiTi alloy for improved hemocompatibility and flow resistance. *Materials Science and Engineering: C*, 2020, vol. 111, p. 110847. DOI: 10.1016/j.msec.2020.110847.
13. Biffi C.A., Fiochi J., Rancan M., Gambaro S., Cirisano F., Armelao L., Tuissi A. Ultrashort laser texturing of superelastic NiTi: Effect of laser power and scanning speed on surface morphology, composition and wettability. *Metals*, 2023, vol. 13 (2), p. 381. DOI: 10.3390/met13020381.
14. Chan C.-W., Carson L., Smith G.C. Fibre laser treatment of martensitic NiTi alloys for load-bearing implant applications: Effects of surface chemistry on inhibiting *Staphylococcus aureus* biofilm formation. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 349, pp. 488–502. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.06.015.
15. Chenrayan V., Vaishnav V., Shahapurkar K., Dhanabal P., Kalayarsan M., Raghunath S., Mano M. The effect of fs-laser micromachining parameters on surface roughness, bio-corrosion and biocompatibility of nitinol. *Optics & Laser Technology*, 2024, vol. 170, p. 110200. DOI: 10.1016/j.optlastec.2023.110200.
16. Milovanović D.S., Radak B.B., Gaković B.M., Batani D., Momčilović M.D., Trtica M.S. Surface morphology modifications of titanium based implant induced by 40 picosecond laser pulses at 266 nm. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 501 (1), pp. 89–92. DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.04.047.
17. Sablina T.Y., Panchenko M.Yu., Zyatikov I.A., Puchikin A.V., Kononov I.N., Panchenko Yu.N. Study of surface hydrophilicity of metallic materials modified by ultraviolet laser radiation. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 4, pp. 218–233. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.4-218-233. (In Russian).
18. Wang Y., Zhang M., Li K., Hu J. Study on the surface properties and biocompatibility of nanosecond laser patterned titanium alloy. *Optics & Laser Technology*, 2021, vol. 139, p. 106987. DOI: 10.1016/j.optlastec.2021.106987.
19. Li S., Cui Z., Zhang W., Li Y., Li L., Gong D. Biocompatibility of micro/nanostructures nitinol surface via nanosecond laser circularly scanning. *Materials Letters*, 2019, vol. 255, p. 126591. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.126591.
20. Hebbbar R.S., Isloor A.M., Ismail A.F. Contact angle measurements. *Membrane Characterization*. Ed. by N. Hilal, A.F. Ismail, T. Matsuura, D. Oatley-Radcliffe. Elsevier, 2017, pp. 219–255. DOI: 10.1016/B978-0-444-63776-5.00012-7.
21. Owens D.K., Wendt R.C. Estimation of the surface free energy of polymers. *Journal of Applied Polymer Science*, 1969, vol. 13 (8), pp. 1741–1747. DOI: 10.1002/app.1969.070130815.

22. Razi S., Mollabashi M., Madanipour K. Laser processing of metallic biomaterials: An approach for surface patterning and wettability control. *The European Physical Journal Plus*, 2015, vol. 130, p. 247. DOI: 10.1140/epjp/i2015-15247-5.
23. Min J., Wan H., Carlson B.E., Lin J., Sun C. Application of laser ablation in adhesive bonding of metallic materials: A review. *Optics & Laser Technology*, 2020, vol. 128, p. 106188. DOI: 10.1016/j.optlastec.2020.106188.
24. Choi H., Na M., Jun I., Lee M.-H., Jung H.-D., Lee H., Han J., Lee K., Park C.-H., Kim H.-E., Song J., Koh Y.-H., Kim S. Repetitive nanosecond laser-induced oxidation and phase transformation in NiTi alloy. *Metals and Materials International*, 2024, vol. 30, pp. 1200–1208. DOI: 10.1007/s12540-023-01581-w.
25. Yasenchuk Yu.F., Gunther S.V., Kokorev O.V., Marchenko E.S., Gunther V., Baigonakova G.A., Dubovikov K.M. The influence of surface treatment on wettability of TiNi-based alloy. *Russian Physics Journal*, 2019, vol. 62 (2), pp. 333–338. DOI: 10.1007/s11182-019-01716-w.
26. Villapun Puzas V.M., Carter L.N., Schröder C., Colavita P.E., Hoey D.A., Webber M.A., Addison O., Shepherd D.E.T., Attallah M.M., Grover L.M., Cox S.C. Surface free energy dominates the biological interactions of postprocessed additively manufactured Ti-6Al-4V. *ACS Biomaterials Science & Engineering*, 2022, vol. 8 (10), pp. 4311–4326. DOI: 10.1021/acsbiomaterials.2c00298.
27. Peethan A., Unnikrishnan V.K., Chidangil S., George S.D. Laser-assisted tailoring of surface wettability – Fundamentals and applications: A critical review. *Progress in Adhesion and Adhesives*. Vol. 5. *Surface modification of polymers: methods and applications*. Ed. by K.L. Mittal, S.D. George. Scrivener Publishing LLC, 2020, pp. 331–265. ISBN 9781119748069. DOI: 10.1002/9781119749882.ch11.
28. Ryzhenkov A.V., Volkov A.V., Trushin E.S., Cherepanov S.P. Change of wettability of stainless steel surface based on laser texturing of relief. *Global'naya energiya = Global Energy*, 2022, vol. 28, no. 4, pp. 136–146. DOI: 10.18721/JEST.28409. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование влияния добавок ZR, SC, HF в сплавах АЛТЭК на формирование микроструктуры при литье

Алина Левагина^{1, а, *}, Евгений Арышенский^{1, б}, Сергей Коновалов^{1, в}, Дмитрий Распосиенко^{2, д}

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620990, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-7270-6008>, levagina_aa@sibsiu.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>, arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^в <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>, konovarov@sibsiu.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>, dmitrijrasp@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи:

Поступила: 14 августа 2025

Рецензирование: 16 сентября 2025

Принята к печати: 25 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы

АЛТЭК

Al-Cu-Mn-Mg

Модифицирование структуры

Зеренная структура

Литая микроструктура

Рентгеноструктурный анализ

Сканирующая электронная микроскопия

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, <https://rscf.ru/project/24-19-00064/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn, легированные медью в количестве 2–3 % и марганцем 1–2 % (далее АЛТЭК), отличаются термостойкостью и высокими механическими характеристиками за счет образования нанодispersных частиц фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. При воздействии высоких температур (до 400 °C) частицы блокируют процессы полигонизации и возврата, затрудняя движение границ зерен. Перспективным направлением совершенствования данных сплавов является модифицирование литой структуры переходными металлами (ПМ). Недостаточное количество ПМ не обеспечивает модифицирования, тогда как избыточное приводит к снижению прочности из-за возникновения большого числа крупных интерметаллидных частиц. **Предметом** работы являются сплавы АЛТЭК, легированные Mg, Zr, Sc, Hf. **Цель работы:** определение оптимальных концентраций скандия, гафния и циркония, необходимых для эффективной модификации литой структуры сплавов при комплексном легировании сплавов АЛТЭК. **В работе исследовано** влияние комплексных добавок переходных металлов (Zr, Sc, Hf) на формирование литой структуры сплавов Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf, Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf в сравнении с базовым сплавом. **Методами исследования** являются оптическая и сканирующая электронная микроскопия, а также рентгеноструктурный анализ. **Результаты и обсуждение.** Модифицирование зеренной структуры в сплавах с содержанием скандия менее 0,20 % не наблюдается, при этом размер зеренной структуры в среднем составляет 350 мкм. Добавка скандия в количестве 0,20 и 0,25 % приводит к уменьшению среднего диаметра зерна до 41,8 и 29,7 мкм соответственно. Методом сканирующей электронной микроскопии определено, что частицы фазы Al_6Mn , Al_2CuMg встречаются во всех исследуемых сплавах. В составах Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf встречаются частицы фазы $Al_3(Sc, Hf, Zr)$. Методом рентгеноструктурного анализа найдены фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и в малом количестве Al_6Mn , Al_2CuMg в базовом сплаве и в сплаве Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf. Модифицирование структуры объясняется выделением первичных частиц $Al_3(Sc, Zr, Hf)$. **Область применения результатов.** Полученные результаты перспективны в рамках разработки новых материалов для изготовления авиационной и ракетно-космической техники. **Выводы.** Добавка скандия 0,20–0,25 % при содержании циркония 0,1 % и гафния 0,16 % является наиболее эффективной.

Для цитирования: Исследование влияния добавок ZR, SC, HF в сплавах АЛТЭК на формирование микроструктуры при литье / А.А. Левагина, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов, Д.Ю. Распосиенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 272–286. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-272-286.

Введение

Алюминий как материал, обладающий малой плотностью и высокой коррозионной стойкостью, относится к числу наиболее востребованных металлов. Его сплавы, модифицированные легирующими элементами и термомеханической

обработкой, обеспечивают превосходные механические и эксплуатационные характеристики, что делает их незаменимыми в аэрокосмической промышленности, транспортном машиностроении и энергетике [1, 2].

Особый научный и практический интерес представляют сплавы АЛТЭК системы Al-Cu-Mn, обладающие повышенной термической стабильностью. Эти сплавы характеризуются малым содержанием меди (1–3 %) по сравнению с промышленными сплавами, количество марганца варьируется в диапазоне 1–2 %.

*Адрес для переписки

Левагина Алина Александровна, м.н.с.

Сибирский государственный индустриальный университет,
ул. Кирова, 42,

654007, г. Новокузнецк, Россия

Тел.: +7 900 321-55-05, e-mail: levagina_aa@sibsiu.ru

В таких сплавах формируется двухфазная структура, состоящая из алюминиевого твердого раствора и термостабильной фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ [3–5]. Наноразмерные частицы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ эффективно подавляют процессы рекристаллизации и возврата при температурах до 400 °C в течение длительного времени (не менее трех часов) [6–8]. Одним из путей повышения конструкционных и функциональных свойств сплавов АЛТЭК является модифицирование их литой структуры.

Мелкозернистая структура обладает повышенной пластичностью и прочностью, а также менее склонна к хладноломкости. Крупнозернистая структура из-за неравномерности деформации ухудшает эксплуатационные и технологические свойства прокатанных листов, а также повышает процент брака [9]. Образование мелкозернистой структуры возможно за счет больших скоростей охлаждения, применения физических воздействий (например, ультразвука), введения модифицирующих добавок и оптимизации параметров термомеханической обработки. Однако кристаллизация при больших скоростях охлаждения, а также применение физических воздействий не всегда реализуемы в условиях производства. Поэтому на этапе литья слитка наиболее практичным вариантом измельчения зерна остается введение модифицирующих добавок [10].

Наиболее часто в качестве модифицирующих добавок используют переходные металлы (ПМ) [11–17]. Скандий, являясь самым эффективным модификатором, образует первичные частицы фазы Al_3Sc , служащие центрами кристаллизации. Однако высокая стоимость скандия требует поиска компромиссных решений. Экспериментально установлено, что совместное введение Zr и Hf позволяет снизить концентрацию скандия и усилить модифицирующий эффект [11].

Для сплавов системы АЛТЭК вопрос комплексного легирования Zr, Sc, Hf является неизученным. В существующих работах рассмотрено влияние Zr [6, 18], Zr и Sc (с добавкой Cr) [7], влияние добавки гафния ранее не было изучено.

В исследованиях [6, 19, 20] упоминается о влиянии на свойства сплавов АЛТЭК добавки циркония. Как правило, концентрация циркония варьируется в диапазоне 0,22...0,59 Zr (составы: 1.97Cu1.92Mn0.22Zr; 1.48Cu1.53Mn0.41Zr;

1.11Cu0.95Mn0.59Zr [6, 19]; 1.6Cu1.37Mn0.5Zr [18]). Однако в данных составах цирконий лишь незначительно повлиял на литую структуру по сравнению с базовыми составами, поскольку в литом состоянии он был полностью растворен в алюминиевом твердом растворе. В работе [21] исследовался сплав с добавкой скандия (1.74Cu1.57Mn0.25Zr0.11Sc). Литая структура данного сплава аналогична структуре тройных сплавов системы Al-Cu-Mn. В случае [7] Al-Cu-Mn (Sc, Cr) (1.6Cu1.8Mn0.4Zr0.15Cr) были найдены частицы Al_7Cr . Зеренная структура представлена двумя зонами: зоной столбчатых кристаллов и равноосных, что может быть также связано с кристаллизацией в графитовой изложнице небольшого диаметра (40 мм). Следует отметить, что во всех исследуемых составах подбор редкоземельных металлов проводился с целью предотвращения образования первичных интерметаллидов, поэтому ПМ не оказали значительного влияния на литую структуру. Первичные интерметаллиды типа Al_3Sc и Al_3Zr , в свою очередь, играют двойную роль: с одной стороны, они являются модификаторами, измельчающими зеренную структуру, что в соответствии с законом Холла – Петча повышает прочностные свойства [22], но в то же время эти интерметаллиды служат концентраторами напряжений, что зачастую приводит к снижению пластичности содержащих их металлов. Поэтому на практике стараются подобрать концентрацию переходных элементов, которая, с одной стороны, обеспечивает измельчение литой структуры, а с другой – не вызывает образования большого количества первичных интерметаллидов. Однако подобные исследования для сплавов АЛТЭК не проводились.

Таким образом, *целью данной работы* является определение оптимальных концентраций скандия, гафния и циркония, необходимых для эффективной модификации литой структуры сплавов при комплексном легировании сплавов АЛТЭК. Для этого необходимо решить следующие *задачи*:

1) провести сравнительный анализ зеренной структуры сплавов АЛТЭК;

2) идентифицировать образующиеся интерметаллидные фазы в исследуемых сплавах АЛТЭК методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Методика исследований

Известно, что для эффективного модифицирования зеренной структуры в алюминиевых сплавах совместно со скандием количество циркония не превышает 0,11–0,15 % [16], а добавка гафния эффективна при концентрации не более 0,2 % [11]. Концентрации переходных металлов подбирались исходя из указанных фактов.

Анализ фазового состава проводили расчетными методами с помощью программы Thermo-Calc с применением базы данных TTAL5. Фазовый состав сплавов был смоделирован при температуре 200 °С и 400 °С.

Литье

Для изучения вопроса комплексного влияния добавок ПМ в стальной кокиль было отлито пять сплавов, химический состав которых представлен в табл. 1.

Для удобства обозначения составов была введена маркировка: Base, Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf, Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf, где Base – это обозначение базового состава 2Cu2Mn1.5Mg, а цифры перед химическими элементами – их химическая концентрация (масс. %).

Технология получения слитков включала в себя плавку в индукционной печи и разливку в стальной кокиль. Методика плавки соответствует работе [14]. В качестве исходных материалов использовали алюминий марки А85, магний Мг90, медь М1, лигатуры Al-Sc2, Al-Zr5, Al-Hf2 и таблетки марки Mn90Al10.

Состав полученных сплавов определяли согласно [15]. Отбор пробы производился при температуре 730 °С.

Исследование микроструктуры

Для оценки эффективности действия модификаторов в выбранном соотношении и концентрации применялась оптическая микроскопия. Исследование микроструктуры происходило на очищенной от загрязнений гладкой поверхности. Для подготовки поверхности шлифа образцы фиксировали в эпоксидной смоле, поверхности очищали шлифовальным кругом разной зернистости (Р400, Р600, Р800, Р1000, Р1500, Р2000) при помощи шлифовально-полировального двухдискового станка Forcipol 2. Окончательно поверхность доводили до требуемого качества при помощи полирования с применением фетра и пасты Гои. Зеренную структуру анализировали с использованием травления в 15%-м растворе щелочи для выявления дефектов, после чего вручную обрабатывали специальным реактивом для ее визуализации. Состав этого реактива: 400 мл соляной кислоты, 220 мл азотной кислоты, 50 мл медной стружки и 300 мл воды. Для каждого образца делали по две фотографии увеличением $\times 50$, $\times 200$ и, при необходимости, меньшего увеличения. Средний размер зерна измерялся методом секущих по ГОСТ 21073.2. Фотографии микроструктуры получали при помощи оптического металлографического микроскопа OLYMPUS GX-51.

Для подготовки образцов с целью изучения частиц (Al_6Mn , Al_2CuMg , $Al_3(Sc,Zr,Hf)$) поверхность также была подготовлена шлифовкой и полировкой в эпоксидной смоле. Далее образцы извлекали из смолы для дальнейшего изучения на сканирующем электронном микроскопе. Изучение частиц проводили на сканирующем электронном микроскопе КУКУ ЕМ6900 с подготовкой 10 фотографий одного образца. Идентификация

Таблица 1

Table 1

Химический состав модельных сплавов

Chemical composition of model alloys

№ п/п	Концентрация, %					
	Cu	Mn	Mg	Zr	Sc	Hf
1	2	2	1,5	–	–	–
2	2	2	1,5	0,15	0,05	0,05
3	2	2	1,5	0,1	0,14	0,16
4	2	2	1,5	0,1	0,20	0,16
5	2	2	1,5	0,1	0,25	0,16

частиц была выполнена путем сопоставления данных EDS-анализа с опубликованными данными [9, 17, 24–27].

Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре BRUKER ADVANCE-D8 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении ($K_{\text{аср}} = 0,15418$ нм). Режим съемки: выдержка 10 с в точке в области углов $2\theta = 20 \dots 60^\circ$. Обработку экспериментальных данных проводили с применением программ DIFFRAC.EVA 4.0 и DIFFRAC.TOPAS 5.0 [23].

Фазовый состав образцов устанавливали методом рентгенофазового анализа. Межплоскостные расстояния, рассчитанные по положению дифракционных максимумов, идентифицировали с помощью базы данных PDF 2.1202 DATABASE.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ)

Идентификацию фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ проводили с использованием ПЭМ на примере сплава Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf.

Образцы последовательно подготавливали методом механического и последующего электролитического утонения. Диски диаметром 3 мм вырезали на устройстве Ultratonic Disk Cutter. Электрополировку проводили в электролите A2 с использованием установки Struers Tenupol. Финальную очистку поверхности от углеродных следов осуществляли на системе ионной полировки PIPS II. Исследование микроструктуры и фазового состава выполняли с использованием стандартных светопольных и темнопольных изображений и микродифракции электронов. Идентификацию фаз проводили сопоставлением межплоскостных расстояний с данными международных рентгенометрических таблиц (JCPDS-ICDD) и анализируя их химический состав. Расстояния рассчитывали по дополнительным рефлексам на электронограммах.

Результаты и их обсуждение

Согласно данным оптической микроскопии (рис. 1), сплав без добавок ПМ имеет дендритное зерно со средним диаметром около 350 мкм.

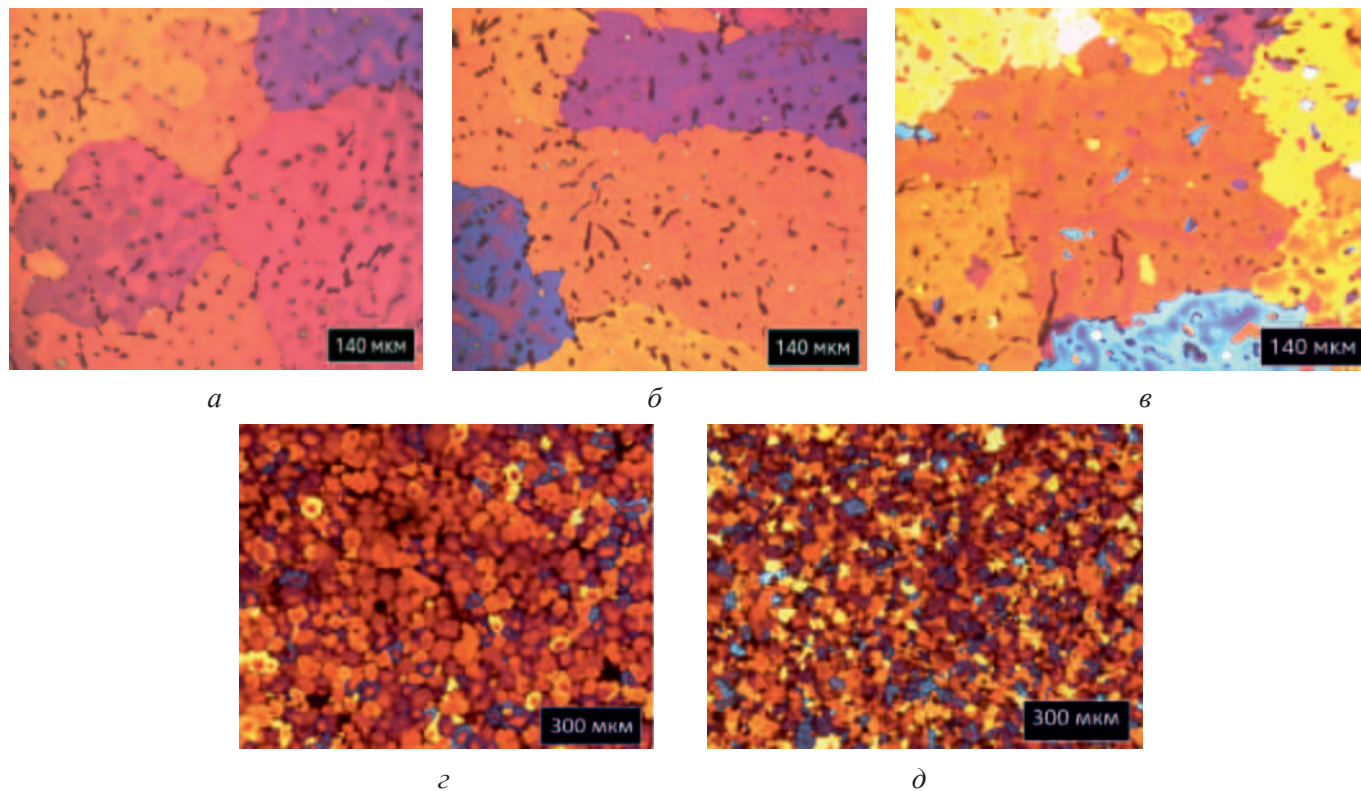


Рис. 1. Микроструктура сплавов Al-Cu-Mn-Mg (Zr, Sc, Hf):

Base (а), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (г), Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (д)

Fig. 1. Microstructure of Al-Cu-Mn-Mg (Zr, Sc, Hf) alloys:

Base (а), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (г), Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (д)

В сплаве Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf с малой до-
бавкой ПМ модифицирования зерна не наблю-
дается. Диаметр зерна составляет 239 мкм. На-
чальный эффект модифицирования наблюдается
в сплаве Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf, где на фоне пре-
обладающей крупнозернистой литой структуры
появляются единичные зерна малого размера (до
35 мкм), что снижает средний диаметр зерна до
118 мкм. Качественное изменение микрострук-
туры наблюдается в сплавах Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf
и Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf, где, вероятно, благо-
даря выделению первичных интерметаллидов
 $Al_3(Zr, Sc, Hf)$ происходит эффективное измель-

чение зерна и формирование равноосной зе-
ренной структуры. Повышение концентрации
скандия с 0,14 до 0,25 масс. % приводит к по-
следовательному уменьшению среднего размера
зерна с 41,8 мкм (сплав 0,2 % Sc) до 29,7 мкм
(сплав 0,25 % Sc).

Согласно данным сканирующей электрон-
ной микроскопии, фаза Al_6Mn присутствует во
всех исследуемых сплавах (рис. 2, 3), типовой
результат EDS-анализа включения фазы пред-
ставлен на рис. 3, а. При этом размеры вклю-
чений существенно различаются: в базовом спла-
ве их длина не превышает 15 мкм (рис. 2, а),

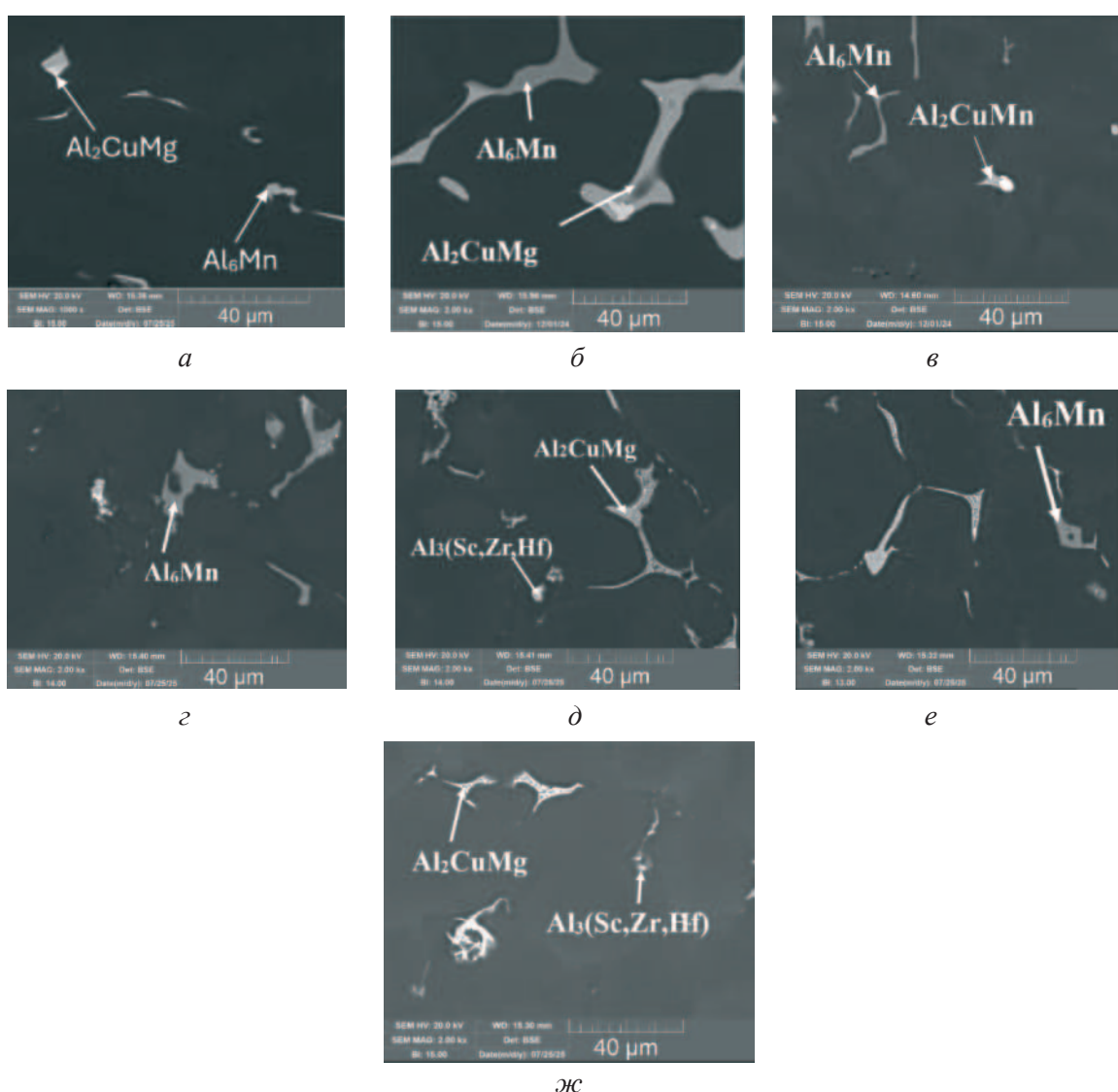
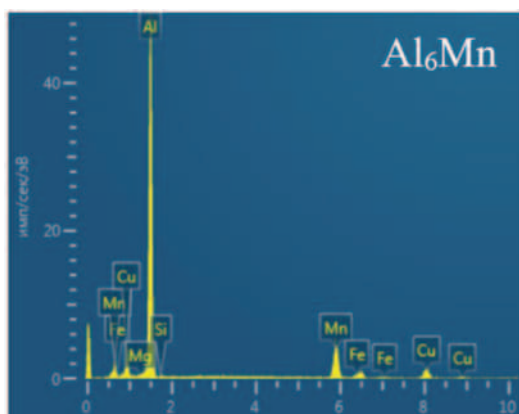


Рис. 2. Микроструктура сплавов (данные СЭМ):

Base (а), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (з, д),
Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (е, ж)

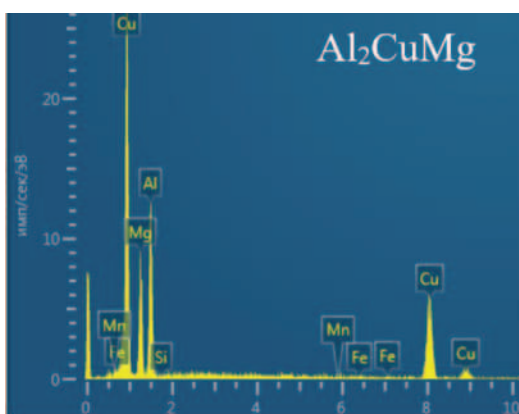
Fig. 2. Microstructure of alloys (SEM data):

Base (а), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (з, д),
Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (е, ж)



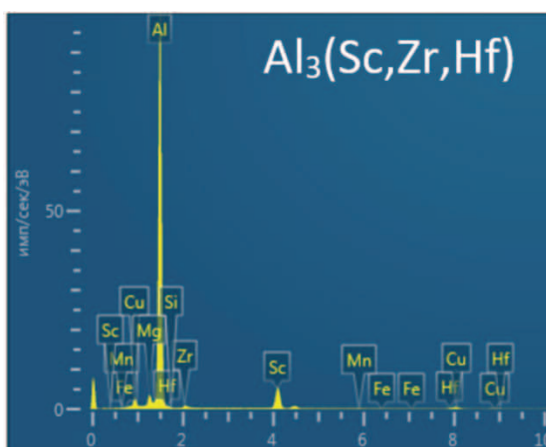
а

Элемент	Атом. %
Al	78,53
Mn	13,67
Cu	6,39
Si	0,42
Fe	0,88
Mg	0,11



б

Элемент	Атом. %
Al	37,31
Cu	32,60
Mg	29,36
Si	0,28
Mn	0,23
Fe	0,21



в

Элемент	Атом. %
Al	86,10
Sc	7,96
Mg	2,44
Cu	1,79
Zr	0,91
Hf	0,38
Si	0,29

Рис. 3. Спектрограммы частиц в сплавах (результат EDS-анализа):

Al_6Mn (а), Al_2CuMg (б), $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ (в)

Fig. 3. Spectrograms of particles in alloys (EDS analysis):

Al_6Mn (а), Al_2CuMg (б), $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ (в)

тогда как в сплаве Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf обнаружены наиболее крупные включения длиной свыше 45 мкм (рис. 2, б). Размер включений в сплавах Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (рис. 2, в) и Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (рис. 2, е) оказался сопоставимым – не более 20...25 мкм. Отдельные особо крупные частицы длиной до 40 мкм

зафиксированы в сплаве Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 2, з). Присутствие фазы Al_6Mn в сплавах Base и Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf также подтверждено методом рентгеноструктурного анализа (PCA) (рис. 4, 5).

Во всех сплавах присутствуют включения Al_2CuMg , типовой результат EDS-анализа вклю-

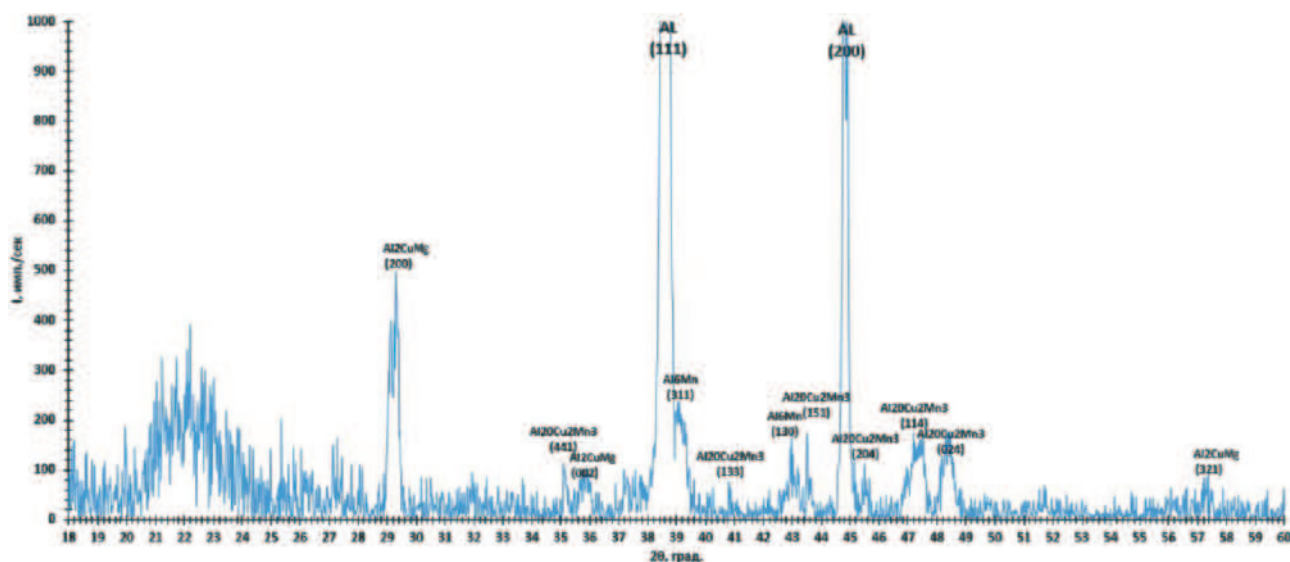


Рис. 4. Участок дифрактограммы базового состава

Fig. 4. Section of diffraction pattern of Base composition

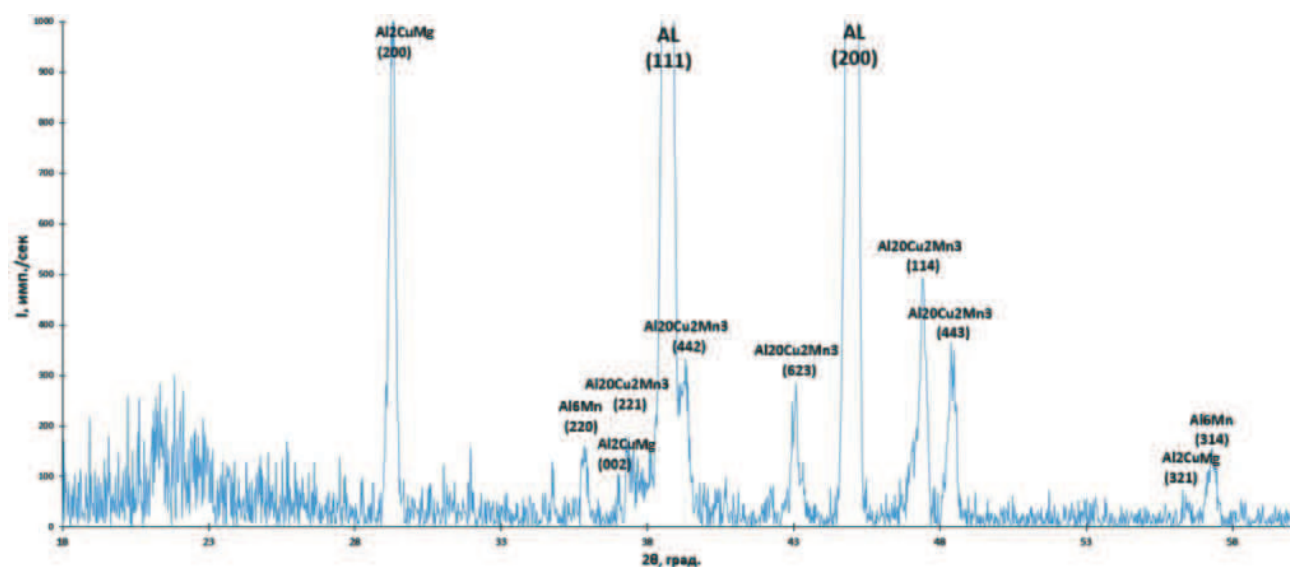


Рис. 5. Участок дифрактограммы состава Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf

Fig. 5. Section of diffraction pattern of composition Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf

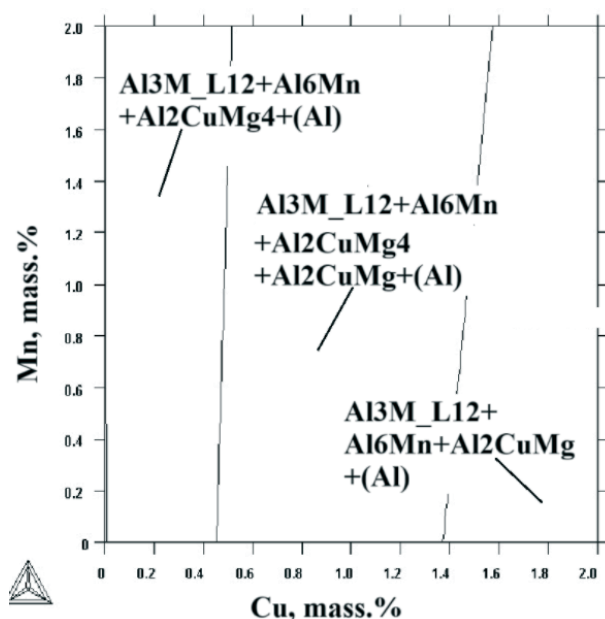
чения фазы приведен на рис. 3, б. Особо крупные включения длиной 45...60 мкм встречаются в сплавах Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (рис. 2, б) и Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 2, д). В сплаве Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf включения фазы имеют меньшие размеры – до 20 мкм (рис. 2, е, ж). В сплавах Base (рис. 2, а), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 2, д) размер включений не превышает 5...10 мкм. Присутствие фазы подтверждено данными PCA исследуемых сплавов (рис. 4, 5).

В сплавах, содержащих 0,2–0,25 % скандия, наблюдаются первичные интерметаллиды

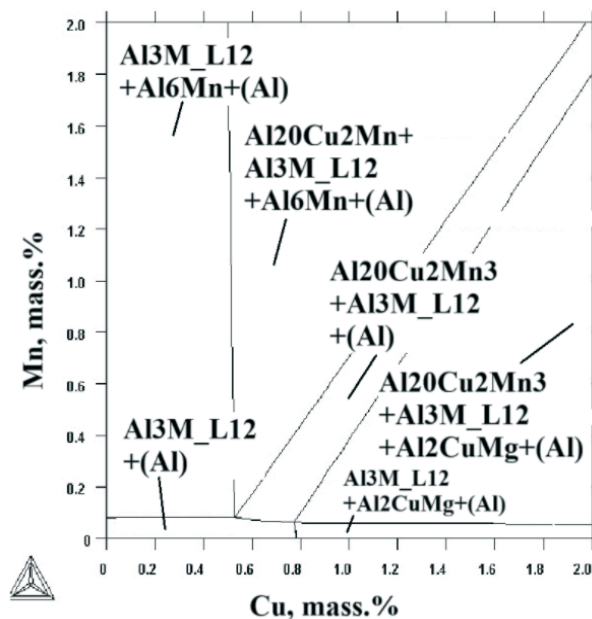
$Al_3(Sc,Zr,Hf)$ близкой к равноосной формы диаметром до 4 мкм (рис. 2, д, ж). Типовой результат EDS-анализа включения фазы приведен на рис. 3, в. Можно предположить, что именно эти первичные частицы вызвали измельчение зеренной структуры.

Согласно результатам PCA (рис. 4, 5), фазовый состав сплавов Base и Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf характеризуется преобладанием фаз (Al), $Al_{20}Cu_2Mn_3$, в небольшом количестве выявлены фазы Al_2CuMg , Al_6Mn .

Результаты моделирования фазового состава сплавов приведены на рис. 6 и в табл. 2.



a



б

Рис. 6. Изотермические сечения (Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf):

при 200 °C (а), при 400 °C (б)

Fig. 6. Isothermal sections of the Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf alloy:

at 200°C (a), at 400°C (b)

Таблица 2

Table 2

Химический состав сплавов (Thermo-Calc)

Chemical composition of the alloys (Thermo-Calc)

№	Химический состав	Фазовый состав		
		при 20 °C	при 200 °C	при 400 °C
1	2Cu2Mn	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + (\text{Al})$
2	Base	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + (\text{Al})$
3	Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2} + (\text{Al})$
4	Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2} + (\text{Al})$

Моделирование показало, что фазовый состав слитков из базового сплава включает в себя твердый алюминиевый раствор (Al), а также фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, Al_2CuMg и Al_6Mn . В слитках из сплавов, легированных ПМ (Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf, Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf), к указанным фазам добавляется $\text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2}$. Таким образом, легирование сплава 2Cu2Mn магнием приводит к об-

разованию фаз Al_2CuMg , Al_6Mn , а легирование ПМ – к формированию фазы с кристаллической решеткой $\text{L}1_2$ ($\text{Al}_3\text{M}_{\text{L}1_2}$).

В табл. 3 приведены частицы, обнаруженные в модельных сплавах, и методы их идентификации. Сокращение «М» обозначает, что наличие фазы подтверждено моделированием в программном комплексе Thermo-Calc.

Таблица 3

Table 3

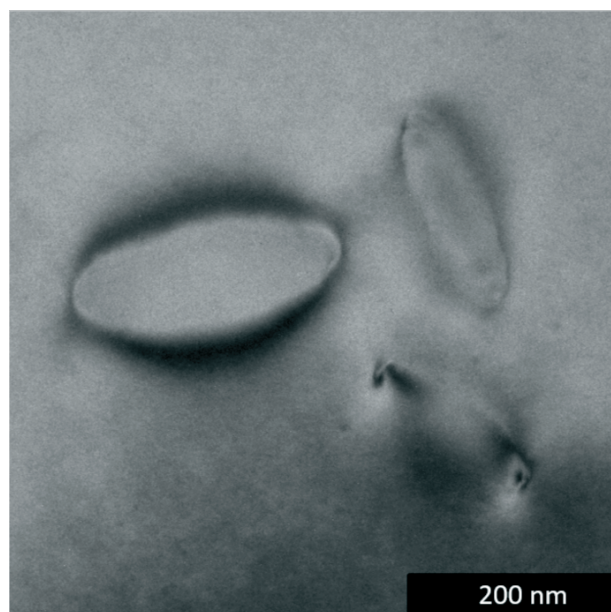
Частицы в модельных сплавах и методы их обнаружения
Particles in the model alloys and their identification methods

Сплавы	Обнаруженные частицы	Методы
Base	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$	СЭМ, PCA, М СЭМ, PCA, М PCA, М
Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$	СЭМ, М
Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$	СЭМ
Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$ $\text{Al}_3 (\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$	СЭМ
Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$ $\text{Al}_3 (\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$	СЭМ, PCA, М СЭМ, М PCA, М СЭМ, М

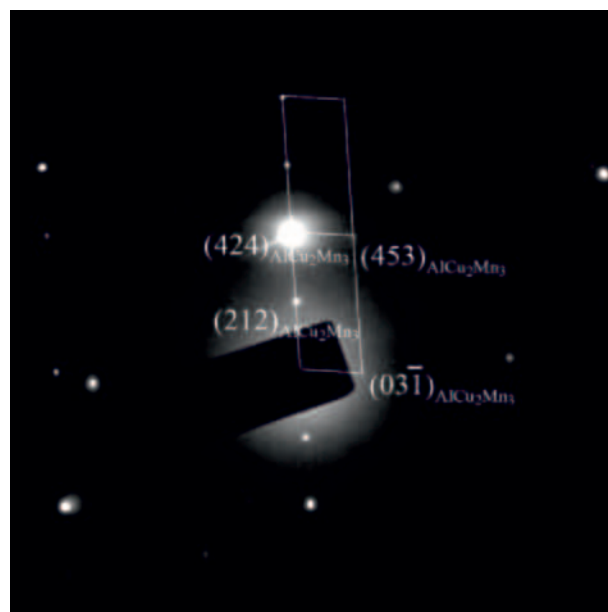
Добавки магния влияют на размер зерна, уменьшая его. Указанное влияние связано со способностью магния снижать межфазное натяжение в жидкой фазе, что способствует увеличению плотности зародышей при кристаллизации. В результате средний размер зерна уменьшается с 3 мм (2Cu2Mn) до 350 мкм (2Cu2Mn1.5Mg), что подтверждает влияние магния на процесс кристаллизации. Как было замечено ранее, малая добавка ПМ (Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf) незначительно влияет на конфигурацию зерен – средний диаметр уменьшился до 239 мкм; форма неправильная, вытянутая. Для состава Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf характерно сохранение дендритной структуры на фоне уменьшения среднего диаметра зерна до 118 мкм. Переход к модифицированной микроструктуре происходит в сплавах с содержанием скандия 0,20–0,25 %, где средний размер зерна составляет 41,8 и 29,7 мкм соответственно.

Введение магния, которое осуществлялось в данной работе, приводит к образованию включений Al_2CuMg и Al_6Mn (состав Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf): растворяясь в твердом растворе, магний вытесняет из него марганец, что провоцирует образование частиц Al_6Mn . Частицы фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ не были обнаружены методом СЭМ, что, вероятно, связано с их малым размером. Для их идентификации был применен ПЭМ-анализ на примере сплава Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 7). Обнаруженные частицы имеют вытянутую осесимметричную форму и длину около 200 нм.

Следует отметить, что в сплавах АЛТЭК фазы, не относящиеся к типу $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, присутствуют в незначительном количестве. Интенсивность дифракционных максимумов фаз Al_2CuMg , Al_6Mn сопоставима с фоном, что указывает на их низкое содержание. Однако совместное использование EDS-анализа и рас-



а



б

Рис. 7. Частица $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$:
фотографии частиц (ПЭМ) (а), электронограмма (ось зоны [7–2–6]) (б)

Fig. 7. $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ particle:
particle image (TEM) (a), electron diffraction pattern (zone axis [7–2–6]) (b)

четов в Thermo-Calc подтвердило наличие фаз Al_2CuMg и Al_6Mn во всех исследуемых сплавах, поэтому они были отмечены на дифрактограммах (рис. 4, 5).

Частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$ не были обнаружены методом рентгеноструктурного анализа, что объясняется крайне малым содержанием скандия, существенно затрудняющим их детекцию и идентификацию.

Выводы

1. Исследовано влияние комплексной добавки ПМ в сплавах $2\text{Cu}2\text{Mn}1.5\text{Mg}$ (Base), $\text{Base}0.15\text{Zr}0.05\text{Sc}0.05\text{Hf}$, $\text{Base}0.1\text{Zr}0.14\text{Sc}0.16\text{Hf}$, $\text{Base}0.1\text{Zr}0.2\text{Sc}0.16\text{Hf}$, $\text{Base}0.1\text{Zr}0.25\text{Sc}0.16\text{Hf}$. Установлено, что при содержании скандия 0,05–0,14 % измельчения зерна не происходит. В сплавах с содержанием скандия 0,20 и 0,25 % формируются равноосные зерна со средним диаметром 41,8 и 29,7 мкм соответственно.

2. Методом СЭМ во всех исследуемых сплавах обнаружены включения фаз Al_6Mn , Al_2CuMg . В сплавах с содержанием скандия 0,20–0,25 % дополнительно обнаружены частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$, которые не были выявлены методом РСА, что объясняется малым содержанием скандия.

Список литературы

1. Sizyakov V., Bazhin V., Vlasov A. Status and prospects for growth of the aluminum industry // *Metallurgist*. – 2010. – Vol. 54. – P. 409–414. – DOI: 10.1007/s11015-010-9316-z.
2. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. – М.: Руда и металлы, 2016. – 256 с. – ISBN 978-5-98191-083-8.
3. Dar S.M., Liao H. Creep behavior of heat resistant Al–Cu–Mn alloys strengthened by fine (θ') and coarse ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) second phase particles // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 763. – P. 138062. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138062.
4. Crystal substructures of the rotation-twinned T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) phase in 2024 aluminum alloy / Z.Q. Feng, Y.Q. Yang, B. Huang, M. Li, Y.X. Chen, J.G. Ru // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 583. – P. 445–451. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.200.
5. Characterization and theoretical calculations of the T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$)/Al interface in 2024 alloys: TEM and DFT studies / X. Li, X. Chen, Y. Feng, B. Chen // *Vacuum*. – 2023. – Vol. 210. – P. 111884. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.111884.
6. Белов Н.А. Обоснование состава и структуры деформируемых сплавов на базе системы Al–Cu–Mn (Zr), не требующих гомогенизации и закалки // *Инновационные технологии, оборудование и мате-*

- риальные заготовки в машиностроении: Международная научно-техническая конференция, Москва, 24–26 мая 2022 г.: сборник трудов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2022. – С. 10–13. – EDN IXHSHM.
7. Structure and strength of Al-Mn-Cu-Zr-Cr-Fe ALTEC alloy after radial-shear rolling / A.N. Petrova, D.Yu. Rasposienko, V.V. Astafyev, A.O. Yakovleva // Letters on Materials. – 2023. – Vol. 13 (2). – P. 177–182. – DOI: 10.22226/2410-3535-2023-2-177-182.
8. Effect of heat treatment and deformation on the grain size and mechanical properties of duralumin-type alloys / I.N. Fridlyander, V.V. Berstenev, E.A. Tkachenko, G.M. Goloviznina, L.V. Latushkina, L.P. Lantsova // Metal Science and Heat Treatment. – 2003. – Vol. 45. – P. 239–245. – DOI: 10.1023/A:1027316015223.
9. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe, Si) wire alloy / N.A. Belov, N.O. Korotkova, T.K. Akopyan, A.M. Pesin // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 782. – P. 735–746. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
10. Плавление и литье алюминиевых сплавов: монография / В.И. Напалков, В.Ф. Фролов, В.Н. Баранов, С.В. Беляев, А.И. Безруких. – Красноярск: СФУ, 2020. – 716 с. – ISBN 978-5-7638-4269-2.
11. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
12. Effect of Sc, Hf, and Yb additions on superplasticity of a fine-grained Al-0.4%Zr alloy / A.V. Nokhrin, M.Yu. Gryaznov, S.V. Shotin, G. Nagicheva, M.K. Chegurov, A.A. Bobrov, V.I. Kopylov, V.N. Chuvildeev // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 133. – DOI: 10.3390/met13010133.
13. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / V.G. Davydov, V.I. Elagin, V.V. Zakharov, D. Rostova // Metal Science and Heat Treatment. – 1996. – Vol. 38. – P. 347–352. – DOI: 10.1007/bf01395323.
14. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевого алюминия сплавах со скандием, легированных гафнием / А.М. Дриц, Е.В. Арышенский, Е.А. Кудрявцев, И.А. Зорин, С.В. Коновалов // Frontier Materials & Technologies. – 2022. – № 4. – С. 38–48. – DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.
15. Влияние гафния на высокомагниевого сплавы, легированные переходными металлами, при термической обработке / И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, Е.А. Кудрявцев, А.М. Дриц, С.В. Коновалов // Frontier Materials & Technologies. – 2024. – № 1. – С. 29–36. – DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-3.
16. Захаров В.В., Филатов Ю.А. Экономнолегированные скандием алюминиевые сплавы // Технология легких сплавов. – 2021. – № 4. – С. 31–37. – DOI: 10.24412/0321-4664-2021-4-31-37.
17. Effect of hafnium on the microstructure formation during high-temperature treatment of high-magnesium aluminum alloys microalloyed with scandium and zirconium / A.A. Ragazin, E.V. Aryshenskii, I.A. Zorin, E.A. Kudryavtsev, A.M. Drits, S.V. Konovalov // Physical Mesomechanics. – 2025. – Vol. 28. – P. 535–546. – DOI: 10.1134/S1029959924601702.
18. Quantitative analysis of the Al–Cu–Mn–Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys / A.R. Toleuova, N.A. Belov, V.V. Chervyakova, A.N. Alabin // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – Vol. 54 (7). – P. 402–406. – DOI: 10.1007/s11041-012-9521-4.
19. Belov N.A., Alabin A.N. Energy efficient technology for Al–Cu–Mn–Zr sheet alloys // Materials Science Forum. – 2013. – Vol. 765. – P. 13–17. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.765.13.
20. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr / N. Belov, A. Alabin, A. Aleshchenko, V. Mann, K. Tsydenov // Metals. – 2019. – Vol. 9 (12). – P. 1246. – DOI: 10.3390/met9121246.
21. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 583. – P. 206–213. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.
22. Малыгин Г.А. Прочность и пластичность нанокристаллических материалов и наноразмерных кристаллов // Успехи физических наук. – 2011. – Т. 181, № 11. – С. 1129–1156. – DOI: 10.3367/UFNr.0181.201111a.1129.
23. Влияние технологических факторов на структуру и свойства Al–Cu–Mg–Si-сплава, полученного селективным лазерным сплавлением / А.Н. Петрова, А.И. Кленов, И.Г. Бродова, Д.Ю. Распосиенко, А.А. Пильщиков, Н.Ю. Орлова // Физика металлов и материаловедение. – 2023. – Т. 124, № 10. – С. 961–970. – DOI: 10.31857/S0015323023600922.
24. Mondal C., Mukhopadhyay A.K. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 391 (1–2). – P. 367–376. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.013.
25. Dendrite morphology evolution of Al₆Mn phase in suction casting Al–Mn alloys / Z. Chen, Z. Li, K. Zhao, H. Zhang, H. Nagaumi // Materials. – 2020. – Vol. 13 (10). – P. 2388. – DOI: 10.3390/ma13102388.

26. 3-D morphology and growth mechanism of primary Al_6Mn intermetallic compound in directionally solidified Al-3at.%Mn alloy / H. Kang, X. Li, Ya. Su, D. Liu, J. Guo, H. Fu // *Intermetallics*. – 2020. – Vol. 23. – P. 32–38. – DOI: 10.1016/j.intermet.2011.12.015.

27. Influence of Al_2Cu morphology on the incipient melting characteristics in B206 Al alloy / A. Lombardi, W. Mu, C. Ravindran, N. Dogan, M. Barati // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 747. – P. 131–139. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.329.

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 Zr, Sc, and Hf additions on the microstructure formation of cast ALTEK alloys

Alina Levagina^{1, a, *}, Evgenii Aryshenskii^{1, b}, Sergey Konovalov^{1, c}, Dmitry Rasposienko^{2, d}

¹ Siberian State Industrial University, 42 Kirova str., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

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

^a <https://orcid.org/0000-0002-7270-6008>, levagina_aa@sibsiu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>, arishenskiy_ev@sibsiu.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>, konovalov@sibsiu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>, dmitrijrasp@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 August 2025

Revised: 16 September 2025

Accepted: 25 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Aluminum alloys

ALTEK

Al-Cu-Mn-Mg

Structure modification

Grain structure

Cast microstructure

X-ray diffraction analysis

Scanning electron microscopy

Funding

The study was funded by the Russian Science Foundation grant No. 24-19-00064, <https://rscf.ru/project/24-19-00064/>.

ABSTRACT

Introduction. Aluminum alloys of the *Al-Cu-Mn* system, alloyed with 23% copper and 1–2% manganese (*ALTEK*), are distinguished by heat resistance and high mechanical properties due to the formation of nano-dispersed particles of the $Al_{20}Cu_2Mn_3$ phase. When exposed to high temperatures (up to 400°C), the particles block the processes of polygonization and recovery, hindering the movement of grain boundaries. A promising direction for improving these alloys is the modification of the cast structure with transition metals (*TMs*). An insufficient content of *TMs* does not provide a modifying effect, while an excessive amount leads to a reduction in strength due to the formation of a large number of coarse intermetallic particles. **The subject** of this work is *ALTEK* alloys alloyed with *Mg*, *Zr*, *Sc*, and *Hf*. **The purpose** of the work is to determine the optimal concentrations of scandium, hafnium, and zirconium required for effective modification of the cast structure of *ALTEK* alloys during complex alloying. The effect of complex additions of transition metals (*Zr*, *Sc*, *Hf*) on the formation of the cast structure of *Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf*, *Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf*, *Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf*, and *Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf* alloys is investigated in comparison to the base alloy. **The research methods** were optical and scanning electron microscopy, and X-ray diffraction analysis. **Results and discussion.** Modification of the grain structure in alloys with a scandium content of less than 0.20% is not observed, and the average grain structure size is 350 μm. The addition of scandium in the amount of 0.20% and 0.25% leads to a decrease in the average grain diameter to 41.8 μm and 29.7 μm, respectively. Scanning electron microscopy showed that particles of the Al_6Mn and Al_2CuMg phases are present in all the alloys studied. Particles of the $Al_3(Sc, Hf, Zr)$ phase are found in the *Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf* and *Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf* compositions. X-ray diffraction analysis revealed the $Al_{20}Cu_2Mn_3$ phase and small amounts of Al_6Mn and Al_2CuMg in the base alloy and in the *Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf* alloy. The structural modification is explained by the precipitation of primary $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ particles. **Application of the results.** The obtained results are promising for the development of new materials for the manufacture of aerospace products. **Conclusions.** The addition of 0.20–0.25% scandium with a zirconium content of 0.1% and hafnium of 0.16% is the most effective.

For citation: Levagina A.A., Aryshenskii E.V., Konovalov S.V., Rasposienko D.Yu. Effect of Zr, Sc, and Hf additions on the microstructure formation of cast ALTEK alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 272–286. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-272-286. (In Russian).

References

1. Sizyakov V., Bazhin V., Vlasov A. Status and prospects for growth of the aluminum industry. *Metallurgist*, 2010, vol. 54, pp. 409–414. DOI: 10.1007/s11015-010-9316-z.
2. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. *Evtecticheskie splavy na osnove alyuminiya: novye sistemy legirovaniya* [Eutectic alloys based on aluminum: new alloying systems]. Moscow, Ruda i metally Publ., 2016. 256 p. ISBN 978-5-98191-083-8.

* Corresponding author

Levagina Alina A., junior researcher
 Siberian State Industrial University,
 42 Kirova str.,
 654007, Novokuznetsk, Russian Federation
 Tel.: +7 900 321-55-05, e-mail: levagina_aa@sibsiu.ru



3. Dar S.M., Liao H. Creep behavior of heat resistant Al–Cu–Mn alloys strengthened by fine (θ') and coarse ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) second phase particles. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 763, p. 138062. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138062.
4. Feng Z.Q., Yang Y.Q., Huang B., Li M., Chen Y.X., Ru J.G. Crystal substructures of the rotation-twinned T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) phase in 2024 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 583, pp. 445–451. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.200.
5. Li X., Chen X., Feng Y., Chen B. Characterization and theoretical calculations of the T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$)/Al interface in 2024 alloys: TEM and DFT studies. *Vacuum*, 2023, vol. 210, pp. 111884. DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.111884.
6. Belov N.A. [Substantiation of the composition and structure of deformable alloys based on the Al–Cu–Mn (Zr) system that do not require homogenization and hardening]. *Innovatsionnye tekhnologii, oborudovanie i material'nye zagotovki v mashinostroenii* [Innovative technologies, equipment and materials for blanking productions in mechanical engineering]. International Conference. Collection of works. Moscow, 2022, pp. 10–13. (In Russian).
7. Petrova A.N., Rasposienko D.Yu., Astafyev V.V., Yakovleva A.O. Structure and strength of Al–Mn–Cu–Zr–Cr–Fe ALTEC alloy after radial-shear rolling. *Letters on Materials*, 2023, vol. 13 (2), pp. 177–182. DOI: 10.22226/2410-3535-2023-2-177-182.
8. Fridlyander I.N., Berstenev V.V., Tkachenko E.A., Goloviznina G.M., Latushkina L.V., Lantsova L.P. Effect of heat treatment and deformation on the grain size and mechanical properties of duralumin-type alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 45, pp. 239–245. DOI: 10.1023/A:1027316015223.
9. Belov N.A., Korotkova N.O., Akopyan T.K., Pesin A.M. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe, Si) wire alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 782, pp. 735–746. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
10. Napalkov V.I., Frolov V.F., Baranov V.N., Belyaev S.V., Bezrukhikh A.I. *Plavlenie i lit'e alyuminievykh splavov* [Melting and casting of aluminum alloys]. Krasnoyarsk, Siberian Federal University Publ., 2020. 716 p. ISBN 978-5-7638-4269-2.
11. Elagin V.I. *Legirovanie deformiruemyykh alyuminievykh splavov perekhodnymi metallami* [Alloying of wrought aluminum alloys with transition metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 248 p.
12. Nokhrin A.V., Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Nagicheva G., Chegurov M.K., Bobrov A.A., Kopylov V.I., Chuvildeev V.N. Effect of Sc, Hf, and Yb additions on superplasticity of a fine-grained Al–0.4%Zr alloy. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 133. DOI: 10.3390/met13010133.
13. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38, pp. 347–352. DOI: 10.1007/bf01395323.
14. Drita A.M., Aryshenskii E.V., Kudryavtsev E.A., Zorin I.A., Konovalov S.V. Issledovanie raspada peresyschennogo tverdogo rastvora v vysokomagnievykh alyuminievykh splavakh so skandiem, legirovannykh gafniem [The study of supersaturated solid solution decomposition in magnesium-rich aluminum alloys with scandium and hafnium additions]. *Frontier Materials & Technologies*, 2011, no. 4, pp. 38–48. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.
15. Zorin I.A., Aryshenskii E.V., Kudryavtsev E.A., Drita A.M., Konovalov S.V. Vliyanie gafniya na vysokomagnievykh splavy, legirovannye perekhodnymi metallami, pri termicheskoi obrabotke [The influence of hafnium on high-magnesium alloys doped with transition metals during heat treatment]. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 1, pp. 29–36. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-3.
16. Zakharov V.V., Filatov Yu.A. Ekonomnolegirovannye skandiem alyuminievykh splavy [Aluminum alloys sparingly alloyed with scandium]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2025, vol. 28, no. 4. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-4-31-37.
17. Ragazin A.A., Aryshenskii E.V., Zorin I.A., Kudryavtsev E.A., Drita A.M., Konovalov S.V. Effect of hafnium on the microstructure formation during high-temperature treatment of high-magnesium aluminum alloys microalloyed with scandium and zirconium. *Physical Mesomechanics*, 2025, vol. 28, pp. 535–546. DOI: 10.1134/S1029959924601702.
18. Toleuova A.R., Belov N.A., Chervyakova V.V., Alabin A.N. Quantitative analysis of the Al–Cu–Mn–Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2012, vol. 54 (7), pp. 402–406. DOI: 10.1007/s11041-012-9521-4.
19. Belov N.A., Alabin A.N. Energy efficient technology for Al–Cu–Mn–Zr sheet alloys. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 765, pp. 13–17. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.765.13.

20. Belov N., Alabin A., Aleshchenko A., Mann V., Tsydenov K. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr. *Metals*, 2019, vol. 9 (12), p. 1246. DOI: 10.3390/met9121246.
21. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 583, pp. 206–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.
22. Malygin G.A. Prochnost' i plastichnost' nanokristallicheskikh materialov i nanorazmernykh kristallov [Strength and plasticity of nanocrystalline materials and nanosized crystals]. *Uspekhi fizicheskikh nauk = Physics-Uspekhi*, 2011, vol. 181, no. 11, pp. 1129–1156. DOI: 10.3367/UFNr.0181.201111a.1129. (In Russian).
23. Petrova A.N., Klenov A.I., Brodova I.G., Rasposienko D.Yu., Pil'shchikov A.A., Orlova N.Yu. Vliyanie tekhnologicheskikh faktorov na strukturu i svoistva Al–Cu–Mg–Si-splava, poluchennogo selektivnym lazernym splavlaniem [Influence of technological factors on the structure and properties of Al–Cu–Mg–Si alloy obtained by selective laser melting]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2023, vol. 124, no. 10, pp. 961–970. DOI: 10.31857/S0015323023600922.
24. Mondal C., Mukhopadhyay A.K. On the nature of $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ and $S(Al_2CuMg)$ phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 391 (1–2), pp. 367–376. DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.013.
25. Chen Z., Li Z., Zhao K., Zhang H., Nagaumi H. Dendrite morphology evolution of Al_6Mn phase in suction casting Al–Mn alloys. *Materials*, 2020, vol. 13 (10), p. 2388. DOI: 10.3390/ma13102388.
26. Kang H., Li X., Su Ya., Liu D., Guo J., Fu H. 3-D morphology and growth mechanism of primary Al_6Mn intermetallic compound in directionally solidified Al-3at.%Mn alloy. *Intermetallics*, 2020, vol. 23, pp. 32–38. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.12.015.
27. Lombardi A., Mu W., Ravindran C., Dogan N., Barati M. Influence of Al_2Cu morphology on the incipient melting characteristics in B206 Al alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 747, pp. 131–139. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.329.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование абразивной износостойкости порошковых проволок при наплавке на высокомарганцовистую сталь Гадфильда

Юлия Карлина^{1, а, *}, Владимир Конюхов^{2, 3, б}, Татьяна Опарина^{2, с}

¹ Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Ярославское шоссе, 26, г. Москва, 129337, Россия

² Иркутский национальный исследовательский технический университет, ул. Лермонтова, 83, г. Иркутск, 664074, Россия

³ Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, 162600, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  jul.karlina@gmail.com; ^б  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  konyukhov_vyu@mail.ru;

^с  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  martusina2@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.762; 621.793.71

История статьи:

Поступила: 14 сентября 2025

Рецензирование: 03 октября 2025

Принята к печати: 28 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Плазменное борирование

Аморфный бор

Бориды железа

Покрyтие

АННОТАЦИЯ

Введение. Аустенитная высокомарганцовистая сталь обычно используется в различных компонентах железнодорожной и горнодобывающей промышленности (например, для плит дробилок), где требуется высокая ударная абразивная стойкость и стойкость к износу скольжения, поскольку эта сталь демонстрирует уникальное сочетание высокой вязкости и высокой способности к упрочнению. Поэтому важно знать поведение износостойких материалов, таких как аустенитная высокомарганцовистая сталь, при ударном истирании и износе скольжения. Однако эта сталь имеет ограничение, заключающееся в том, что она развивает свою высокую способность к упрочнению только при высоких ударных нагрузках и условиях высокого напряжения. В качестве альтернативы используются различные способы упрочнения, наплавки или замена низкоуглеродистыми высоколегированными сталями и высокохромистыми чугунами. **Цель настоящей работы:** провести оценку абразивной износостойкости порошковых проволок при наплавке на высокомарганцовистую сталь Гадфильда. **Методы и материалы исследований.** В работе рассмотрены наплавочные проволоки, где основными легирующими элементами являются хром, ванадий и вольфрам. Химический состав наплавленных образцов был определен с помощью портативного рентгенофлуоресцентного анализатора металлов и сплавов BRUKER S1 TITAN. Твердомер Duramin-40 AC3 (STRUERS APS, Ballerup, Дания) использовался для измерения твердости по Роквеллу. Сталь 110Г13Л показала исходную объемную твердость HRC = 23 ± 3. Образцы для микроструктурного исследования отбирали из литых и наплавленных образцов. Микроструктуры исследовали методом оптической микроскопии после травления в 2,5%-м растворе азотной кислоты, промывки в метаноле и выдержки в 15%-м растворе HCl. Испытания на ударный абразивный износ проводились на машине для испытания на ударный абразивный износ DUCOM TR-56-M3 (Индия). **Результаты и обсуждение.** В результате анализа поперечного сечения образца стали 110Г13Л после испытаний на абразивное изнашивание было обнаружено распространение трещин под поверхностью детали без видимой связи с поверхностью, это говорит о том, что трещины зарождались как на поверхности, так и под поверхностью. Микроструктура наплавленных слоев, богатая мелкодисперсными карбидами бора, диспергированными в мартенситной матрице, в сочетании с пластинчатой фазой боридов молибдена, позволяет предположить, что материал, нанесенный на сталь Гадфильда, может обладать более высокой твердостью и износостойкостью, чем подложка. Проведенные промышленные испытания наплавленных бил показали, что доминирующими механизмами износа являются микропорезы, точечная коррозия и микроразрывы (сколы и микровмятины). По результатам исследований наплавочных материалов можно сделать вывод о том, что проволоки с содержанием хрома в диапазоне 3–6 % обладают характеристиками для применений, требующих высокой абразивной износостойкости, в горнодобывающей промышленности.

Для цитирования: Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Исследование абразивной износостойкости порошковых проволок при наплавке на высокомарганцовистую сталь Гадфильда // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 287–308. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-287-308.

Введение

Угольные мельницы входят в состав тепловых электростанций и служат для подготовки к сжиганию твердого топлива в виде торфа, lignита, каменного угля и антрацита. Угольные мельницы состоят из бил, закрепленных по периметру диска или насаженных на вал, они перемалывают материал в пыль, которая затем вдувается воздухом в камеру сгорания котла.

*Адрес для переписки

Карлина Юлия Игоревна, к.т.н., научный сотрудник
Национальный исследовательский Московский
государственный строительный университет,
Ярославское шоссе, 26,
129337, г. Москва, Россия
Тел.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

Било угольных мельниц изготавливают из износостойкого чугуна или стали Гадфильда [1–3]. В условиях горнодобывающей промышленности материалы из стали Гадфильда часто подвергаются как сильным ударам, так и истиранию, что является весомым стимулом для более глубокого понимания износа, деформации и деформационного упрочнения различных высокомарганцовистых сталей в условиях высоких напряжений.

Деформации и износ, возникающие в дробилках и мельницах для горных пород, можно разделить на две основные категории [4–15]:

1) деформация стальной поверхности под действием высоких напряжений и высокой скорости деформации, подобная ударной деформации, возникающая при ударе породы о поверхность и ее дроблении;

2) абразивное истирание под действием высоких напряжений, вызванное скольжением крупных и дробленых камней по поверхности.

Материалы должны выдерживать повторяющиеся циклы высоких нагрузок, вызывающих царапины, вмятины, удары и минеральное дробление без преждевременного выхода из строя или критического сокращения срока службы. Высокопрочные стали могут обеспечить более длительный срок службы благодаря своей долговечности, чем большинство низкоуглеродистых сталей или конструкций с покрытием в этих условиях. Для этого применяют различные технологии модифицирования, термической обработки и поверхностной наплавки.

Аустенитная высокомарганцовистая сталь Гадфильда (1,2 % углерода и 12 % марганца) занимает особое место среди износостойких высокоуглеродистых марганцевых сплавов [1–7]. Благодаря высокой вязкости и износостойкости сталь Гадфильда широко используется в различных промышленных приложениях (детали камнедробильных механизмов, железнодорожных стрелочных переездов, зубья ковшей экскаваторов, гусеничные траки и др.) [5–10].

В литературе сообщалось [1, 2, 7–18], что аустенитная марганцовистая сталь Гадфильда в литом состоянии содержит карбиды (Fe, Mn) $3C$. Известно, что промышленной практикой является растворение карбидов материала перед использованием, так что карбиды (Fe, Mn) $3C$ переходят в раствор, давая полностью однофазную аустенитную структуру. Традиционная

технология термообработки литых заготовок стали 110Г13Л, задействованная в большинстве металлургических компаний, состоит из отжига стали на твердый раствор при температуре 1050 °С в течение нескольких часов, а затем закаливании в воде.

Из анализа литературы [1, 2, 5–17] видно, что при практическом применении деталей машин и механизмов, изготовленных из высокомарганцовистой стали, существует проблема низкой износостойкости из-за недостаточной способности к упрочнению в «мягких» условиях эксплуатации (небольшие ударные нагрузки или их полное отсутствие) [11, 12]. Учитывая этот недостаток, многие исследователи полагали, что изменение процентного содержания Mn и благоприятная термическая обработка могут улучшить свойства упрочнения в процессе эксплуатации. В работах [13–16] описана сталь со средним содержанием марганца (8–12 масс. %), показавшая низкие значения абразивной износостойкости. Механические свойства и износостойкость могут быть улучшены добавлением легирующих элементов Ti, Cr, Mo и V в сталь для достижения эффектов упрочнения раствором и дисперсионным осаждением [17–22]. Легирование, термическая обработка, упрочнение и износостойкость стали со средним содержанием марганца были систематически изучены в работах [23–27]. Результаты работ показали, что деформационно-индуцированное мартенситное превращение среднемарганцовистой стали имело эффект самоупрочнения при средних или низких приложенных нагрузках, и среднемарганцовистая сталь обладала лучшей износостойкостью, чем высокомарганцовистые, бейнитные и мартенситные стали [23–27].

Было исследовано [23–25] влияние старения на механические свойства и износостойкость стали со средним содержанием марганца, армированной частицами Ti (C, N). Кроме того, было проанализировано влияние морфологии, распределения и количества выделений на микроструктуру и механические свойства, описана взаимосвязь между механическими свойствами и механизмами износа, а также объяснено влияние механизмов упрочнения на деформационное упрочнение.

Легирование стали может существенно влиять на механизмы деформации, способствуя

скольжению, двойникованию или фазовым превращениям аустенита в α' - и (или) ε -мартенсит в зависимости от энергии дефекта упаковки (ЭДУ) сплава [1, 2]. Однако, как считают авторы [6–12], в условиях высоких скоростей деформации, т. е. при скоростях деформации в диапазоне $103...105 \text{ с}^{-1}$, механические свойства и износостойкость сталей с высоким содержанием марганца могут существенно изменяться в процессе эксплуатации, что следует учитывать при проектировании деталей и узлов, используемых, например, в горнодобывающей технике. Добавление карбидообразующих элементов, вероятно, повышает абразивную стойкость высокомарганцовистых сталей, но может также снизить их вязкость из-за выделения зернограницных карбидов. Поэтому целесообразно, по мнению авторов многих работ, продолжить изучение механических свойств и износостойкости высокомарганцовистых сталей для лучшего понимания их эксплуатационных характеристик и дальнейшей разработки [10–24].

В частности, в работах [10–12] показано, что только поверхностный слой глубиной $0,2...0,8 \text{ мм}$ подвергается воздействию агрессивных сред в деталях, эксплуатируемых в условиях износа. В таких случаях, по мнению авторов, нанесение дополнительного упрочняющего покрытия на поверхность деталей из стали 110Г13Л для повышения износостойкости может быть эффективным.

В последние годы для повышения эксплуатационных характеристик всё чаще используются технологии наплавки и аддитивного производства (АП), при которых на поверхность металлических деталей наносится гетерогенный материал. Известны наплавочные композиции Fe-C-Mo-V-B, разработанные специально для быстро изнашиваемых деталей машин и механизмов различного оборудования измельчения руды и рекомендованные производителями благодаря своим превосходным характеристикам по сравнению с композициями Ni-WC и более низкой стоимости в случаях, когда требования к коррозионной стойкости не предъявляются [15–28].

По мнению многих исследователей, высокая износостойкость композиции Fe-C-Mo-V-B обусловлена высокой объемной долей карбидов и боридов в мартенситной матрице, а прочность

и трещиностойкость – тонкой пластинчатой структурой боридов молибдена и сферической морфологией карбидов ванадия [20–29].

Известны составы порошковых проволок для наплавки на основе системы Fe-Cr как отечественных, так и зарубежных производителей, в которые дополнительно введены элементы W, Nb, B, Si и другие для увеличения абразивной стойкости деталей машин и механизмов горного оборудования [10–20]. Систематических работ по анализу износостойкости этих порошковых проволок применительно к горнодобывающему оборудованию практически нет в открытом доступе.

В то же время известно, что износостойкость в условиях абразивного и ударно-абразивного износа зависит от микроструктуры и массовой доли карбидных фаз. Более грубая микроструктура и меньшая массовая доля карбида приводят к большей потере веса [18]. Однако контроль размеров и распределения карбидов стал важной проблемой для наплавочных сплавов Fe-Cr-C из-за хрупкости крупных первичных карбидов хрома. В наплавочной композиции системы Fe-Cr-C в наплавленном слое часто образуются первичные карбиды, что ухудшает непрерывность между самими карбидами и матрицей [19]. Таким образом, износостойкость сплава для наплавки должна зависеть от многих факторов, таких как тип, форма и распределение твердых фаз, а также вязкость и деформационное упрочнение матрицы [9]. По этой причине необходимо исследовать соответствие между карбидом и матрицей, чтобы можно было определить связь между микроструктурой и износом на основе их распределения и морфологии.

Бориды и карбиды являются распространенными твердыми фазами в сплавах для наплавки [20]. Давно известно, что бориды, которые образуются с переходными металлами, обладают высоким потенциалом для экстремальных применений из-за их высокой твердости и превосходной износостойкости, трения и коррозионной стойкости [21]. В некоторых научных работах было установлено, что бор способствует развитию первичных твердых фаз, таких как борид или карбид, и увеличивает объемную долю этих износостойких твердых фаз [20–27]. Исследования различных авторов показали, что бор напрямую влияет не только на образование

карбидов, но и на объемную твердость, а также на износостойкость сплавов [22]. Порошковые проволоки с высоким содержанием борида широко используются для наплавки или твердосплавных покрытий в некоторых промышленных применениях методами напыления или сварки [24].

В настоящее время развивается новое направление «ремануфактуринг» – процесс преобразования отслуживших свой срок и использованных компонентов в пригодные для повторного применения [27–35]. Ремануфактуринг приобретает всё большую значимость как один из важнейших элементов достижения ресурсоэффективности в промышленности и построения экономики замкнутого цикла. Аддитивное производство стало технологией, позволяющей автоматизированно ремонтировать и восстанавливать изношенные изделия, особенно дорогостоящие детали, до состояния новых для следующего жизненного цикла.

В настоящей работе рассмотрены варианты наплавки стали 110Г13Л различными наплавочными проволоками, рекомендуемые производителями этих материалов для повышения абразивной износостойкости. Наплавочные материалы, исследуемые в работе, в основе состоят из композиции Fe-Cr-C, в которую дополнительно введены элементы W, Nb, B, Mo, V, Si для снижения чрезмерного износа била из стали Гадфильда угольной мельницы. В исследовании анализируется химический состав наплавочных композиций, проводятся макро- и микроскопическое исследования структуры, тесты на твердость и износостойкость.

Цель работы: провести оценку абразивной износостойкости порошковых проволок различных производителей при упрочняющей наплавке на высокомарганцовистую сталь Гадфильда применительно к реальной эксплуатации на угольных мельницах для помола угля. Для достижения данной цели в процессе исследования решались следующие **задачи**:

- определение степени перемешивания наплавленного и основного металла;
- проведение металлографических исследований микроструктуры наплавленных образцов;
- проведение исследований по оценке распределения твердости по глубине наплавки образцов;

– проведение исследований экспериментальных образцов порошковых проволок различных производителей на абразивный износ и промышленные испытания наплавленного изделия из стали Гадфильда.

Материалы и методы исследования

Сведения об изделии: било из стали 110Г13Л, изготовленное для мельницы молотковой тангенциальной (рис. 1). Химический состав определялся спектрометрическим методом с использованием спектрометра модели ARL 3460 и представлен в табл. 1.



Рис. 1. Исходная деталь – било для наплавки

Fig. 1. Original beater component for surfacing

Основные легирующие химические элементы в наплавленном слое металла образцов были определены с помощью портативного рентгенофлуоресцентного анализатора металлов и сплавов BRUKER S1 TITAN.

Твердомер Duramin-40 AC3 (STRUERS APS, Ballerup, Дания) использовался для измерения твердости по Роквеллу – для измерения микротвердости при нагрузках от 0,025 до 0,1 кг. Сталь 110Г13Л показала исходную объемную твердость $HRc = 23 \pm 2$.

Образцы для микроструктурного исследования отбирали из литых и наплавленных образцов. Образцы вырезали на проволоочно-вы-

Таблица 1

Table 1

Химический состав била из стали 110Г13Л по ГОСТ 977–88
Chemical composition of the 1.1% C-13% Mn steel beater according to GOST 977–88

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P
—			не более / no more				
0,90...1,50	0,30...1,00	11,50...15,00	1,00	1,00	0,30	0,05	0,120
1,12 (фактический)	0,98	12,34	0,6	0,1	0,2	0,055	0,134

резном станке, чтобы предотвратить наклёп или фазовое превращение под воздействием тепла при механической обработке. После этого их подвергали металлографическим методам обработки: монтажу, рихтовке, шлифованию и полированию. Микроструктуры исследовали методом оптической микроскопии с использованием микроскопа с видеокамерой Neophot-21 (Carl Zeiss, Йена, Германия).

Испытания на ударный абразивный износ проводились на машине для испытания на ударный абразивный износ DUCOM TR-56-M3 (Индия).

Технической документацией, регламентирующей ремонт била из стали 110Г13Л, предписаны следующие условия восстановления изношенной поверхности: использовать электроды для наплавки марки Т-590, Т-620. Количество слоев 1-2, не более. В качестве подслоя использовать электроды УОНИ 13/45.

В исследовании было рассмотрено несколько вариантов наплавочных проволок диаметром 1,2...1,6 мм, представленных на российском рынке:

- 1) ACM 57-OA, страна происхождения РФ;
- 2) TD-600, страна происхождения Италия, производитель ITALFIL;
- 3) TD-RC3, страна происхождения Италия, производитель ITALFIL;
- 4) CARBO AF D600, страна происхождения Германия, производитель CarboWeld;
- 5) K-600HT, KISWEL, страна происхождения Корея;
- 6) K-700HT, KISWEL, страна происхождения Корея;
- 7) OK Tubrodur 58 O/GM, ESAB, производства Польши.

В качестве буферного слоя при наплавке использовалась сварочная проволока Св-08Х18Н10Т (страна происхождения РФ), которая предварительно наплавлялась на поверхность стали 110Г13Л.

Химический состав вышеприведенных марок наплавочных проволок представлен в табл. 2. Ниже приведем данные по режимам наплавки образцов (рис. 2 и табл. 3).

Образец № 1 с наплавкой проволокой ACM 57-OA диаметром 1,6 мм. Согласно табл. 2, в составе проволоки содержание углерода 0,80 %, хрома до 18 %, бора до 2 %, что увеличивает склонность наплавленного металла к образованию трещин. С целью минимизации процесса трещинообразования применяли предварительный подогрев до температуры 180 °С, в дальнейшем регулировали межслоевую температуру в диапазоне 250...270 °С. Контроль температуры осуществляли бесконтактным принометром ADA TemPro 900 A00225. Погрешность измерения ± 15 °С.

Образец № 2 с наплавкой проволокой TD-RC3 диаметром 1,6 мм. Образец № 3 с наплавкой проволокой TD-600 диаметром 1,6 мм. Образец № 4 с наплавкой электродами Т-590 диаметром 4,0 мм.

Образец № 5 с наплавкой проволокой CARBO AF D600 диаметром 1,6 мм. С целью минимизации процесса трещинообразования применяли предварительный подогрев до температуры 180 °С, в дальнейшем регулировали межслоевую температуру в диапазоне 250...270 °С. Контроль температуры осуществляли бесконтактным принометром ADA TemPro 900 A00225. Погрешность измерения ± 15 °С.

Химический состав исследуемых марок наплавочных проволок
Chemical composition of the investigated surfacing wire grades

Химический элемент	Марка проволоки / Wire grade						
	ACM 57-OA	TD-600	TD-RC3	CARBO AF D600	K-700HT	K-600HT	OK Tubrodur 58 O/GM ESAB
C	0,8	0,15	0,37	0,5	0,3	0,25	0,42
Si	1	3	0,4	2,7	2,4	2,18	0,31
Mn	2	0,1	1,1	0,5	0,5	0,36	1,22
Cr	18	9,3	7	9,5	7	6,5	4,89
B	2,6	—	—	—	—	—	—
P	—	< 0,025	< 0,03	—	—	—	—
S	—	< 0,020	< 0,020	—	—	—	—
Cu	—	< 0,25	< 0,25	—	—	—	—
Ni	—	< 0,15	< 0,20	—	—	—	—
V	—	< 0,030	—	—	—	—	—
Al	—	< 0,030	—	—	—	—	0,6
Mo	—	—	2,2	—	—	0,5	1,14
Ti	—	—	0,3	—	—	—	—
W	—	—	—	—	0,7	—	—



Рис. 2. Образцы наплавки проволокой

Fig. 2. Wire surfacing samples

Образец № 6 с наплавкой проволокой K-600HT диаметром 1,6 мм. Образец № 7 с наплавкой проволокой K-700HT диаметром 1,6 мм.

Наплавку осуществляли на оборудовании для MIG/MAG сварки LORCH P5500: сварочный полуавтомат промышленного типа P 5500 Speed XT – компактный аппарат с водяным охлаждением, с подачей проволоки и панелью управления в источнике питания, сварочная горелка SB 550W, охлаждение жидкостное, 550A (CO₂) / 500A (ArCO₂), ПВ100 %, проволока 1,2...1,6 мм, рукоятка – Ergo, евро-разъем.

Результаты исследований

Перед осуществлением наплавки на опытные партии бил был проведён входной контроль изделия после литья:

- изделия пронумерованы и зафиксированы фотографиями (рис. 3–5);
- выполнена зачистка механическим инструментом с трех сторон;
- проведено взвешивание.

В ходе визуального и капиллярного контроля полученных изделий в количестве

Режимы наплавки образцов
Surfacing parameters

Наплавочный материал / Surfacing material	Сила тока, А / Current, A	Напряжение, В / Voltage, V	Скорость подачи проволоки, мм/с / Wire feed speed mm/sec
ACM 57-OA	258	29,5	9,1
TD-RC3	258	23,2	9,6
TD-600	258	27,0	5,5
CARBO AF D600	260	28,5	5,6
K-700HT	260	28,0	5,6
K-600HT	260	28,0	5,6



Рис. 3. Визуальный контроль поверхности бил после зачистки от металлургических шлаков

Fig. 3. Visual inspection of the beater surface after removal of metallurgical slag



Рис. 4. Капиллярный метод контроля

Fig. 4. Penetrant testing

семи штук выявили следующие повреждения (табл. 4).

Проведена операция фрезерования рабочей поверхности бил на глубину 10 мм. Были выявлены протяженные сквозные дефекты на двух билах – № 1, 3. В дальнейшем были выбраны



Рис. 5. Протяженные сквозные дефекты бил № 1, 3 (см. рис. 3)

Fig. 5. Extended through-thickness defects on the beater, numbered 1, 3 (see Fig. 3)

Дефекты визуального и капиллярного контроля
Defects identified by visual and liquid penetrant testing

Номер изделия / Product number	Выявленные дефекты / Identified defects
1	Поры и усадочная раковина в рабочей части изделия / Pores and a shrinkage cavity in the working section of the component
2	Поры и микротрещины на поверхности / Pores and micro-cracks on the surface
3	Поры и трещины, выходящие на поверхность. После снятия слоя 7 мм толщиной была обнаружена усадочная раковина в рабочей части изделия / Pores and cracks extending to the surface. After sectioning 7 mm deep, a shrinkage void was observed in the functional area of the part
4	Поры и микротрещины, выходящие на поверхность / Pores and cracks extending to the surface
5	Поры, выходящие на поверхность / Pores extending to the surface
6	Поры, выходящие на поверхность / Pores extending to the surface
7	Поры, выходящие на поверхность / Pores extending to the surface

новые образцы бил под наплавку, которые успешно прошли визуальный и капиллярный контроль.

Предварительно нами на образцах-свидетелях были проведены исследования для определения микроструктур в наплавленном слое, измерения твердости и испытаний на износостойкость.

Металлографические исследования

На рис. 6 представлена микроструктура литой стали 110Г13, на которой четко видны неметаллические включения и карбиды по границам зерен. Исследование по площади шлифа показало, что наблюдается полностью аустенитная микроструктура с наличием высокой плотности

деформационного скольжения и двойниковых полос внутри зерен, что предполагает интенсивную микроструктуру деформации. Кроме того, в трех сечениях отмечено наличие трещин, распространяющихся по некоторым границам аустенитных зерен. С другой стороны, другие границы зерен остаются целыми.

После наплавки микроструктура в наплавленных слоях показана на рис. 7, 8. Структура наплавленного слоя содержит карбиды бора (рис. 8, а, б) и хрома (рис. 8, в, г).

Химический состав наплавленных слоев, определенный рентгенофлуоресцентным спектрометром Bruker S1 TITAN представлен в табл. 5–10. Видно, что основными легирующими элементами являются хром, молибден, марганец

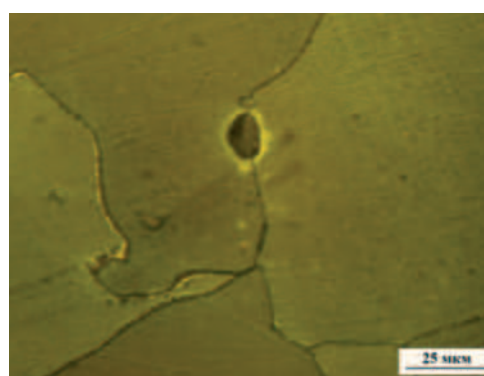
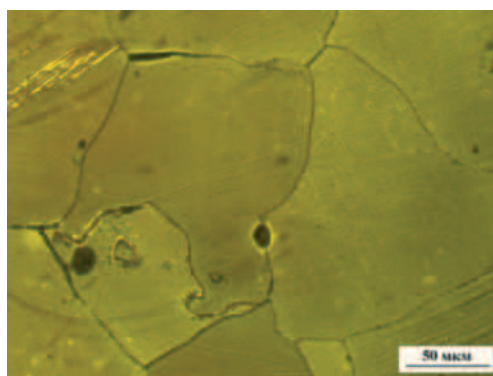


Рис. 6. Карбиды по границам аустенитных зерен и неметаллические включения

Fig. 6. Carbides at austenite grain boundaries and non-metallic inclusions

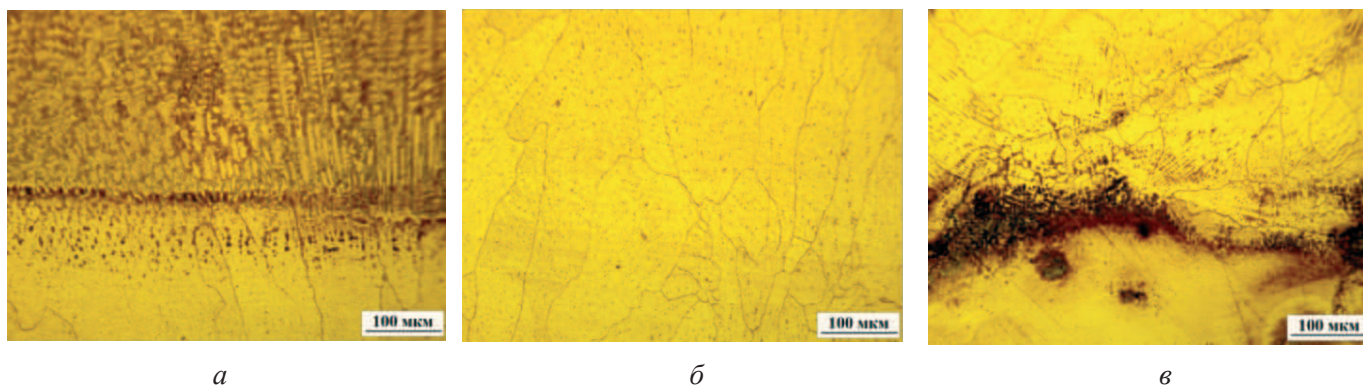
*a**б**в*

Рис. 7. Микроструктура слоя наплавки с буферным слоем:

a – наплавленный слой на границе с буферным слоем; *б* – буферный слой; *в* – переходный слой между буферным и сталью 110Г13Л

Fig. 7. Microstructure of the surfaced layer with a buffer layer:

a – surfaced layer at the boundary with the buffer layer; *б* – buffer layer; *в* – transition layer between the buffer layer and 1.1% C 13% Mn steel

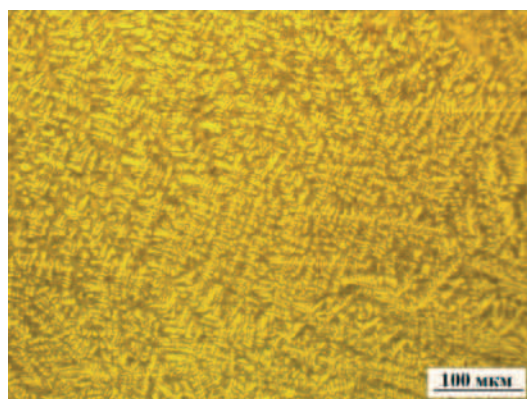
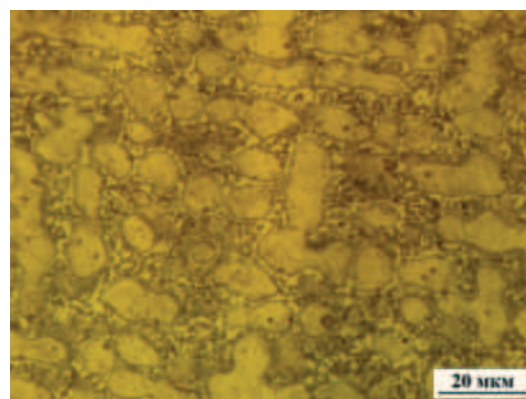
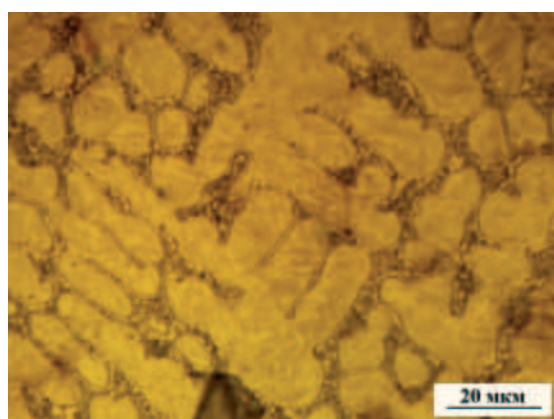
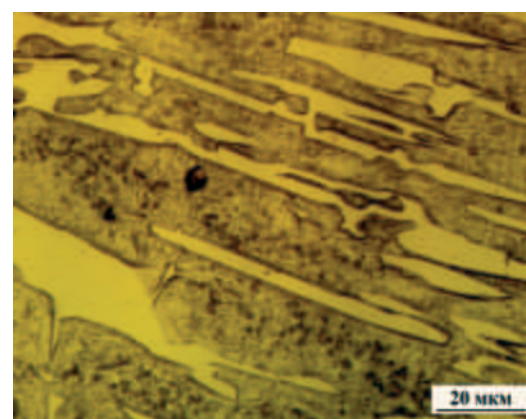
*a**б**в**з*

Рис. 8. Микроструктура наплавленных слоев:

a – наплавленного слоя проволокой ACM 57-OA; *б* – наплавленного слоя проволокой CARBO AF D600; *в* – наплавленного слоя проволокой TD-RC3; *з* – наплавленного слоя проволокой TD-600

Fig. 8. Microstructure of surfaced layers:

a – surfaced layer with ASM 57-OA wire; *б* – surfaced layer with CARBO AF D600 wire; *в* – surfaced layer with TD-RC3 wire; *з* – surfaced layer with TD-600 wire

Таблица 5

Table 5

Химический состав наплавленного слоя T-590, %
Chemical composition of the layer surfaced with T-590 wire, %

Mn	Cr	Si	Cu	Ni	Mo
6,23	4,29	2,0	0,07	0,06	0,02

Таблица 6

Table 6

Химический состав наплавленного слоя проволокой ACM 57-OA
Chemical composition of the layer surfaced with ASM 57-OA wire

Mn	Cr	Si	Ni	B	Cu
6,00	8,32	0,43	0,07	0,16	0,05

Таблица 7

Table 7

Химический состав наплавленного слоя проволокой TD-RC3
Chemical composition of the layer surfaced with TD-RC3 wire

Cr	Mn	Mo	Si	Cu	S	Ni
5,32	2,94	1,61	0,51	0,36	0,24	0,22

Таблица 8

Table 8

Химический состав наплавленного слоя проволокой TD-600
Chemical composition of the layer surfaced with TD-600 wire

Cr	Mn	Si	Cu	Ni	Mo
7,18	2,93	2,36	0,29	0,12	0,02

Таблица 9

Table 9

Химический состав наплавленного слоя проволокой CARBO AF D600
Chemical composition of the layer surfaced with CARBO AF D600 wire

Cr	Mn	Si	Cu	Ni
8,18	0,53	0,36	0,29	0,12

Таблица 10

Table 10

Химический состав наплавленного слоя проволокой K-700HT
Chemical composition of the layer surfaced with K-700NT wire

Mn	Cr	Si	Cu	Ni
4,23	6,29	2,0	0,07	0,06

и ванадий. Заявленный производителями титан в проволоке CARBO AF D600 и вольфрам в K-700HT в наплавленном металле не обнаружен.

Все проволоки демонстрируют основной легирующий элемент хром и отличаются друг от друга только его количеством в наплавленном металле (табл. 5–10). В то же время производитель проволоки ACM 57-OA заявил в сертификате на проволоку содержание хрома 18 %, а фактически в наплавленном металле содержание хрома в 2,2 раза меньше (табл. 6).

Результаты измерения макротвердости на поверхности наплавленных образцов представлены в табл. 11. Было сделано по три измерения в разных местах наплавленной поверхности. Видно, что твердость распределена равномерно по поверхности наплавленного металла.

На рис. 9 в графической форме представлены результаты исследований распределения значений микротвердости наплавленных образцов по глубине наплавки.

Результаты испытания на абразивную стойкость представлены на рис. 10. Изначально можно убедиться, что все наплавочные материалы,

используемые для упрочняющей наплавки, имели меньшую потерю массы во время испытания по сравнению с образцами из стали Гадфильда. По потере массы наименьшие значения имеют проволоки № 7 – K-600NT и № 8 – K-700NT (рис. 10).

Далее партия бил в количестве 12 шт. (рис. 11), наплавленных проволокой K-700NT, были смонтированы на мельницу MMT-1A. На остальные ряды были смонтированы обычные била из стали 110Г13Л (не наплавленные) в количестве 114 шт. (рис. 12). После 466 часов испытаний был проведен осмотр бил (рис. 13). После осмотра испытания были продолжены до полного износа поверхности бил.

Обсуждение результатов

Проведенные исследования показали, что основа наплавленной микроструктуры – мартенсит и карбиды, такие как M₃C, M₇C₃ и M₂₃C₆. В микроструктуре наплавленной проволокой ACM 57-OA (рис. 8, а) видны бориды. Высокое содержание углерода в проволоках ACM 57-OA, TD-RC3, CARBO AF D600

Таблица 11

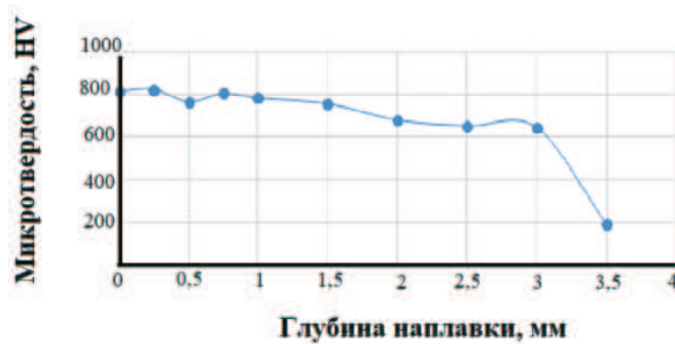
Table 11

Твердость слоя наплавки образцов по Роквеллу, HRC
Rockwell hardness of the surfaced layer of samples, HRC

Наименование образца / Sample name	Твердость 1 / Hardness 1	Твердость 2 / Hardness 2	Твердость 3 / Hardness 3	Среднее значение / Average value
ACM 57-OA	48,5	50	51	49,83
TD-RC3	45,5	46,0	48	46,5
TD-600	50	51	51	50,66
CARBO AF D600	55	54	58	56,5
K-600HT	58	55	59	57,5
K-700HT	61	61,5	61	61
T-590	40	42	44	42



а



б

Рис. 9. Профили микротвердости по глубине наплавки:

а – проволока К-700НТ; б – проволока TD-600

Fig. 9. Microhardness profiles across the surfaced depth:

а – K-700NT wire; б – TD-600 wire

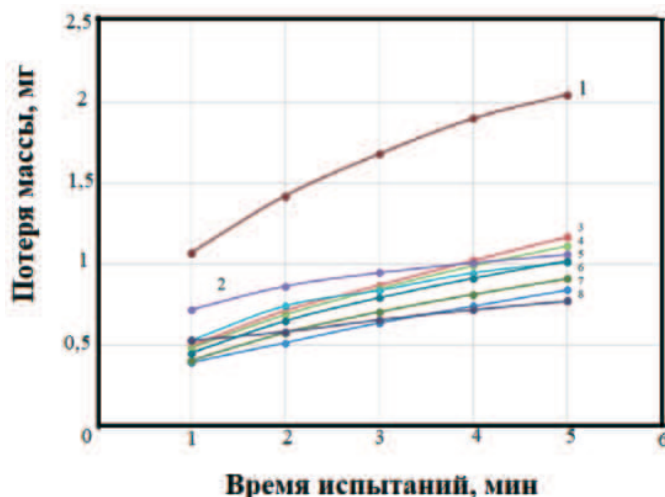


Рис. 10. Результаты испытаний по потере массы наплавочных проволок на абразивный износ:

1 – сталь Гадфильда; 2 – ACM 57-OA; 3 – T-590; 4 – TD-RC3; 5 – CARBO AF D600; 6 – TD-600; 7 – K-600НТ; 8 – K-700НТ

Fig. 10. Abrasive wear test results (mass loss of surfacing wires):

1 – Hadfield steel; 2 – ASM 57-OA; 3 – T-590; 4 – TD-RC3; 5 – CARBO AF D600; 6 – TD-600; 7 – K-600NT; 8 – K-700NT



Рис. 11. Наплавленные била для монтажа на мельницу

Fig. 11. Surfaced beaters for mill mounting

и К-600НТ вызывает формирование мартенсита в качестве основы матрицы с включениями карбидов хрома (рис. 8, з). Мартенситная микроструктура часто выбирается из-за ее превосходной износостойкости к абразивному износу и удовлетворительной ударопрочности.

Анализируя средние значения измерений твердости и микротвердости, выполненных вдоль поперечного сечения наплавленных валиков, можно заметить, что значения твердости были близки к 720...900 НВ, за исключением образца проволоки TD-RC3 с твердостью около



Рис. 12. Размещение бил на мельнице

Fig. 12. Placement of beaters in the mill

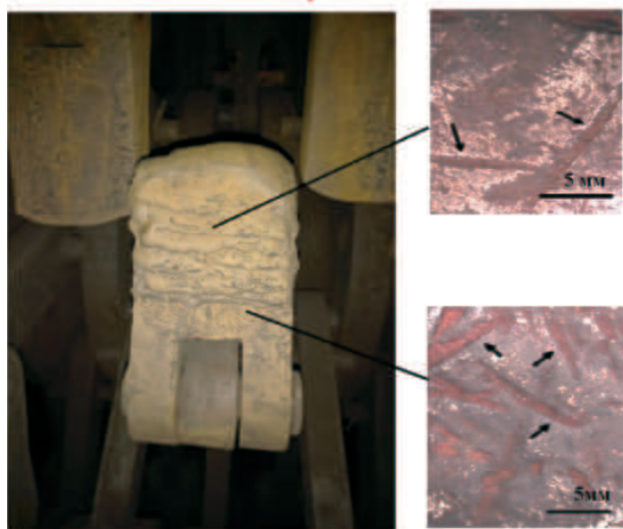


Рис. 13. Осмотр наплавленных бил после 466 часов испытаний

Fig. 13. Inspection of welded beaters after 466 hours of testing

46,5 HRc. Эти значения значительно выше, чем у подложки Гадфильда, которая имела измеренную твердость 258 HV. Профиль микротвердости измеряли по глубине покрытия в образцах

рис. 9. Глубина наплавленных слоев 3...4 мм. Твердость средней области покрытия была измерена со средним значением 750 HV, в то время как твердость верхней части покрытий была измерена с самыми высокими значениями. На рис. 9 показана пиковая микротвердость 900 HV для двух образцов. Более высокая твердость покрытия объясняется образованием большого количества первичных карбидов M_7C_3 и может быть связана с наличием мартенситной фазы. В случае наплавки (рис. 10, б) твердость снижается, что связано с относительно более низкой концентрацией таких элементов, как Cr и C, в наплавленном металле. Таким образом, можно предположить, что тип, размер зерна, форма и распределение карбидов, а также структура матрицы оказывают сильное влияние на твердость наплавленного слоя.

Необходимо отметить, что, независимо от используемых для наплавки наплавочных материалов, тепловые режимы не повлияли на микроструктуру до такой степени, чтобы изменить твердость наплавленных валиков. Кроме того, значение твердости для наплавленных валиков примерно в два раза больше, чем для подложки из стали 110Г13Л, что может указывать на большую стойкость к износу по сравнению с подложкой. Увеличение твердости по отношению к подложке можно объяснить количеством карбидов, распределенных в фазе матрицы [12, 36, 37]. Соотношение объемов карбидов и матрицы играет важную роль в износостойкости. Покрытие с большей объемной долей карбидов обладает

большей износостойкостью, что также коррелирует с большей твёрдостью [20–24, 38–40].

В ходе проведенных нами исследований стандартных бил из стали 110Г13Л и наплавленных различными проволоками (разного химического состава и с высокими значениями твердости) требуются некоторые пояснения к полученным результатам. Известно, что твердость как матрицы, так и карбидной фазы определяет твердость наплавленного слоя в целом. Твердость легированных сталей обычно может служить мерой абразивной износостойкости [24, 41, 42]. Износостойкость обычно увеличивается с увеличением твердости [25]. Авторы [26] сообщили, что износостойкость покрытий «Ni3Al – карбиды M7C3» значительно улучшилась из-за наличия твердых фаз в пластичной матрице.

В нашем случае карбиды располагаются в твердой (мартенситной) матрице. Согласно результатам наших исследований твердости наплавленного слоя и испытаний на абразивный износ, существует связь между твердостью и износостойкостью, поскольку наплавленные образцы с твёрдостью от 500 и 1000 HV оказали на 30–50 % больше сопротивления воздействию абразива, чем образцы из стали 110Г13Л (рис. 10). Поскольку потеря массы во всех наплавленных образцах невелика, важно также учитывать чувствительность теста. Таким образом, можно сказать, что все образцы имеют схожие результаты, как это наблюдалось в других исследованиях [19–24, 43–45]. Карбиды, расположенные над поверхностью матрицы, могут временно защитить ее от дальнейшего износа. Эта защита происходит потому, что выступающие карбиды предотвращают прямой контакт между поверхностью образца и абразивом. Выступающие карбиды могут служить точками закрепления для продуктов износа, способствуя их уплотнению и спеканию и образуя стабильное защитное трибопокрытие [19, 20].

Из анализа поперечного сечения образца стали 110Г13Л после промышленных испытаний на абразивное изнашивание частицами угля было обнаружено распространение трещин под поверхностью детали без видимой связи с поверхностью. Авторы [20] провели система-

тический анализ важности карбидных включений для оценки ударной вязкости трех типов сталей – марганцевой стали (марка В3), стали с высоким содержанием углерода (марка В4) и хромсодержащей стали (марка С), сообщая, что степень охрупчивания в аустенитных марганцевых сталях зависит от степени покрытия границ зерен охрупчивающими фазами. Тонкие карбиды были определены и классифицированы авторами как имеющие толщину менее 0,2 мкм. Толстые карбиды были назначены толщиной около 0,5...1,5 мкм, будучи более опасными для больших толщин наплавки [20].

В настоящем исследовании много трещин было обнаружено в областях с карбидами размером более 0,2 мкм, многие другие распространялись там, где величина карбидных включений была менее 0,2 мкм. Это говорит о том, что в условиях удара и истирания, в которых работает компонент била из стали 110Г13Л, недостаточно иметь карбидные включения размером менее 0,2 мкм, поэтому необходимо предотвращать или устранять выделения карбидов на границе зерен. Этот факт будет стимулировать дальнейшие наши исследования в области термообработки для достижения требований по удару и истиранию компонентов бил угольных мельниц для размола угля.

На рис. 13 показана изношенная поверхность сегмента дробилки в верхней части с использованием стереомикроскопа. Хорошо видны следы деформации при макроскопическом исследовании. Эти следы деформации напоминают следы износа из-за значительных ударов частиц о поверхность. Авторы [22] классифицировали износ, вызванный повторяющимся ударом частиц твердого тела, как ударно-износный. Однако синергетический эффект между ударом и истиранием, называемый в литературе ударно-истирающим, был описан несколькими авторами [12–20]. Явления повреждения изношенных бил при работе на угольных мельницах от комбинированного действия привели нас к выводу, что механизмы ударного повреждения, синергетически взаимодействующие с механизмами истирания, создают результирующие скорости износа, превышающие сумму отдельных компонентов, что согласуется с результа-

тами работ [16–23]. Важно подчеркнуть, что наблюдаемые следы износа (см. рис. 12) превышают измеренный размер зерна материала, это позволяет предположить, что процесс удаления материала происходит в миллиметровом масштабе. Соответственно, учитывая природу данного явления, связанного с измельчением абразивных фрагментов угля и скоростями соударения между двумя металлическими телами, термин «ударно-абразивное воздействие» лучше описывает механизм, рассматриваемый в данном исследовании.

Для сравнения износостойкости наплавочных материалов с различными микроструктурами, в том числе некоторых материалов в различных деформированных состояниях, скорость износа может быть представлена как износ на распыленную энергию при ударах [23]. Следует отметить, что во время удара энергия будет идти и на другие процессы, помимо износа (например, трение). Энергии, в работе [23] рассеиваемые во время удара, рассчитывались индивидуально по высокоскоростным изображениям каждого испытания. Представление скоростей износа на основе рассеиваемой энергии и массы эрозионных частиц, по мнению авторов, может дать более точную оценку результатов испытаний на износ.

В заключение отметим, что промышленные испытания наплавленных бил показали существенное увеличение срока службы бил по сравнению с не наплавленными билами. Оценка абразивной износостойкости исследуемых наплавочных проволок от различных производителей показывает близкие результаты. Все исследованные наплавочные проволоки обладают характеристиками, которые позволяют применять их для упрочняющих покрытий на деталях из стали 110Г13Л в горнодобывающих материалах или других компонентах, требующих высокой износостойкости.

Выводы

1. В наплавленных слоях для всех исследуемых наплавочных проволок в поперечном сечении видно, что разбавление между наплавленным слоем и подложкой незначительно. Более

высокие тепловложения от сварочной дуги, как правило, приводят к образованию более высоких и широких валиков, тогда как более низкие значения тепловложения обычно приводят к отслоению валика. Было отмечено наличие трещин в некоторых образцах, которые останавливались в буферном слое.

2. Микроструктурный анализ показал, что структура, обнаруженная в наплавленном слое, состоит из карбидных включений хрома, железа и бора, расположенных в мартенситной матрице. В процессе наплавки зёрна, расположенные ближе к области, более мелкие, чем зёрна на поверхности, – в данном случае из-за увеличения скорости охлаждения, что подавляет рост зерна.

3. Диапазон значений микротвердости 550...900 HV зафиксирован для всех исследуемых наплавочных проволок, что 2–3 раза выше значений микротвердости стали 110Г13Л (около 250 HV). Высокая твердость обеспечена высоким содержанием карбидов хрома в наплавленном металле.

4. Результаты испытания на абразивную износостойкость показали, что все исследованные образцы имели процентное содержание хрома в наплавленном металле в диапазоне от 4,3 до 8,4 % и показали практически одинаковую износостойкость. Испытания наплавленных бил в условиях реального технологического процесса измельчения угля на тепловой электростанции показали увеличение срока службы на 40–50 % по сравнению с билами из стали 110Г13Л.

Список литературы

1. Tweedale G., Paton W.D.M. Sir Robert Abbott Hadfield F.R.S (1858–1940) and the discovery of manganese steel // Notes and Records of the Royal Society of London. – 1985. – Vol. 40 (1). – P. 63–74.
2. Gauzzi F., Rossi M., Verdini B. Cold-working induced martensitic transformation in 12 percent Mn austenitic steel (Hadfield steel) // Metallurgia Italiana. – 1971. – Vol. 63 (11). – P. 555.
3. Dastur Y.N., Leslie W.C. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel // Metallurgical transactions A. – 1981. – Vol. 12 (5). – P. 749–759. – DOI: 10.1007/BF02648339.

4. *Bhattacharyya S.* A friction and wear study of Hadfield manganese steel // *Wear*. – 1966. – Vol. 9 (6). – P. 451–461. – DOI: 10.1016/0043-1648(66)90136-0.
5. The deformation, strain hardening, and wear behavior of chromium-alloyed Hadfield steel in abrasive and impact conditions / M. Lindroos, M. Apostol, V. Heino, K. Valtonen, A. Laukkanen, K. Holmberg, V.T. Kuokkala // *Tribology Letters*. – 2015. – Vol. 57 (3). – P. 24. – DOI: 10.1007/s11249-015-0477-6.
6. *Тен Э.Б., Базлова Т.А., Лихолобов Е.Ю.* Влияние внепечной обработки на структуру и механические свойства стали 110Г13Л // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 3. – С. 26–28.
7. *Болобов В.И., Бочков В.С., Цинянь С.* Износостойкость стали Гадфильда при больших удельных нагрузках // *Горное оборудование и электромеханика*. – 2012. – № 10. – С. 12–14.
8. Исследование механизмов абразивного и ударно-абразивного изнашивания высокомарганцевой стали / В.М. Колокольников, К.Н. Вдовин, В.П. Чернов, Н.А. Феоктистов, Д.А. Горленко, В.К. Дубровин // *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. – 2017. – № 2. – С. 54–62. – DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-2-54-62.
9. Разработка износостойких деталей из высокомарганцевой модифицированной стали 110Г13Л / Ш.М. Чоршанбиев, К.А. Каримов, Ш.Р. Адилова, Н.Д. Тураходжаев, А. Еркинджонов, М.М. Мирмухамедов, Дж.Х. Шарипов, З.Р. Обидов, Х. Комолов // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. – 2024. – Т. 17 (2). – С. 175–185. – На англ. яз. – EDN ITXLPА.
10. *Болобов В.И., Чупин С.А.* Влияние вида упрочняющей обработки на износостойкость материалов горного оборудования // *Записки Горного института*. – 2015. – Т. 216. – С. 44–48.
11. Износостойкость стали 110Г13Л в различных абразивных средах / В.И. Болобов, А.П. Баталов, В.С. Бочков, С.А. Чупин // *Записки Горного института*. – 2014. – Т. 209. – С. 17–22.
12. Comparative metallographic analysis of the structure of St3 steel after being exposed to different ways of work-hardening / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, M.V. Grechneva, V.V. Kondrat'ev, A.I. Karlina // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012012. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012012.
13. Features of investigation of steels with a metastable austenitic structure / V.G. Teplukhin, A.I. Popov, V.N. Kudryavtsev, D.S. Fomin, M.M. Radkevich // *Advances in Mechanical Engineering: Selected contributions from the conference "Modern engineering: Science and education"*, Saint Petersburg, Russia, June 2022. – Cham: Springer Nature Switzerland, 2023. – P. 164–171. – DOI: 10.1007/978-3-031-30027-1_18.
14. Formation of a dissipative structure of metastable austenite for raising the wear resistance of carbon steels / M.A. Filippov, V.P. Shveikin, V.A. Sharapova, S.M. Nikiforova, M.S. Khadyev // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2023. – Vol. 64 (9). – P. 509–515. – DOI: 10.1007/s11041-023-00854-w.
15. Surface wear in Hadfield steel castings DOPED with nitrided vanadium / K. Vdovin, A. Pesin, N. Feoktistov, D. Gorlenko // *Metals*. – 2018. – Vol. 8 (10). – P. 845. – DOI: 10.3390/met8100845.
16. Description of the complex of technical means of an automated control system for the technological process of thermal vortex enrichment / V.V. Kondrat'ev, V.O. Gorovoy, A.D. Kolosov, R.V. Kononenko, V.Y. Konyukhov // *Journal of Physics Conference Series*. – 2020. – Vol. 1661 (1). – P. 012101. – DOI: 10.1088/1742-6596/1661/1/012101.
17. Operational factors of new flux cored wires of the Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system for surfacing of protective plates of shearer cutting drums / N. Kozyrev, A. Usoltsev, R. Kryukov, A. Gusev, I. Osetkovskiy // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. – 2019. – Vol. 377. – P. 012022. – DOI: 10.1088/1755-1315/377/1/012022.
18. Эксплуатационные показатели новых порошковых проволок системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo / Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков, А.И. Гусев, И.В. Осетковский // *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. – 2019. – Т. 75, № 7. – С. 860–869. – EDN HQDATQ.
19. Наплавка порошковыми проволоками систем C–Si–Mn–Mo–V–B и C–Si–Mn–Cr–Mo–V деталей горнорудного оборудования / А.И. Гусев, Н.В. Кибко, М.В. Попова, Н.А. Козырев, И.В. Осетковский // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. – 2017. – Т. 60, № 4. – С. 318–323. – DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-318-323.
20. *Шляхова Г.В., Данилов В.И.* Исследование влияния электродуговой наплавки на структуру и свойства покрытий // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. – 2024. – Т. 67, № 4. – С. 433–439. – DOI: 10.17073/0368-0797-2024-4-433-439.
21. *Metlitskii V.A.* Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron // *Welding International*. – 2008. – Vol. 22 (11). – P. 796–800. – DOI: 10.1080/09507110802593646.
22. Pulsed TIG cladding of a highly carbon-, chromium-, molybdenum-, niobium-, tungsten- and vanadium-alloyed flux-cored wire electrode on duplex stainless steel X2CrNiMoN 22-5-3 / D. Mutaşcu, O. Karancsi, I. Mite-



lea, C.M. Crăciunescu, D. Buzdugan, I.D. Uțu // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (13). – P. 4557. – DOI: 10.3390/ma16134557.

23. Exploring the trends in flux-cored arc welding: scientometric analysis approach / A. Świerczyńska, B. Varbai, C. Pandey, D. Fydrych // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2024. – Vol. 130 (1). – P. 87–110. – DOI: 10.1007/s00170-023-12682-6.

24. *Golyakevich A.A., Orlov L.N., Maksimov S.Yu.* Peculiarities of welding process using metal cored wire of TMV5-MK grade // *The Paton Welding Journal*. – 2019. – Vol. 6. – P. 50–53. – DOI: 10.15407/tpwj2019.06.10.

25. *Sabzi M., Obeydavi A., Mousavi Anijdan S.H.* The effect of joint shape geometry on the microstructural evolution, fracture toughness, and corrosion behavior of the welded joints of a Hadfield steel // *Mechanics of Advanced Materials and Structures*. – 2019. – Vol. 26 (12). – P. 1053–1063. – DOI: 10.1080/15376494.2018.1430268.

26. *Eremin E.N., Losev A.S.* A flux-core wire for hardfacing sealing surfaces of stop valves // *Welding International*. – 2016. – Vol. 30 (3). – P. 216–219. – DOI: 10.1080/09507116.2015.1044268.

27. *Kanishka K., Acherjee B.* A systematic review of additive manufacturing-based remanufacturing techniques for component repair and restoration // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2023. – Vol. 89. – P. 220–283. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.034.

28. *Lee C.M., Woo W.S., Roh Y.H.* Remanufacturing: Trends and issues // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*. – 2017. – Vol. 4 (1). – P. 113–125. – DOI: 10.1007/s40684-017-0015-0.

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

30. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails / K. Yelemessov, D. Baskanbayeva, N.V. Martyushev, V.Y. Skeebea, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina // *Metals*. – 2023. – Vol. 13 (6). – P. 1043. – DOI: 10.3390/met13061043.

31. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off / M.G. Shtayger, A.E. Balanovskiy, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, A.I. Karlina, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials*

Science and Engineering. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012190. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

32. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc / A.E. Balanovskiy, M.G. Shtayger, A.I. Karlina, S.K. Kargapol'tsev, V.E. Gozbenko, Yu.I. Karlina, A.S. Govorkov, B.O. Kuznetsov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 560 (1). – P. 012138. – DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.

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

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

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

36. *Skeebea V.Yu., Ivancivsky V.V.* Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. – 2018. – Vol. 194 (2). – P. 022037. – DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

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

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

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

40. *Karlina A.I., Karlina Y.I., Gladkikh V.A.* Studying the microstructure, phase composition, and wear resistance of alloyed layers after laser surface

melting of low-carbon steel 20 // Metallurgist. – 2024. – Vol. 68 (5). – P. 757–766. – DOI: 10.1007/s11015-024-01782-7.

41. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting / A.I. Karlina, Y.I. Karlina, V.V. Kondratiev, R.V. Kononenko, A.D. Breki // Crystals. – 2023. – Vol. 13 (12). – P. 1696. – DOI: 10.3390/cryst13121696.

42. Complex metallographic researches of 110G13L steel after heat treatment / A.E. Balanovsky, M.G. Shtayger, V.V. Kondrat'ev, S.A. Nebogin,

A.I. Karlina // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018. – Vol. 411 (1). – P. 012014. – DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012014.

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

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



Study of abrasive wear resistance of flux-cored wires during surfacing on high-manganese Hadfield steel

Yulia Karlina^{1, a, *}, Vladimir Konyukhov^{2, 3, b}, Tatiana Oparina^{2, c}

¹ National Research Moscow State University of Civil Engineering, 26 Yaroslavskoe Shosse, Moscow, 129337, Russian Federation

² Irkutsk National Research Technical University, 83 Lermontova str., Irkutsk, 664074, Russian Federation

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, 162600, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-6519-561X>,  jul.karlina@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-9137-9404>,  konyukhov_vyu@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-9062-6554>,  martusina2@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 September 2025

Revised: 03 October 2025

Accepted: 28 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Plasma boriding

Amorphous boron

Iron borides

Coating

ABSTRACT

Introduction. Austenitic high-manganese steel is commonly used in various railway and mining components, such as crusher plates, where high impact and abrasive resistance and sliding wear resistance are required, as it exhibits a unique combination of high toughness and high work-hardening ability. Therefore, it is important to understand the behavior of wear-resistant materials such as austenitic high-manganese steel under impact and sliding wear. However, this steel has a limitation: it develops its high work-hardening ability only under high impact loads and high-stress conditions. Alternatively, various hardening methods, surfacing, or replacement with low-carbon, high-alloy steels and high-chromium cast irons are used. **The purpose** of this study is to evaluate the abrasive wear resistance of flux-cored wires during surfacing on high-manganese *Hadfield* steel. **Methods and materials.** This study examines surfacing wires whose main alloying elements are chromium, vanadium, and tungsten. The chemical composition of the surfaced samples was determined using a *BRUKER SI TITAN* portable X-ray fluorescence analyzer for metals and alloys. A *Duramin-40 AC3* hardness tester (*STRUERS APS*, Ballerup, Denmark) was used to measure Rockwell hardness. *1.1% C-13% Mn* steel demonstrated an initial bulk hardness of $HRC = 23 \pm 3$. Specimens for microstructural study were selected from cast and surfaced samples. The microstructures were examined by optical microscopy after etching in 2.5% nitric acid solutions, rinsing in methanol, and immersion in 15% *HCl* solution. Impact abrasive wear tests were conducted on a *DUCOM (TR-56-M3)* impact abrasive wear testing machine (made in India). **Results and discussion.** An analysis of a cross-section of a *1.1% C-13% Mn* steel specimen after abrasive wear testing revealed crack propagation beneath the surface of the part, with no visible connection to the surface, indicating that cracks initiated both at and below the surface. The microstructure of the surfaced layers, rich in finely dispersed boron carbides dispersed in the martensitic matrix, combined with a lamellar molybdenum boride phase, suggests that the material surfaced on *Hadfield* steel may possess higher hardness and wear resistance than the base material. Industrial tests of surfaced beaters revealed that the dominant wear mechanisms are micro-cutting, pitting, and micro-fracture (chipping and micro-indentation). Based on the results of the studies of surfacing materials, it can be concluded that wires with chromium content in the range of 3–6% have the characteristics for applications requiring high abrasive wear resistance in the mining industry.

For citation: Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Study of abrasive wear resistance of flux-cored wires during surfacing on high-manganese Hadfield steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 287–308. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-287-308. (In Russian).

References

1. Tweedale G., Paton W.D.M. Sir Robert Abbott Hadfield F.R.S (1858–1940) and the discovery of manganese steel. *Notes and Records of the Royal Society of London*, 1985, vol. 40 (1), pp. 63–74.
2. Gauzzi F., Rossi M., Verdini B. Cold-working induced martensitic transformation in 12 percent Mn austenitic steel (Hadfield steel). *Metallurgia Italiana*, 1971, vol. 63 (11), p. 555.

* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
National Research Moscow State Construction University,
26 Yaroslavskoe shosse,
129337, Moscow, Russian Federation
Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

3. Dastur Y.N., Leslie W.C. Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions A*, 1981, vol. 12 (5), pp. 749–759. DOI: 10.1007/BF02648339.
4. Bhattacharyya S. A friction and wear study of Hadfield manganese steel. *Wear*, 1966, vol. 9 (6), pp. 451–461. DOI: 10.1016/0043-1648(66)90136-0.
5. Lindroos M., Apostol M., Heino V., Valtonen K., Laukkanen A., Holmberg K., Kuokkala V.T. The deformation, strain hardening, and wear behavior of chromium-alloyed Hadfield steel in abrasive and impact conditions. *Tribology Letters*, 2015, vol. 57 (3), p. 24. DOI: 10.1007/s11249-015-0477-6.
6. Ten E.B., Bazlova T.A., Likhobolov E.Yu. Vliyanie vnepechnoi obrabotki na strukturu i mekhanicheskie svoystva stali 110G13L [Effect of out-of-furnace treatment on the structure and mechanical properties of steel 110G13L]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2015, no. 3, pp. 26–28. (In Russian).
7. Bolobov V.I., Bochkov V.S., Qinyan X. Iznosostoykost' stali Gadfil'da pri bol'shikh udel'nykh nagruzkakh [The influence of high specific loads to wear resistance of Hadfield steel]. *Gornoe oborudovanie i elektromekhanika = Mining Equipment and Electromechanics*, 2012, no. 10, pp. 12–14.
8. Kolokoltsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A., Dubrovin V.K. Issledovanie mekhanizmov abrazivnogo i udarno-abrazivnogo iznashivaniya vysokomargantsevoi stali [Study of abrasive and impact and abrasive wear mechanisms of high manganese steel]. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova = Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2017, no. 2, pp. 54–62. DOI: 10.18503/1995-2732-2017-15-2-54-62.
9. Chorshanbiev Sh.M., Karimov K.A., Adilova Sh.R., Turakhodjaev N.J., Erkinjonov A., Mirmuhamedov M.M., Sharipov J.H., Obidov Z.R., Komolov Kh. Development of wear-resistant parts of high-manganese modified 110G13L brand steel. *Zhurnal Sibirskogo federal'nogo universiteta. Tekhnika i tekhnologii = Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies*, 2024, vol. 17 (2), pp. 175–185.
10. Bolobov V.I., Chupin S.A. Vliyanie vida uprochnyayushchei obrabotki na iznosostoykost' materialov gornogo oborudovaniya [Influence of the type of hardening treatment on the wear resistance of mining equipment materials]. *Zapiski Gornogo instituta = Journal of the Mining institute*, 2015, vol. 216, pp. 44–48.
11. Bolobov V.I., Batalov A.P., Bochkov V.S., Chupin S.A. Iznosostoykost' stali 110G13L v razlichnykh abrazivnykh sredakh [Wear resistance of 110G13L steel in various abrasive environments]. *Zapiski Gornogo instituta = Journal of the Mining institute*, 2014, vol. 209, pp. 17–22.
12. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Grechneva M.V., Kondrat'ev V.V., Karlina A.I. Comparative metallographic analysis of the structure of St3 steel after being exposed to different ways of work-hardening. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012012. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012012.
13. Teplukhin V.G., Popov A.I., Kudryavtsev V.N., Fomin D.S., Radkevich M.M. Features of investigation of steels with a metastable austenitic structure. *Advances in Mechanical Engineering: Selected contributions from the conference "Modern engineering: Science and education"*, Saint Petersburg, Russia, June 2022. Cham, Springer Nature Switzerland, 2023, pp. 164–171. DOI: 10.1007/978-3-031-30027-1_18.
14. Filippov M.A., Shveikin V.P., Sharapova V.A., Nikiforova S.M., Khadyev M.S. Formation of a dissipative structure of metastable austenite for raising the wear resistance of carbon steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 2023, vol. 64 (9), pp. 509–515. DOI: 10.1007/s11041-023-00854-w.
15. Vdovin K., Pesin A., Feoktistov N., Gorlenko D. Surface wear in Hadfield steel castings DOPED with nitrided vanadium. *Metals*, 2018, vol. 8 (10), p. 845. DOI: 10.3390/met8100845.
16. Kondrat'ev V.V., Gorovoy V.O., Kolosov A.D., Kononenko R.V., Konyukhov V.Y. Description of the complex of technical means of an automated control system for the technological process of thermal vortex enrichment. *Journal of Physics Conference Series*, 2020, vol. 1661 (1), p. 012101. DOI: 10.1088/1742-6596/1661/1/012101.
17. Kozyrev N., Usoltsev A., Kryukov R., Gusev A., Osetkovskiy I. Operational factors of new flux cored wires of the Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system for surfacing of protective plates of shearer cutting drums. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2019, vol. 377, p. 012022. DOI: 10.1088/1755-1315/377/1/012022.
18. Kozyrev N., Usoltsev A., Kryukov R., Gusev A., Osetkovskii I. Ekspluatatsionnye pokazateli novykh poroshkovykh provolok sistemy Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo [Operation indices of the new cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo system]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoi i ekonomicheskoi informatsii = Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*, 2019, vol. 75, no. 7, pp. 860–869.
19. Gusev A.I., Kibko N.V., Popova M.V., Kozyrev N.A., Osetkovskii I.V. Naplavka poroshkovymi provolokami sistem C–Si–Mn–Mo–V–V i C–Si–Mn–Cr–Mo–V detalei gornorudnogo oborudovaniya [Surfacing of details of mining equipment by powder wires of C–Si–Mn–Mo–V–B and C–Si–Mn–Cr–Mo–V systems]. *Izvestiya vysshikh*

uchebnykh zavedenii. *Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2017, vol. 60, no. 4, pp. 318–323. DOI: 10.17073/0368-0797-2017-4-318-323.

20. Shlyakhova G.V., Danilov V.I. Issledovanie vliyaniya elektrodugovoi naplavki na strukturu i svoistva pokrytii [Effect of electric arc surfacing on the structure and properties of coatings]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya Metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2024, vol. 67, no. 4, pp. 433–439. DOI: 10.17073/0368-0797-2024-4-433-439.

21. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*, 2008, vol. 22 (11), pp. 796–800. DOI: 10.1080/09507110802593646.

22. Mutaşcu D., Karancı O., Mitelea I., Crăciunescu C.M., Buzdugan D., Uțu I.D. Pulsed TIG cladding of a highly carbon-, chromium-, molybdenum-, niobium-, tungsten- and vanadium-alloyed flux-cored wire electrode on duplex stainless steel X2CrNiMoN 22-5-3. *Materials*, 2023, vol. 16 (13), p. 4557. DOI: 10.3390/ma16134557.

23. Świerczyńska A., Varbai V., Pandey Ch., Fydrych D. Exploring the trends in flux-cored arc welding: scientometric analysis approach. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 130 (1), pp. 87–110. DOI: 10.1007/s00170-023-12682-6.

24. Golyakevich A.A., Orlov L.N., Maksimov S.Yu. Peculiarities of welding process using metal cored wire of TMV5-MK grade. *The Paton Welding Journal*, 2019, vol. 6, pp. 50–53. DOI: 10.15407/tpwj2019.06.10.

25. Sabzi M., Obeydavi A., Mousavi Anijdan S.H. The effect of joint shape geometry on the microstructural evolution, fracture toughness, and corrosion behavior of the welded joints of a Hadfield steel. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 2018, vol. 26 (12), pp. 1053–1063. DOI: 10.1080/15376494.2018.1430268.

26. Eremin E.N., Losev A.S. A flux-core wire for hardfacing sealing surfaces of stop valves. *Welding International*, 2016, vol. 30 (3), pp. 216–219. DOI: 10.1080/09507116.2015.1044268.

27. Kanishka K., Acherjee B. A systematic review of additive manufacturing-based remanufacturing techniques for component repair and restoration. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 89, pp. 220–283. DOI: 10.1016/j.jmapro.2023.01.034.

28. Lee C.M., Woo W.S., Roh Y.H. Remanufacturing: Trends and issues. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 2017, vol. 4 (1), pp. 113–125. DOI: 10.1007/s40684-017-0015-0.

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

30. Yelemessov K., Baskanbayeva D., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Gozbenko V.E., Karlina A.I. Change in the properties of rail steels during operation and reutilization of rails. *Metals*, 2023, vol. 13 (6), p. 1043. DOI: 10.3390/met13061043.

31. Shtayger M.G., Balanovskiy A.E., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina A.I., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Investigation of macro and micro structures of compounds of high-strength rails implemented by contact butt welding using burning-off. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012190. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012190.

32. Balanovskiy A.E., Shtayger M.G., Karlina A.I., Kargapoltsev S.K., Gozbenko V.E., Karlina Yu.I., Govorkov A.S., Kuznetsov B.O. Surface hardening of structural steel by cathode spot of welding arc. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 560 (1), p. 012138. DOI: 10.1088/1757-899X/560/1/012138.

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

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

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

36. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V. Reliability of quality forecast for hybrid metal-working machinery. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2018, vol. 194 (2), p. 022037. DOI: 10.1088/1755-1315/194/2/022037.

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

38. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Yu., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
39. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Huy V. Van, Karlina A.I. Plasma-arc surface modification of metals in a liquid medium. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012013. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012013.
40. Karlina A.I., Karlina Y.I., Gladkikh V.A. Studying the microstructure, phase composition, and wear resistance of alloyed layers after laser surface melting of low-carbon steel 20. *Metallurgist*, 2024, vol. 68 (5), pp. 757–766. DOI: 10.1007/s11015-024-01782-7.
41. Karlina A.I., Karlina Y.I., Kondratiev V.V., Kononenko R.V., Breki A.D. Study of wear of an alloyed layer with chromium carbide particles after plasma melting. *Crystals*, 2023, vol. 13 (12), p. 1696. DOI: 10.3390/cryst13121696.
42. Balanovsky A.E., Shtayger M.G., Kondrat'ev V.V., Nebogin S.A., Karlina A.I. Complex metallographic researches of 110G13L steel after heat treatment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 411 (1), p. 012014. DOI: 10.1088/1757-899X/411/1/012014.
43. Karlina A.I., Balanovskiy A.E., Kondratiev V.V., Romanova V.V., Batukhtin A.G., Karlina Y.I. An investigation into the behavior of cathode and anode spots in a welding discharge. *Applied Sciences Switzerland*, 2024, vol. 14 (21), p. 9774. DOI: 10.3390/app14219774.

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



Разработка методики оценки склонности к образованию наростов на печных роликах

Кирилл Берсенева^{1,а,*}, Михаил Пузанов^{2,б}, Алексей Чернов^{1,с}, Юрий Коробов^{1,д},
 Лариса Каренина^{2,е}, Юлия Худорожкова^{3,ф}, Алексей Макаров^{1,г},
 Денис Давыдов^{1,и}, Галия Кинжебаева^{1,и}

¹ Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

² Группа НЛМК, ВИЗ-Сталь, ул. Кирова, 28, г. Екатеринбург 620108, Россия

³ Институт машиноведения им. Э. С. Горкунова УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

^а  <https://orcid.org/0009-0004-5505-3000>,  bersenev@imp.uran.ru; ^б  <https://orcid.org/0009-0009-9457-4008>,  puzanov_mp@nlmk.com;
^с  <https://orcid.org/0009-0006-3478-6277>,  chernov_aa@imp.uran.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>,  yukorobov@imp.uran.ru;
^е  <https://orcid.org/0009-0001-5439-2711>,  karenina_ls@nlmk.com; ^ф  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>,  khjv@mail.ru;
^г  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  avm@imp.uran.ru; ^и  <https://orcid.org/0000-0003-1381-0929>,  davidov@imp.uran.ru;
^и  <https://orcid.org/0009-0004-1243-6765>,  galikinz@outlook.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793

История статьи:

Поступила: 16 июля 2025

Рецензирование: 02 сентября 2025

Принята к печати: 15 ноября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Испытание на образование

наростов

Ролик печной

Морфология

Химический и фазовый составы

Покрытие

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН. Исследование выполнено с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Благодарности

Авторы признательны Кочугову С.П., ООО «НПП «ТСП», за подготовку образцов.

АННОТАЦИЯ

Введение. В процессе рекристаллизационного отжига при производстве холоднокатаной электротехнической и автомобильной стали на поверхности печных роликов образуются наросты. Они являются причиной повреждений поверхностного слоя обрабатываемой стальной ленты в виде вмятин. **Предметом исследований** была оценка этого дефекта. **Методы.** Разработана лабораторная методика оценки склонности к образованию наростов на печных роликах. Она имитирует контактное взаимодействие между печным роликом и прокатываемой лентой в реальных условиях рекристаллизационного отжига, включая приложенное давление в зоне контакта, температуру в диапазоне 700...900 °С, состав атмосферы в печи (H₂-N₂) и уровень влажности, возникающей вследствие наличия кислорода, адсорбированного на стальной ленте. Для оценки достоверности методики было проведено сравнение наростов с поверхности ролика после эксплуатации и наростов, образовавшихся в лабораторных условиях в зоне контакта стальных образцов из материалов ролика и ленты. Для анализа были использованы результаты, полученные с применением оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии. **Результаты и обсуждение.** Исследование показало, что разработанный метод приводит к образованию на поверхности пластин наростов, имеющих морфологию, химический и фазовый составы, аналогичные наблюдаемым на печных роликах. Сравнительная оценка склонности к образованию наростов на типовом материале печного ролика, стали ЭИ 283, и на покрытии NiCrAlY, полученном плазменным напылением, показала, что в первом случае темп образования наростов выше на порядок. Подтвержденная достоверность лабораторной методики позволяет использовать ее в оценке эффективности мер против образования наростов на печных роликах в условиях длительного высокотемпературного контакта.

Для цитирования: Разработка методики оценки склонности к образованию наростов на печных роликах / К.А. Берсенева, М.П. Пузанов, А.А. Чернов, Ю.С. Коробов, Л.С. Каренина, Ю.В. Худорожкова, А.В. Макаров, Д.И. Давыдов, Г.М. Кинжебаева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 309–324. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-309-324.

Введение

Для получения нужных эксплуатационных свойств стальной ленты в производстве электротехнической (трансформаторной) [1, 2] и автомобильной стали [3, 4] толщиной 0,3...1,0 мм после холодной прокатки производят рекри-

*Адрес для переписки

Берсенева Кирилл Александрович, аспирант, м.н.с.

Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН,

ул. С. Ковалевской, 18,

620108, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: +7 982 326-70-30, e-mail: bersenev@imp.uran.ru

сталлизационный отжиг в печи при температуре 700...900 °С в восстановительных средах. При этом на поверхности печных роликов, по которым транспортируется лента, происходит образование наростов, а при последующем контакте стальной ленты с печным роликом эти наросты вызывают повреждения ее поверхностного слоя – образуются вмятины или частицы наростов переносятся на поверхность ленты в виде надавов. На ленте электротехнической стали также снижаются магнитные свойства листа из-за нарушения текстуры деформации (Госса) [1].

Вид дефектов в виде наростов на печных роликах и надавов на обрабатываемой ленте

показан на рис. 1. Наросты на печных роликах при транспортировке автомобильного листа (рис. 1, а [5]) и электротехнической стали (рис. 1, б, данные авторов) немного различаются по виду вследствие различий в химическом составе металла и условиях нагружения. Указанные наросты при контакте ролика с лентой вызывают образование на поверхности последней вмятин и надавов (рис. 1 [1]) из-за переноса частиц наростов. Результаты микрорентгеноспектрального анализа надавов на стальной ленте свидетельствуют о том, что их химический состав идентичен составу наростов на печных роликах [1].

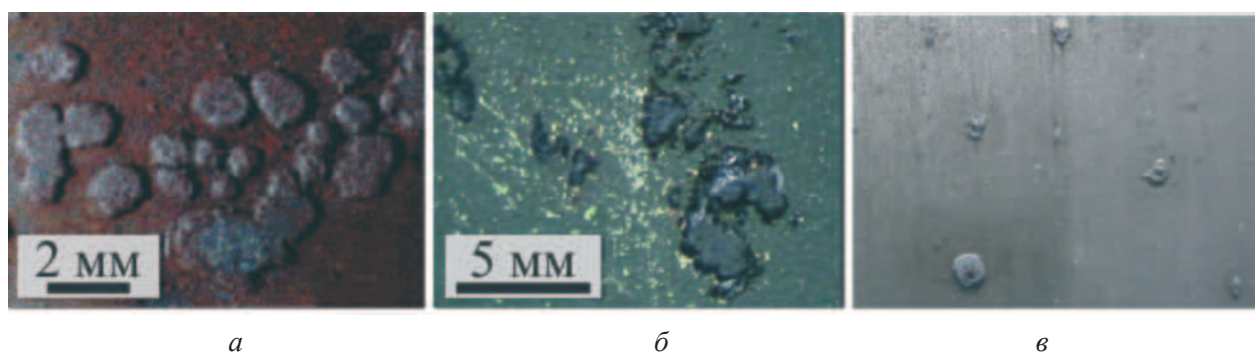


Рис. 1. Дефекты при рекристаллизационном отжиге, пояснения в тексте

Fig. 1. Defects resulting from recrystallization annealing (see explanations in the text)

Образование наростов на бочке печного ролика, контактирующей с полосой, происходит следующим образом. При нагреве до 500 °С в азотноводородных средах полосы из кремнистых сталей ее поверхность окисляется вследствие более высоких значений сродства к кислороду у кремния, железа и других легирующих элементов в сравнении с водородом. При окислении на поверхности полосы образуются оксиды железа, кремния и алюминия, которые формируют тонкую пленку на металле. Различное сродство к кислороду способствует различию в составе оксидной пленки по высоте. В начальном ее слое присутствуют преимущественно оксиды на основе кремния и марганца, а в верхних слоях увеличивается количество оксидов железа [6].

С ростом температуры сродство к кислороду у водорода и углерода растет, и после 650 °С отмечается процесс одновременного восстановления оксидов железа непосредственно из оксидной пленки (водородом) и под ней (диффундирующим углеродом на границе раздела

«металл – оксиды»). При этом ослабляется связь оксидной пленки с поверхностью отжигаемой полосы.

Доминирующую роль в отслоении оксидной пленки с поверхности стали играет кремний, поскольку образующийся фаялит (Fe_2SiO_4) образует эвтектику с вюститом (Fe_{1-x}O), плавящуюся при температуре всего 1177 °С. Оксиды Mn образуют твердые растворы смешения с основными компонентами окалина (вюстит, фаялит). Al вызывает образование тройной эвтектики $\text{FeAl}_2\text{O}_4\text{-Fe}_2\text{SiO}_4\text{-Fe}_{1-x}\text{O}$, у которой температура плавления еще ниже (1148 °С). В отслоившейся окалине могут присутствовать оксиды хрома, при этом кремний и хром не образуют смешанных оксидов, а располагаются рядом друг с другом [2].

После отслоения отдельные микрочастицы восстановленного железа вдавливаются в поверхность ролика. Процесс идет с нарастанием, и на бочке ролика из этих микрочастиц образуются наросты, высота которых достигает

2...3 мм. Типичный химический состав наростов (масс. %): 94,8–95,3 % Fe; 2,0–3,2 % Si; 0,3–0,4 % Mn; 0–0,3 % Al; структура не имеет признаков зеренного строения и близка к восстановленному железу с остатками закиси железа [1].

Линия непрерывного отжига работает при повышенных температурах, однако на поверхности стальных полос присутствует влага. Ее источниками могут быть загрязнения и вода, сконденсированная на металле до входа в печь отжига. Они образуют оксидные пленки на поверхностях. Источником влаги также могут быть газы, формирующие атмосферу печи (H_2 , N_2), при снижении их температуры ниже точки росы, когда влага из атмосферы конденсируется и образует капли или оксидные пленки на поверхностях. При заданном содержании водорода парциальное давление в атмосфере паров воды в соответствии со следующим уравнением [7]:

$$\lg P_{H_2O} = 9,8T_{DP} / (273,8 + T_{DP}) - 2,22,$$

где P_{H_2O} – парциальное давление водяных паров; T_{DP} – температура точки росы.

В свою очередь, термодинамическая стабильность оксидов, образующих наросты, является функцией парциального давления кислорода в атмосфере печи. Окислительный потенциал (P_{H_2O}/P_{H_2}) атмосферы печи представляет собой один из основных технологических параметров рекристаллизационного отжига.

Типичная температура точки росы составляет $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ (380 ppm H_2O , или $P_{O_2} = 3,16 \cdot 10^{-22}$ атм) для промышленно используемой атмосферы отжига. Снижение точки росы до $-58\text{ }^{\circ}\text{C}$ (14 ppm H_2O , или $P_{O_2} = 7,6 \cdot 10^{-25}$ атм) понижает движущую силу окисления в соответствии с диаграммой Ричардсона – Эллингема – Джефффаза [8]. Хотя условия отжига являются восстановительными для железа, но в зависимости от окислительного потенциала атмосферы может происходить селективное окисление легирующих элементов с высоким сродством к кислороду (Si, Mn и др.). Исследования различных классов сталей показало, что рост влажности поступающего газа, т. е. рост окислительного потенциала атмосферы печи отжига, ведет к увеличению величины оксидной пленки на поверхности

металла и к изменению ее структуры [3, 9, 10–12]. Таким образом, изменение влажности меняет темп увеличения размера наростов вследствие изменения окислительного потенциала в рабочей среде. В атмосфере печи содержание H_2O и H_2 контролируют стандартными печными устройствами, например термогигрометром, который определяет температуру и точку росы [13].

Помимо химических процессов на образование наростов на печном валке и вмятин на стальной полосе влияют также механические напряжения. Давление полосы на валок невелико и определяется массой полосы между двумя валками, расположенными последовательно в вертикальной плоскости агрегата вертикального отжига. Оценка показывает, что в случае полосы толщиной 0,7 мм и шириной 1000 мм при вертикальном расстоянии между осями последовательных роликов, равном 8000 мм, ее масса между роликами составит около 40 кг. При этих параметрах максимальное давление в зоне контакта между гладкой поверхностью валка и полосой при диаметре валка 600 мм составит 0,5 МПа, но на участках точечных контактов по наростам давление увеличивается на порядок и более. Кроме того, несоответствие линейных скоростей полосы и точек на поверхности роликов ускоряет рост наростов [14]. Однако в процессе производства несоответствие скоростей можно контролировать и поддерживать на уровне 0,3 %, при этом наросты на ролике образуются после нескольких месяцев непрерывной работы. Это дало основание заключить, что роль реакций между элементами значительно выше в сравнении с несоответствием линейных скоростей ролика и ленты [10].

Для снижения склонности к образованию наростов применяются различные методы: изменение химического состава стальной полосы и печного ролика [15], нанесение защитных покрытий [5, 14, 16], установка промежуточных углеродных втулок [13, 17]. Определение эффективности методов требует разработки способа оценки стойкости против образования наростов на поверхности металлических материалов.

Наиболее достоверная оценка, по результатам натурных испытаний роликов, отличается крайне высокими длительностью и затратами на проведение эксперимента, поскольку межремонтный цикл работы печи отжига составляет 4–9 месяцев [1].

Для снижения длительности испытаний был предложен способ оценки стойкости против образования наростов, в котором сэндвич-блок, скрепленный из двух металлических пластин и размещенной между ними стальной полосы, размещается в лабораторной печи при 800...950 °С с азотно-водородной атмосферой, в частности, состава (97 % N_2 + 3 % H_2). После этого воздействия на поверхности стальной полосы образуются наросты по описанному выше механизму. Материал металлической пластины выполняет роль ролика в печи отжига, а стальная полоса является аналогом прокатываемой ленты. После выдержки блока в лабораторной печи продолжительностью до 200 часов оценивают стойкость пластин против образования наростов по их количеству на единицу площади [6]. Хотя данный способ позволяет формировать наросты, но в нем не учитывается влажность атмосферы печи, а также нет возможности оценить такое изменение, что снижает достоверность результатов.

Целью исследования была разработка методики оценки склонности металлических поверхностей к образованию наростов при контакте в условиях повышенных температур в атмосфере H_2 - N_2 и влажности.

Методика исследований

Описание методики оценки формирования наростов

Для оценки стойкости печных роликов к типичным эксплуатационным дефектам, вызванным образованием наростов, использована разработанная методика, которая заключается в нагреве принудительно сжатого сэндвич-блока «пластина 1 – полоса 2 – пластина 1» (рис. 2). Блок подвергается одновременному воздействию дав-

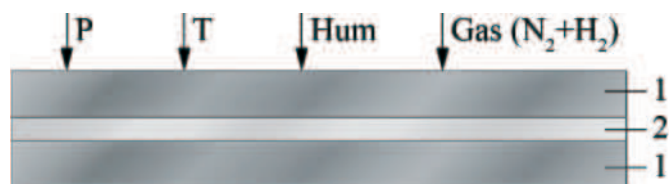


Рис. 2. Схема методики оценки стойкости печных роликов против образования наростов, пояснения в тексте

Fig. 2. Scheme of the method for assessing the resistance of furnace rolls to pickup formation (see explanations in the text)

ления (P), температуры (T), влажности окружающей среды (Hum) и газовой среды (H_2 - N_2). Материал пластин 1 – сталь ЭИ283, ГОСТ 5632–2014, применяемая для печного ролика; полоса 2 изготовлена из электротехнической стали Fe-3%Si, ГОСТ 21427.1–83, аналогичной прокатываемой ленте. Химический состав сталей представлен в табл. 1.

Таблица 1

Table 1

Стандартный химический состав сталей ЭИ283 и Fe-3%Si, масс. %

Standard chemical composition of steels EI283 and Fe-3 Si, wt. %

Элемент / Element	Сталь ЭИ283 / Steel EI283	Сталь Fe-3%Si / Steel Fe-3%Si
C	0,003...0,04	0,003...0,04
P	< 0,03	< 0,03
S	< 0,03	≤ 0,03
Si	2,9...3,5	2,9...3,5
Cr	22...25	≤ 0,3
Ni	17...20	≤ 0,3
Mn	< 2	–
Al	–	0,004...0,03
Cu	–	0,01...0,6
N	–	0,001...0,013
Ti	–	≤ 0,006
Fe	Осн.	Осн.

На рис. 3, а представлена схема лабораторной установки для формирования наростов. Сэндвич-блок состоит из двух металлических пластин 50×20×4 мм (1) и стальной полосы 50×20×0,7 мм (2), размещенной между ними. Блок установлен в кварцевой трубке (3), рабочей частью вставленной в муфельную печь (4) СУОЛ-0.4.4/12-M2-У4.2 (AB Umega, Литва), где поддерживается температура на уровне температуры отжига 850 ± 1 °С. При этом возможно достигать температуры до 1250 ± 1 °С. Кварцевая трубка герметично соединена с вакуумным насосом (5) для предварительной откачки воздуха из трубки и смесителем (6) для подачи из баллонов газовой смеси состава (95...97 N_2 +

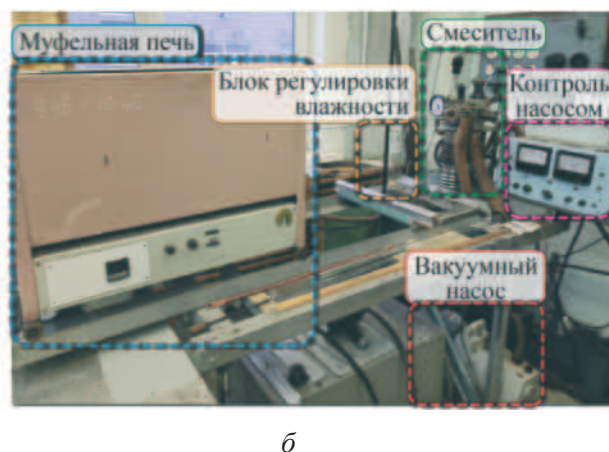
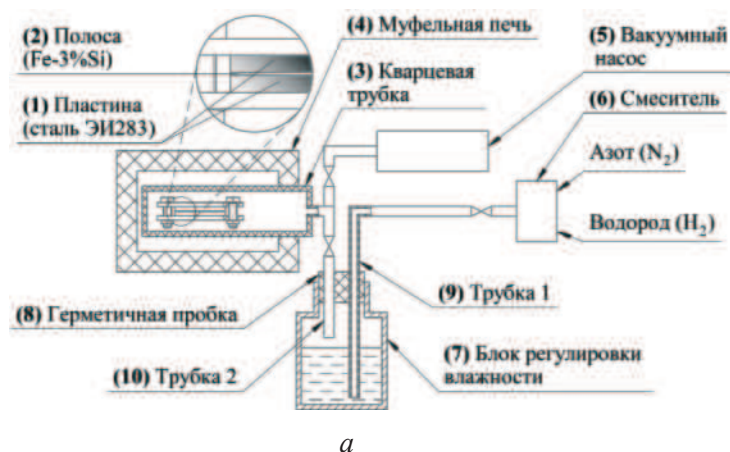


Рис. 3. Установка для оценки образования наростов:

a – схема; *б* – вид; пояснения в тексте

Fig. 3. Installation for assessing the pickup formation:

a – diagram; *б* – view (see explanations in the text)

+ 3...5 H₂), масс. %. Блок (7) отвечает за регулирование влажности поступающего газа. Это достигается путем пропускания газовой смеси через трубки (9) и (10), интегрированные в линию подачи газовой смеси. Трубки соединены с колбой с дистиллированной водой, которая герметично закрыта пробкой (8). Газовая смесь поступает в воду через трубку (9) и выходит через трубку (10) перед тем, как попасть в газовую линию, ведущую к кварцевой трубке (3). Поток газа в системе регулируется клапанами. Влажность паров газовой смеси измеряется на входе в трубку (10) с помощью гигрометра и коррелирует с точкой росы окружающей атмосферы. Эта корреляция позволяет сопоставить содержание водяного пара в объеме кварцевой трубки (3) с влажностью окружающей атмосферы. Управление температурой окружающей среды позволяет регулировать уровень влажности внутри кварцевой трубки. Такая регулировка условий испытаний дает возможность оценить влияние влажности на скорость окисления поверхности полосы. Поверхность полосы служит аналогом ленты в диапазоне фактической влажности в высокотемпературной зоне выдержки печи отжига.

Реализованная установка для оценки образования наростов (рис. 3, *б*) включает в себя следующие части: нагревательную (муфельную) печь, в которую вставлена кварцевая трубка с образцами; смеситель для подачи газовой смеси из баллонов; вакуумный насос для откачки воздуха из рабочей зоны (в кварцевой трубке) перед по-

дачей газовой смеси; блок управления вакуумным насосом с манометром; блок регулировки влажности входящего газа. Продолжительность непрерывных испытаний составила 96 часов, что примерно в 40 раз меньше, чем в натуральных условиях.

Методика исследования наростов

В ходе лабораторного эксперимента была получена серия наростов, которые затем сравнивали с наростами, образовавшимися на печном ролике в ходе натурных испытаний. Микроструктуру и распределение химических элементов на исследуемых поверхностях анализировали методом растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе EVO 40 (Carl Zeiss, Германия) с ускоряющим напряжением 20 кВ на V-образном вольфрамовом катоде и на микроскопе TESCAN VEGA II XMU (Tescan, Brno-Kohoutovice, Чешская Республика) с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450 (Oxford Instruments, Великобритания). Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре Shimadzu XRD 7000 Maxima (Shimadzu Corporation, Япония) в сочетании с графитовым монохроматором в излучении CuK α . Спектр дифракции регистрировался в угловом диапазоне $2\Theta = 10...80^\circ$ с шагом сканирования $\Delta\Theta = 0,02^\circ$ и накоплением импульсов в течение 2 секунд. Для полнопрофильного анализа использовали базу данных PDF-4.

Результаты и их обсуждение

Наросты на печном ролике

На рис. 4, а изображена поверхность печного ролика с образовавшимися наростами после шести месяцев непрерывной работы. На рис. 5 и в табл. 2 представлена микроструктура поверх-

ности отдельного нароста и химический состав в виде спектров из исследованных областей А и Б, показанных на рис. 4, б–г. Размеры наростов, показанных на рис. 4, б, в среднем составляют 11×4 мм.

В химическом составе поверхности нароста (табл. 2) присутствуют металлы Cr, Al, Fe, Mn,

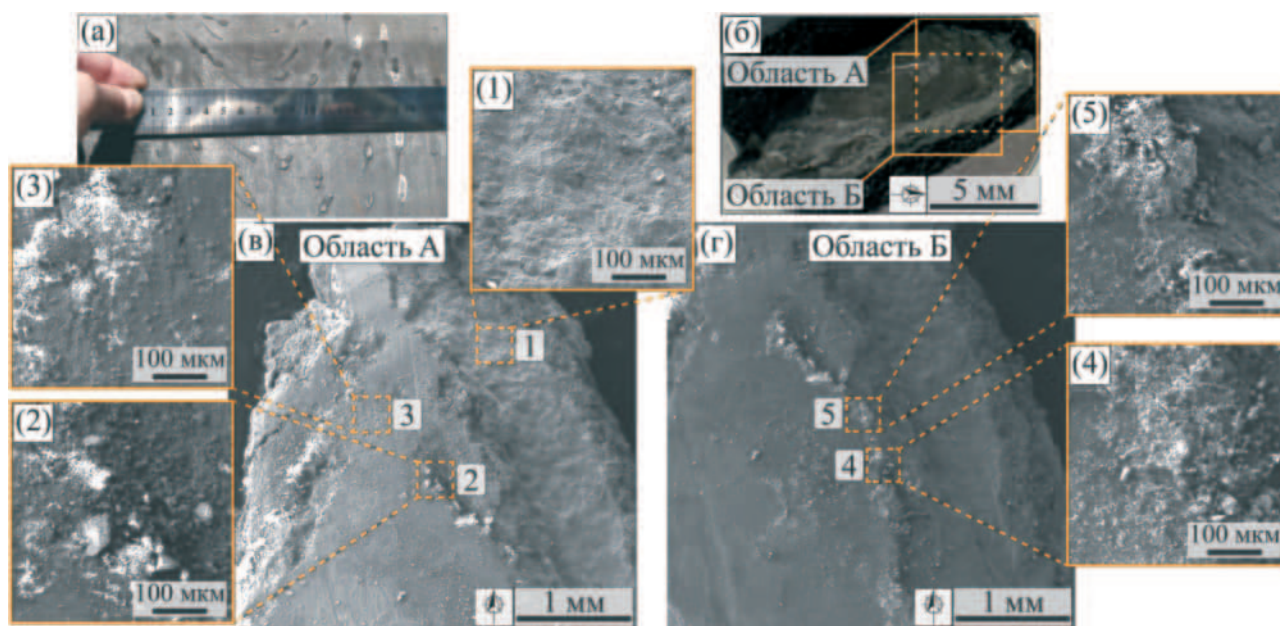


Рис. 4. Фотографии наростов на поверхности печного ролика (а) и одиночного нароста (б) с детализацией его участков (в, г); СЭМ-изображения зон А (1–3) и Б (4, 5)

Fig. 4. Photographs of pickups on the surface of the furnace roll (a) and a single pickup (б) with details of its sections (в, г); SEM images of zones “A” (1–3) and “B” (4, 5)

Таблица 2

Table 2

Химический состав поверхности наростов, участки 1–5 на рис. 4, в, г, масс. %

Chemical composition of the pickup surface, sections 1–5 in Fig. 4, в, г, wt. %

Спектр / Spectrum	O ($\delta < 1,24$ %)	Al	Cr	Ni	Fe	Mn	Si
1	22,66	0,27	–	–	74,61	2,23	0,24
2	20,62	1,46	1,4	–	71,84	1,79	2,89
3	24,73	1,8	2,44	0,17	64,47	2,54	3,84
4	21,07	1,68	1,46	0,17	70,5	2,42	2,71
5	22,36	1,44	1,03	0,14	70,19	2,01	2,82

Примечание. Точность микроспектрального анализа на данном приборе составляет ± 5 % от значения величины. Для соответствия суммарного содержания элементов 100 процентам приведены значения с большей точностью, что обусловлено алгоритмами, заложенными в программном обеспечении прибора.

Note. The accuracy of micro-elemental analysis with this instrument is $\pm 5\%$ of the measured value. To ensure the total elemental content sums to 100%, values are presented with higher precision, which is due to the algorithms embedded in the instrument's software.

Ni и Si, диффундирующие как из ленты, так и из ролика. Большое количество кислорода (20–25 масс. %) свидетельствует о наличии оксидов.

Рентгенофазовый анализ был проведен на образце, изображенном на рис. 4, б. Погрешность определения составляет 2 %, что объясняется погрешностью измерения интенсивности наложенных дифракционных линий. Данные представлены на рис. 5 и в табл. 3.

Большее количество Fe и меньшее количество других элементов, которые были выявлены с помощью рентгеноструктурного анализа в сравнении с химическим анализом, может быть связано с частичным растворением этих элементов в железе, в то время как положение пиков железа на дифрактограмме остается неизменным.

Лабораторно сформированные наросты

Анализ поверхности нароста

Визуальный осмотр образцов (рис. 6, а, б) показал, что наросты на пластине и надавы на полосе имели форму, сопоставимую с обра-

зованиями на реальном печном ролике и ленте трансформаторной стали, показанными на рис. 1. По краям пластины, где была приложена наименьшая сила прессования, наблюдаются темные области, соответствующие цвету металла, а вокруг наростов и надавов наблюдаются более светлые области.

Микроструктура поверхности образовавшихся наростов в зонах А и Б представлена на рис. 6, в, г. Соответствующий химический состав областей, согласно СЭМ-анализу, приведен в табл. 4. Эти области были детализированы на рисунке как «зона А» (участки 1, 2 на рис. 6, в) и «зона Б» (участки 3–10 на рис. 6, д), а также участок 11 на границе «нарост – зона без наростов» и участок 12, в котором наростов визуально не отмечено, рис. 6, г.

Содержание кислорода и металлов в поверхностном слое нароста на пластине (табл. 4) аналогично значениям, полученным для поверхности наростов на ролике по данным авторов (табл. 2). Наблюдаемое изменение количественного содер-

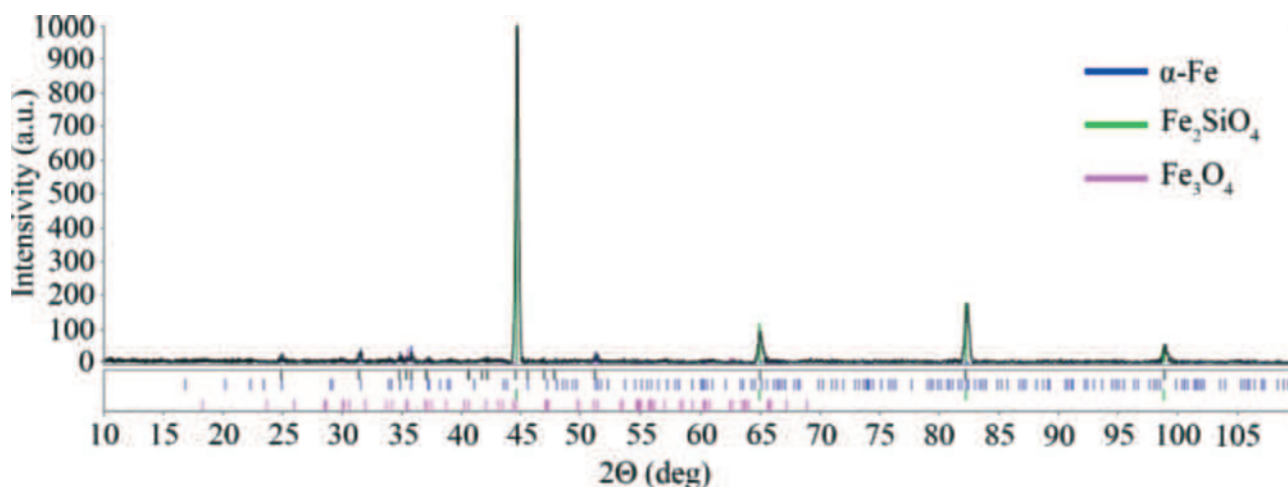


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы нароста, снятого с ролика

Fig. 5. X-ray diffraction patterns of the pickup removed from the roll

Таблица 3

Table 3

Фазовый состав нароста, снятого с ролика, ат. %

Phase composition of the pickup removed from the roll, at. %

Фаза / Phase	PDF-4	ат. % / at. %
α -Fe (железо) / α -Fe (iron)	01-080-3816	89
Fe_2SiO_4 (фаялит) / Fe_2SiO_4 (fayalite)	01-079-1208	5
Fe_3O_4 (магнетит) / Fe_3O_4 (magnetite)	01-084-9337	4

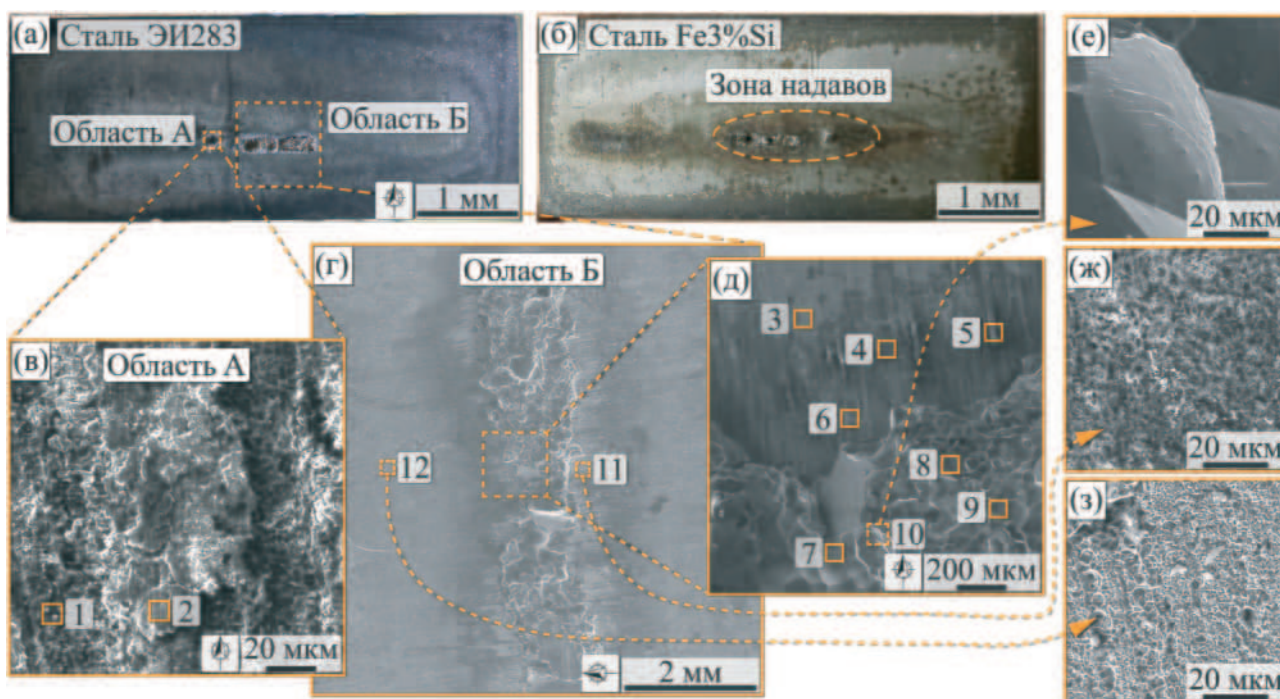


Рис. 6. Вид пластин с наростами (а) и полосы из трансформаторной стали (б) после испытаний по разработанной методике, 96 часов; изображения поверхности наростов зон А (в) и Б (з-з)

Fig. 6. View of plates with pickups (a) and strips of transformer steel (б) after testing according to the developed method, 96 hours; images of the surface of the pickups in zones “A” (в) and “B” (з-з)

Таблица 4

Table 4

Химический состав участков поверхности пластины согласно рис. 6, а, масс. %

Chemical composition of the plate surface areas according to Fig. 6, a, wt. %

Спектр / Spectrum	O	Al	Cr	Ni	Fe	Mn	Si
1	3,25	—	4,26	—	87,78	0,96	3,76
2	24,74	0,24	31,3	1,39	25,01	10,72	6,61
3	25,99	0,12	47,69	0,89	6,73	18,27	0,31
4	19,23	0,48	27,95	3,44	30,26	16,22	2,43
5	30,32	0,46	21,89	—	2,47	35,3	9,55
6	5,52	1,51	2,85	1,44	82,66	0,47	5,55
7	7,83	—	—	—	89,2	0,55	2,43
8	2,01	—	—	—	94,22	0,4	3,38
9	1,01	—	—	—	97,46	0,44	1,1
10	0,74	0,08	0,06	0,05	95,37	0,43	3,26
11	23,38	—	43,49	0,69	6,29	25,32	0,83
12	2,67	1,69	3,45	1,5	86,36	1,2	3,14

жания железа (в диапазоне 2,47–97,46 %) может быть связано с вырывом внутреннего объема материала из полосы из-за сильного диффузионного схватывания. Высокое содержание кислорода

(до 30,32 масс. %) в химическом составе нароста (табл. 4) свидетельствует о наличии на его поверхности оксидов металлов, в основном Fe (82–98 масс. % в спектрах 1, 6–10, 12). Наличие

Al (до 1,69 масс. %), Ni (до 3,44 масс. %), Mn (до 35,3 масс. %) и Si (0,31–9,55 масс. %) свидетельствует о присутствии оксидов соответствующих элементов. Повышенную концентрацию Mn можно объяснить его высоким сродством к кислороду и переносом соответствующих атомов из материала печного валка на его поверхность в зоне контакта с трансформаторной сталью. При отжиге высокопрочных марганцовистых сталей присутствие оксидов Mn в наростах выражено сильнее в сравнении с электротехнической сталью, представленной в настоящем исследовании [6, 13]. В остальном данные сторонних исследователей по химическому составу наростов на роликах при отжиге аналогичны.

Анализ поперечного сечения нароста

Для нароста в зоне Б (рис. 6, а), был выполнен анализ поперечного сечения, общий вид которого представлен на рис. 7, а. СЭМ и элементное картирование были проведены для характер-

ных участков границы раздела «нарост – металл пластины»: в середине нароста (рис. 7, б, в) и на его крае (рис. 7, г–е). Химический состав поперечного сечения нароста на пластине, представленный после обработки спектров, приведен в табл. 5 для участков, расположенных в наросте (1), на границе раздела (2, 3) и в приповерхностном слое пластины (4).

Как видно из табл. 5, содержание кислорода на несколько порядков выше его предела растворимости в железе [18], поэтому он представлен в виде оксидов. При этом в сечении его меньше в 20–100 раз, чем на поверхности (табл. 4), что качественно подтверждается картированием характерных участков нароста (рис. 7).

Полученные данные аналогичны результатам химического анализа (табл. 2) и рентгенофазового анализа (рис. 5) поверхности нароста, снятого с ролика, а также данным сторонних исследований по содержанию элементов в объеме нароста при рекристаллизационном отжиге стали [1–3,

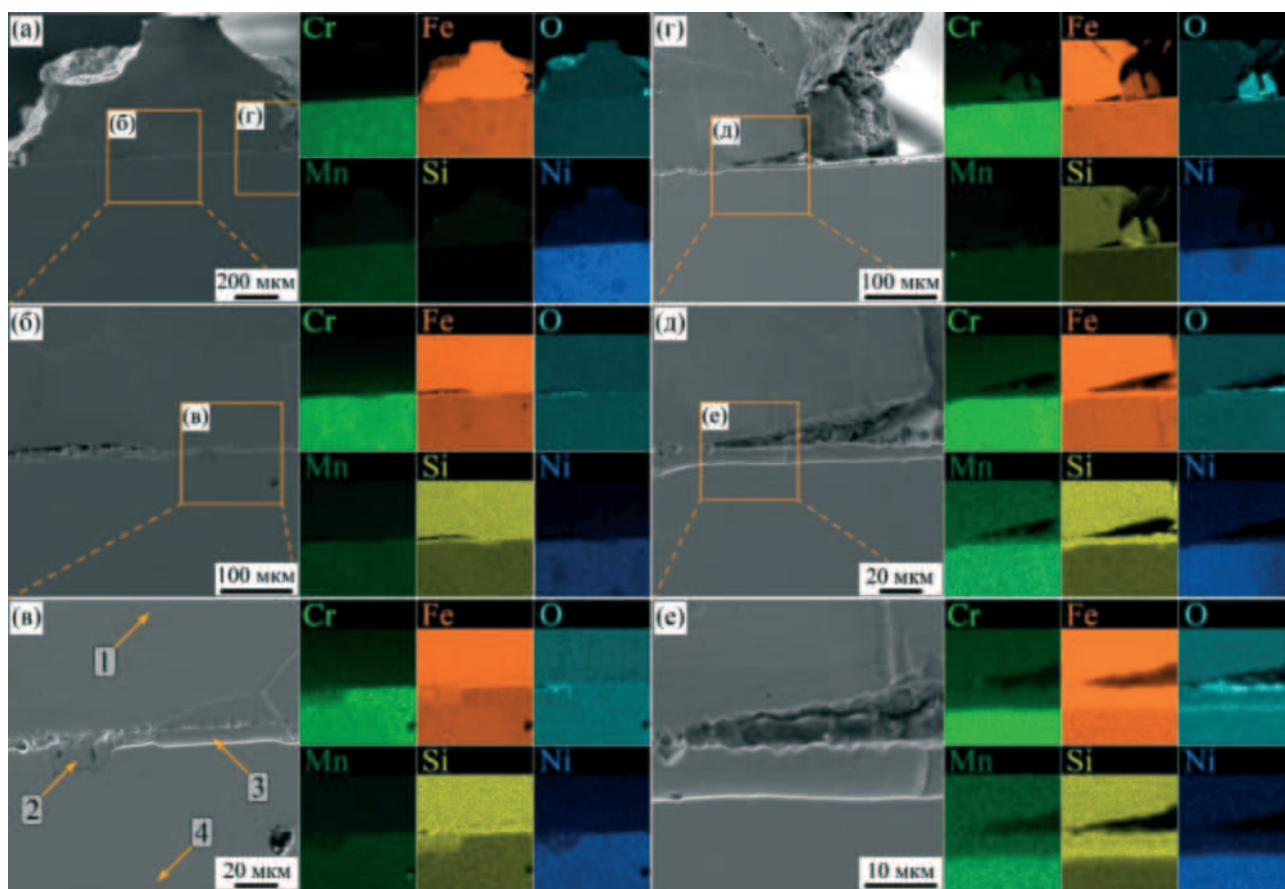


Рис. 7. СЭМ-изображения и элементное картирование (ЭДС) поперечного сечения пластины из стали ЭИ283 с наростом

Fig. 7. SEM images and elemental mapping (EDM) of the cross-section of the EI283 steel plate with the pickup

Таблица 5

Table 5

Химический состав участков поперечного сечения нароста на пластине, представленных на рис. 7, в, масс. %

Chemical composition of the cross-sectional areas of the pickups on the plate, shown in Fig. 7, в, wt. %

Спектр / Spectrum	O	Cr	Ni	Fe	Mn	Si
1	0,22	1,75	0,98	94,06	–	3,2
2	–	9,26	5,57	81,92	1,01	2,23
3	0,04	3,72	1,53	90,98	0,64	3,13
4	0,21	16,77	9,53	71,49	1,51	0,7

9, 13]. Это демонстрирует достоверность лабораторного метода, разработанного для оценки наростов на поверхности печных роликов.

Испытания пластин с покрытием на основе NiCrAlY

Одним из направлений снижения склонности к образованию наростов является нанесение газотермических покрытий на поверхность печных роликов. В частности, перспективно нанесение покрытий типа MCrAlY (M-Co, Ni), в которых при высоких температурах нагрева будет происходить образование защитных пленок на основе Al_2O_3 и Cr_2O_3 (механизм их образования рассмотрен в монографиях [19, 20]). Такие покрытия показали высокую стойкость в газовых средах Ar-20 % O_2 и Ar-4% H_2 -2% H_2O . Их применяют для повышения ресурса лопаток газовых турбин [21], технологических роликов в металлургии [5, 22], деталей трибосопряжений, эксплуатирующихся в условиях граничной смазки или сухого трения, при повышенных нагрузках и колебаниях температур (моторостроение, металлургическое оборудование, авиационная и космическая техника) [23].

В соответствии с методикой, изложенной выше, была проведена оценка склонности к образованию наростов на пластинах из стали AISI 310S (зарубежный аналог ЭИ283), на которые методом плазменного напыления наносили покрытия из порошков (NiCrAlY (70-20-9-0,38) + $n \cdot Y_2O_3$), где $n = 0, 5$ и 10 масс. % [24].

При визуальном осмотре после испытаний отмечена разница в состоянии поверхности пластин (рис. 8). На поверхности пластин с покрытиями следы схватывания с материалом ленты

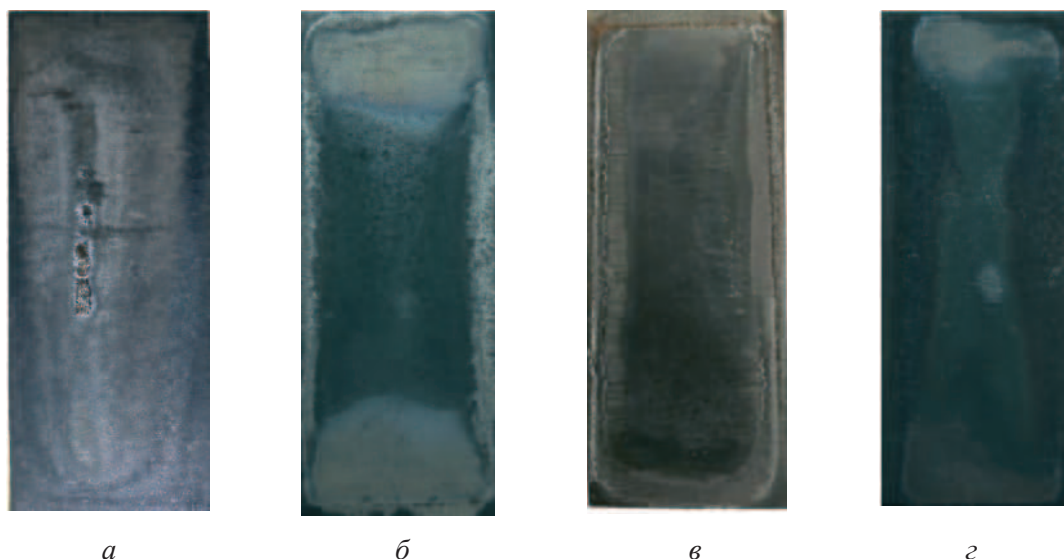
отсутствуют, в отличие от пластины из стали AISI 310S.

Дальнейшее исследование зон контакта включало в себя определение микротвердости, параметров шероховатости и топографии, а также микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) по поверхности и по характерным сечениям до и после испытаний.

Показано, в частности, что в сечениях покрытий NiCrAlY + (5...10 % Y_2O_3) после напыления сформировались шпинели $(Al, Cr, Y)Ox$ с ростом доли Y примерно от 18 до 45 масс. % при увеличении содержания Y_2O_3 в исходном порошке (рис. 9). Исследование после испытаний показало недостаточное количество Fe и Si в зоне контакта для схватывания ленты из электротехнической стали с покрытием. Кроме того, установлено разнонаправленное влияние Y_2O_3 . С одной стороны, увеличение его содержания ведет к росту твердости, что благоприятно для повышения износостойкости покрытия. При износе оксиды внутри слоя также будут препятствовать налипанию. С другой стороны, добавление Y_2O_3 облегчает диффузию Si как со стороны ленты, так и со стороны основы, что повышает склонность к образованию наростов. Чтобы оценить, какой из этих процессов окажет преобладающее влияние на работоспособность покрытия, необходимо проведение натурных испытаний.

Заключение

Эксперимент показал, что разработанная методика, заключающаяся в принудительном создании давления на поверхности контакта стальных



a

б

в

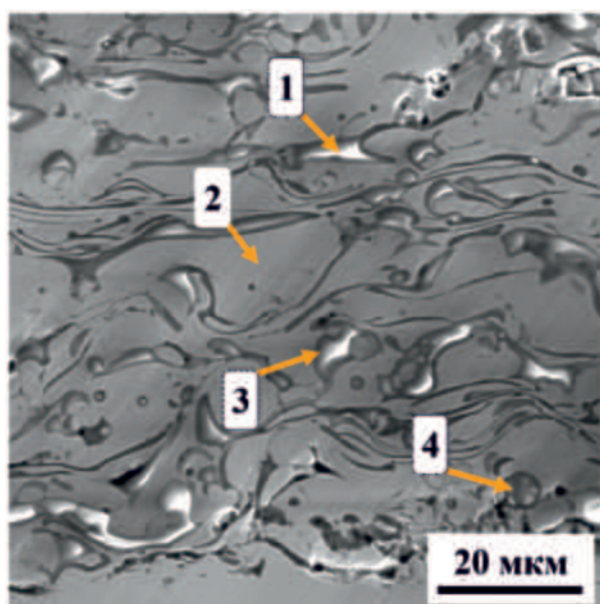
г

Рис. 8. Вид пластин с покрытием после испытаний:

a – без покрытия, б–г – с покрытием ($\text{NiCrAlY} + n \cdot \text{Y}_2\text{O}_3$), $n = 0, 5, 10$ масс. %
для б, в, г соответственно

Fig. 8. A view of plates with NiCrAlY coating after testing:

a – without coating, б–г – with coating ($\text{NiCrAlY} + n \cdot \text{Y}_2\text{O}_3$), $n = 0, 5, 10$ wt. % for б, в, г, respectively



Микрохимический анализ участков сечения покрытия

Элемент	1	2	3	4
O	33,84	—	15,13	27,08
Al	35,45	9,90	9,45	27,55
Cr	3,43	18,72	1963	13,38
Ni	3,71	71,38	55,79	18,93
Y	23,56	—	—	13,07

Рис. 9. Микроструктура поперечного шлифа напыленного покрытия ($\text{NiCrAlY} + 5 \% \text{Y}_2\text{O}_3$) с участками микроанализа

Fig. 9. Microstructure of a cross-section of a sprayed coating ($\text{NiCrAlY} + 5 \% \text{Y}_2\text{O}_3$) with microanalysis regions

образцов при длительном нагреве (850°C , 96 часов, в атмосфере ($95...97 \text{ N}_2 + 3...5 \text{ H}_2$) масс. % с контролируемой влажностью), приводит к образованию на поверхности пластин наростов, имеющих морфологию (форму и химический состав), аналогичную наблюдаемым при работе на печных роликах линий непрерывного от-

жига. Изучение микроструктуры, сканирующая электронная микроскопия и рентгеновская дифракция показали, что химический и фазовый составы наростов в лабораторных и натурных условиях были сопоставимы. Результаты исследования свидетельствуют о достоверности оценки образования наростов на поверхности

печных роликов по разработанному лабораторному методу.

Показано применение разработанной методики на примере оценки сравнительной склонности к образованию наростов на стали AISI 310S и на плазменных покрытиях на основе NiCrAlY с добавлением до 10 масс. % Y_2O_3 . Результаты свидетельствуют, что в лабораторных испытаниях возможно провести выбор материала покрытия, необходимого для повышения стойкости против образования наростов на металлической поверхности.

Список литературы

1. Миндлин Б.И., Насич В.П., Чеглов А.Э. Изотропная электротехническая сталь – М.: Интермет Инжиниринг, 2006. – 240 с. – ISBN 5-89594-130-3.
2. Scaling behaviour of Si-alloyed steel slabs under reheating conditions / G. Mikl, T. Höfler, C. Gierl-Mayer, H. Danning, B. Linder, G. Angeli // Journal of Casting & Materials Engineering. – 2021. – Vol. 5 (4). – P. 71–74. – DOI: 10.7494/jcme.2021.5.4.71.
3. Grabke H.J., Leroy V., Viehhaus H. Segregation on the surface of steels in heat treatment and oxidation // ISIJ International. – 1995. – Vol. 35 (2). – P. 95–113. – DOI: 10.2355/isijinternational.35.95.
4. Kuklik V., Kudlaček J. Hot-dip galvanizing of steel structures. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2016. – 234 p. – ISBN 978-0-08-100753-2. – DOI: 10.1016/C2014-0-03512-5.
5. Fukubayashi H.H., Brennan M.S. Present furnace and pot roll coatings and future development // ITSC 2004 – Conference Proceedings, Osaka, Japan, May 2004. – ASM, 2004. – P. 125–131. – DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2004p0125.
6. Huang T.S. Effect of Mn on the formation of oxide buildups upon HVOF-sprayed MCrAlY-ceramic-type cermet coatings // Journal of Thermal Spray Technology. – 2011. – Vol. 20 (3). – P. 447–455. – DOI: 10.1007/s11666-010-9531-y.
7. Effect of dew point on the formation of surface oxides of twinning-induced plasticity steel / Y. Kim, J. Lee, K.-S. Shin, S.-H. Jeon, K.-G. Chin // Materials Characterization. – 2014. – Vol. 89. – P. 138–145. – DOI: 10.1016/j.matchar.2014.01.012.
8. Деверо О.Ф. Проблемы металлургической термодинамики: пер. с англ. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.
9. Selective oxidation of ternary Fe-Mn-Si alloys during annealing process / X. Zhang, C. Corrêa da Silva, C. Liu, M. Prabhakar, M. Rohwerder // Corrosion Science. – 2020. – Vol. 174. – P. 108859. – DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108859.
10. Zheng X., Kang Y., Zhou J. Influence of coating and dew point on hearth roll pickup // Journal of Iron and Steel Research International. – 2019. – Vol. 26 (6). – P. 647–652. – DOI: 10.1007/s42243-019-00231-z.
11. Changing oxide layer structures with respect to the dew point prior to hot-dip galvanizing of δ -TRIP steel / H. Wang, X. Jin, G. Hu, Y. He // Surface and Coatings Technology. – 2018. – Vol. 337. – P. 260–269. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.12.046.
12. Effect of dew point on the selective oxidation of advanced high strength steels / M. Maderthaner, A. Jarosik, G. Angeli, R. Haubner // Materials Science Forum. – 2017. – Vol. 891. – P. 292–297. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.891.292.
13. Cause analysis on buildup formation of carbon sleeve in continuous annealing furnace for non-oriented silicon steel produced by CSP process / M. He, S. Peng, G. Xue, Y. Ouyang, J. Zhang, H. Chen, B. Liu // Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2015. – Cham: Springer International Publishing, 2016. – P. 587–593. – DOI: 10.1007/978-3-319-48191-3_73.
14. Applications and developments of thermal spray coatings for the Iron and Steel Industry / S. Singh, C.C. Berndt, R.K. Singh Raman, H. Singh, A.S.M. Ang // Materials. – 2023. – Vol. 16 (2). – P. 516. – DOI: 10.3390/ma16020516.
15. Сухов А.И., Коротченкова А.В. Особенности производства электротехнических изотропных сталей с особо низкими удельными магнитными потерями // Современные материалы, техника и технологии. – 2019. – № 5 (26). – С. 172–180.
16. Midorikawa S., Yamada T., Nakazato K. Development of surface-modifying technologies by thermal spraying of process rolls in steel production process // Kawasaki Steel Technical Report. – 2001. – N 45. – P. 57–63. – URL: https://www.jfe-steel.co.jp/archives/en/ksc_giho/no.45/tobira057.html (accessed: 20.11.2025).
17. Effect of microstructure on resistance to buildups formation of carbon sleeves in continuous annealing furnace for silicon steel production / M. He, X. Wang, W. Zhou, X. Gong, J. Zhang, J. Xu // Characterization of Minerals, Metals, and Materials. – Springer, 2019. – P. 351–359. – (Minerals, Metals and Materials Series). – DOI: 10.1007/978-3-030-05749-7_35.
18. Turkdogan E.T. Fundamentals of steelmaking. – Maney Publishing, 2010. – 345 p. – ISBN 1906540977.
19. Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial power / ed. by C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel. – New York: Wiley, 1987. – 640 p. – ISBN 0471011479.
20. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: учебник для студентов вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
21. Dorfman M.R., Sporer D., Meyer P. Thermal spray technology growth in gas turbine applications //

ASM Handbook. Vol. 5A. Thermal Spray Technology. – ASM International, 2013. – P. 280–286. – DOI: 10.31399/asm.hb.v05a.a0005737.

22. *Matthews S., James B.* Review of thermal spray coating applications in the steel industry: Part 1 – Hardware in steel making to the continuous annealing process // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2010. – Vol. 19 (6). – P. 1267–1276. – DOI: 10.1007/s11666-010-9518-8.

23. Современное применение металлокерамических покрытий на основе систем металл-хром-

алюминий-иттрий (м-кролей) / Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый, О.Г. Девойно, А.С. Володько, В.А. Сидоров, В.В. Оковитый, В.М. Асташинский // *Прогрессивные технологии и системы машиностроения*. – 2021. – № 3 (74). – С. 72–81.

24. Влияние Y_2O_3 на стойкость NiCrAlY плазменных покрытий против образования наростов на печных роликах / А.А. Чернов, К.А. Берсенева, М.П. Пузанов, Ю.С. Коробов, Л.С. Каренина, Ю.В. Худорожкова, А.В. Макаров, Д.И. Давыдов // *Сталь*. – 2025. – № 5. – С. 24–30.

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



Development of an assessment method for pickup formation on furnace rolls

Kirill Bersenev^{1, a, *}, Mikhail Puzanov^{2, b}, Aleksey Chernov^{1, c}, Yury Korobov^{1, d},
 Larisa Karenina^{2, e}, Yulia Khudorozhkova^{3, f}, Aleksey Makarov^{1, g},
 Denis Davydov^{1, h}, Galiya Kinzhebaeva^{1, i}

¹ M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, RAS (Ural Branch), 18 S. Kovalevskaya st., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

² NLMK Group, VIZ-Steel, 28 Kirova st., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

³ Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch), 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0004-5505-3000>, bersenev@imp.uran.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0009-9457-4008>, puzanov_mp@nlmk.com;
^c <https://orcid.org/0009-0006-3478-6277>, chernov_aa@imp.uran.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0553-918X>, yukorobov@imp.uran.ru;
^e <https://orcid.org/0009-0001-5439-2711>, karenina_ls@nlmk.com; ^f <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>, khjv@mail.ru;
^g <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, avm@imp.uran.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0003-1381-0929>, davidov@imp.uran.ru;
ⁱ <https://orcid.org/0009-0004-1243-6765>, galikinz@outlook.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 July 2025

Revised: 02 September 2025

Accepted: 15 November 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Pickup formation test

Furnace roll

Morphology

Chemical composition and phase structure

Coating

Funding

The research was carried out using the equipment of the equipment of the Plastometriya shared research facilities at the Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences. The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme "Structure" No. 122021000033-2), and the state assignment of the Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (theme No. 124020600045-0).

Acknowledgements

The authors express their gratitude to S.P. Kochugov, NPP TSP LLC, for preparing the specimens.

ABSTRACT

Introduction. During the recrystallization annealing of cold-rolled electrical and automotive steels, the formation of pickups on the surface of furnace rolls presents a significant issue, as they lead to surface damage of the steel strip in the form of indentations. **The focus of the present study** is the evaluation of this defect. **Methods.** To this end, a laboratory-based methodology was developed to assess the tendency of furnace rolls to form pickups. The method replicates the contact interaction between the furnace roll and the steel strip under real annealing conditions, taking into account the applied contact pressure, a temperature range of 700–900 °C, the (H_2-N_2) furnace atmosphere, and a humidity level arising from the presence of oxygen adsorbed on the steel strip. To validate the method's reliability, a comparative analysis was conducted between pickups formed on the roll surface after industrial operation and those generated under laboratory conditions in the contact zone between steel samples made of roll and strip materials. The analysis employed optical microscopy, X-ray diffraction, and scanning electron microscopy. **Results and discussion.** The study confirmed that the developed methodology produces pickups on the specimen surfaces with morphology, chemical composition, and phase structure closely resembling those observed on the furnace rolls. A comparative assessment of the pickup formation rate between a typical furnace roll material (*EI 283* steel) and a *NiCrAlY* coating applied by plasma spraying revealed that the pickup formation rate for the *EI 283* steel was an order of magnitude higher. The validated methodology can thus be used to evaluate the effectiveness of strategies aimed at mitigating pickup formation on furnace rolls under long-term high-temperature contact conditions.

For citation: Bersenev K.A., Puzanov M.P., Chernov A.A., Korobov Y.S., Karenina L.S., Khudorozhkova Y.V., Makarov A.V., Davydov D.I., Kinzhebaeva G.M. Development of an assessment method for pickup formation on furnace rolls. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 309–324. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-309-324. (In Russian).

* Corresponding author

Bersenev Kirill A., Post-graduate Student, Research assistant
 M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, RAS (Ural Branch),
 18, S. Kovalevskaya st.,
 620108, Ekaterinburg, Russian Federation
 Tel.: +7 982 326-70-30, e-mail: bersenev@imp.uran.ru



References

1. Mindlin B.I., Nastich V.P., Cheglov A.E. *Izotropnaya elektrotekhnicheskaya stal'* [Isotropic electrical steel]. Moscow, Intermet Inzhiniring Publ., 2006. 240 p. ISBN 5-89594-130-3.
2. Mikl G., Höfler T., Gierl-Mayer C., Danninger H., Linder B., Angeli G. Scaling behaviour of Si-alloyed steel slabs under reheating. *Conditions Journal of Casting & Materials Engineering*, 2021, vol. 5 (4), pp. 71–74. DOI: 10.7494/jcme.2021.5.4.71.
3. Grabke H.J., Leroy V., Viehhaus H. Segregation on the surface of steels in heat treatment and oxidation. *ISIJ International*, 1995, vol. 35 (2), pp. 95–113. DOI: 10.2355/isijinternational.35.95.
4. Kuklik V., Kudláček J. *Hot-dip galvanizing of steel structures*. Oxford, Butterworth-Heinemann, 2016. 234 p. ISBN 9780081007532. DOI: 10.1016/C2014-0-03512-5.
5. Fukubayashi H.H., Brennan M.S. Present furnace and pot roll coatings and future development. *ITSC 2004 – Conference Proceedings*, Osaka, Japan, May 2004. ASM, 2004, pp. 125–131. DOI: 10.31399/asm.cp.itsc2004p0125.
6. Huang T.S. Effect of Mn on the formation of oxide buildups upon HVOF-sprayed MCrAlY-ceramic-type cermet coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, vol. 20 (3), pp. 447–455. DOI: 10.1007/s11666-010-9531-y.
7. Kim Y., Lee J., Shin K., Jeon S., Chin K. Effect of dew point on the formation of surface oxides of twinning-induced plasticity steel. *Materials Characterization*, 2014, vol. 89, pp. 138–145. DOI: 10.1016/j.matchar.2014.01.012.
8. Devereux O.F. *Problemy metallurgicheskoi termodinamiki* [Topics in metallurgical thermodynamics]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 424 p. (In Russian).
9. Zhang X., Corrêa da Silva C., Liu C., Prabhakar M., Rohwerder M. Selective oxidation of ternary Fe-Mn-Si alloys during annealing process. *Corrosion Science*, 2020, vol. 174, p. 108859. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108859.
10. Zheng X., Kang Y., Zhou J. Influence of coating and dew point on hearth roll pickup. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2019, vol. 26 (6), pp. 647–652. DOI: 10.1007/s42243-019-00231-z.
11. Wang H., Jin X., Hu G., He Y. Changing oxide layer structures with respect to the dew point prior to hot-dip galvanizing of δ -TRIP steel. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 337, pp. 260–269. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.12.046.
12. Maderthaner M., Jarosik A., Angeli G., Haubner R. Effect of dew point on the selective oxidation of advanced high strength steels. *Materials Science Forum*, 2017, vol. 891, pp. 292–297. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.891.292.
13. He M., Peng S., Xue G., Ouyang Y., Zhang J., Chen H., Liu B. Cause analysis on buildup formation of carbon sleeve in continuous annealing furnace for non-oriented silicon steel produced by CSP process. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2015*. Cham, Springer International Publishing, 2016, pp. 587–593. DOI: 10.1007/978-3-319-48191-3_73.
14. Singh S., Berndt C.C., Singh Raman R.K., Singh H., Ang A.S.M. Applications and developments of thermal spray coatings for the Iron and Steel Industry. *Materials*, 2023, vol. 16 (2), p. 516. DOI: 10.3390/ma16020516.
15. Sukhov A.I., Korotchenkova A.V. Osobennosti proizvodstva elektrotekhnicheskikh izotropnykh stalei s osobo nizkimi udel'nymi magnitnymi poteryami [Features of the production of isotropic electrical steel with very low specific magnetic losses]. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*, 2019, no. 4 (26), pp. 172–180. (In Russian).
16. Midorikawa S., Yamada T., Nakazato K. Development of surface-modifying technologies by thermal spraying of process rolls in steel production process. *Kawasaki Steel Technical Report*, 2001, no. 45, pp. 57–63. Available at: https://www.jfe-steel.co.jp/archives/en/ksc_giho/no.45/tobira057.html (accessed 20.11.2025).
17. He M., Wang X., Zhou W., Gong X., Zhang J., Xu J. Effect of microstructure on resistance to buildups formation of carbon sleeves in continuous annealing furnace for silicon steel production. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials. Minerals, Metals and Materials Series*. Springer, 2019, pp. 351–359. DOI: 10.1007/978-3-030-05749-7_35.
18. Turkdogan E.T. *Fundamentals of steelmaking*. Maney Publishing, 2010. 345 p. ISBN 1906540977.
19. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C., eds. *Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial power*. New York, Wiley, 1987. 640 p. ISBN 0471011479.
20. Gol'dshtein M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 408 p.
21. Dorfman M.R., Sporer D., Meyer P. Thermal spray technology growth in gas turbine applications. *ASM Handbook. Vol. 5A. Thermal Spray Technology*. ASM International, 2013, pp. 280–286. DOI: 10.31399/asm.hb.v05a.a0005737.

22. Matthews S., James B. Review of thermal spray coating applications in the steel industry: Part 1 – Hardware in steel making to the continuous annealing process. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, vol. 19 (6), pp. 1267–276. DOI: 10.1007/s11666-010-9518-8.

23. Panteleenko F.I., Okovity V.A., Devoino O.G., Volodko A.S., Sidorov V.A., Okovity V.V., Astashinskii V.M. Sovremennoe primeneniye metallokeramicheskikh pokrytii na osnove sistem metall-khrom-alyuminii-itruii [Modern application of cermet coatings based on metal-chromium-aluminum-yttrium systems]. *Progressivnye tekhnologii i sistemy mashinostroeniya = Progressive Technologies and Systems of Mechanical Engineering*, 2021, no. 3 (74), pp. 72–81.

24. Chernov A.A., Bersenev K.A., Puzanov M.P., Korobov Yu.S., Karenina L.S., Khudorozhkova Yu.V., Makarov A.V., Davydov D.I. Vliyanie Y2O3 na stoikost' NiCrAlY plazmennyykh pokrytii protiv obrazovaniya narostov na pechnyykh rolikakh [The influence of Y2O3 on the durability of NiCrAlY plasma coatings against the formation of deposits on furnace rollers]. *Stal' = Steel in Translation*, 2025, no. 5, pp. 24–30. (In Russian).

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



Структура и свойства покрытий на основе тугоплавких элементов, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки

Евдокия Бушуева^{1, а, *}, Артем Наставшев^{1, б}, Ксения Скороход^{2, в},
Евгений Домаров^{3, д}, Иван Мишин^{4, е}

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

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, Новосибирск, 630090, Россия

³ Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, проспект Академика М.А. Лаврентьева, 11, г.Новосибирск, 630090, Россия

⁴ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-7608-734X>,  bushueva@corp.nstu.ru; ^б  <https://orcid.org/0009-0002-1082-2086>,  artem.nastavshev@yandex.ru;

^в  <https://orcid.org/0000-0003-0210-8405>,  k.skorokhod@itam.nsc.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0003-2422-1513>,  domarov88@mail.ru;

^е  <https://orcid.org/0000-0001-8294-7238>,  mip@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.9

История статьи:

Поступила: 29 июля 2025

Рецензирование: 02 сентября 2025

Принята к печати: 15 ноября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Структура

Электронно-лучевая наплавка

Жаростойкость

Твердость

Финансирование

Исследование выполнено в соответствии с государственным заданием Минобрнауки России (проект FSUN-2023-0009).

АННОТАЦИЯ

Введение. Для развития областей современной промышленности требуются материалы, способные работать в условиях высоких температур и нагрузок и при этом сохранять свою функциональность и работоспособность. Традиционные материалы, такие как конструкционная сталь 40Х, широко применяются в машиностроении и обладают низкой стоимостью. Однако обыкновенные и низколегированные стали подвергаются интенсивному окислению под воздействием температур свыше 400 °С. Для повышения эксплуатационных характеристик конструкционных сталей в высокотемпературных условиях актуальной задачей является разработка эффективных методов модификации их поверхности. **Цель работы.** Разработка технологии создания жаростойких поверхностных слоев на конструкционной стали марки 40Х. Для этого применялся метод вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых материалов на основе тугоплавких элементов: ниобия, молибдена и бора. **Методика исследования.** В рамках исследования проводилось формирование модифицированных слоев на сталь 40Х методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых композиций системы Nb-Mo-B. Методами исследования являются оптическая микроскопия, растровая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, оценка микротвердости, испытание на высокотемпературное окисление и расчет кинетики реакции окисления. **Результаты и обсуждение.** Структура модифицированных слоев с толщиной 2,0...2,3 мм имеет градиентную структуру, состоящую из легированного молибденом карбида ниобия в виде дендритов и кристаллов неправильной формы, а также эвтектических колоний на основе этого же карбида и твердых растворов α -Fe и α -(Mo, Fe). Рентгенофазовый анализ позволил установить в модифицированных слоях фазы карбида (Nb, Mo)C и твердые растворы на основе α -Fe и α -(Mo, Fe). Наплавка Nb, Mo и B позволила сформировать на поверхности углеродистой стали 40Х слои, имеющие твердость выше в 2,9 раза и жаростойкость выше в 3,9 раза относительно неупрочненной стали.

Для цитирования: Структура и свойства покрытий на основе тугоплавких элементов, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки / Е.Г. Бушуева, А.Е. Наставшев, К.А. Скороход, Е.В. Домаров, И.П. Мишин // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 325–338. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-325-338.

Введение

В таких областях промышленности, как энергетика, химическая промышленность, авиационное и машиностроение, требуются из-

делия, способные работать под воздействием высоких нагрузок, высоких температур и агрессивных коррозионных сред. Для обеспечения указанных эксплуатационных характеристик детали производят из конструкционных материалов с повышенными прочностными и коррозионно-стойкими свойствами. Однако широкое применение таких материалов лимитируется их высокой себестоимостью. В качестве экономически целесообразных альтернатив рассматриваются

*Адрес для переписки

Бушуева Евдокия Геннадьевна, к.т.н., доцент

Новосибирский государственный технический университет

пр. К. Маркса, 20,

630073, г. Новосибирск, Россия

Тел.: +7 383 346-06-12, e-mail: bushueva@corp.nstu.ru

методы поверхностного модифицирования и нанесения защитных покрытий [1, 2]. К методам поверхностной обработки относятся плазменные, лазерные, электронно-лучевые и другие технологии [3, 4], которые позволяют сформировать защитные слои на поверхности деталей, изготовленных из недорогих и широко применяемых материалов. Используя эти способы, можно также восстановить поврежденную поверхность детали вместо того, чтобы ее заменять. Следовательно, появляется возможность снизить расходы на дорогостоящие материалы и сократить время ремонтных работ.

Перспективным направлением в материаловедении является создание покрытий на основе тугоплавких элементов (ниобий, молибден, ванадий, вольфрам и др.) [5–7], поскольку они в зависимости от химического состава и технологии получения способны обеспечить прочность при повышенных температурах, обладают высокими значениями твердости и износостойкости [8], а также повышают коррозионную стойкость при температурах выше 500 °С и нормальных условиях [9]. Последнее время предлагается применять соединения тугоплавких элементов с неметаллами, например бориды и карбиды [10–12]. В частности, в работах [11, 12] рассматривается перспектива использования соединений ниобия и молибдена с бором и углеродом [13–15]. Присутствие в структуре материала указанных соединений повышает жаростойкость, твердость и износостойкость покрытия [16]. Следует отметить, что ниобий, молибден и бор применяются в качестве легирующих компонентов по отдельности или иногда в сочетании только двух компонентов, например бор-ниобий [17–19]. Однако получение покрытий методом наплавки на конструкционную среднеуглеродистую сталь при одновременном легировании ниобием, молибденом и бором в литературе не рассматривалось.

Важным моментом является то, что создание покрытий на основе тугоплавких элементов требует высоких затрат энергии [20]. Использование пучка релятивистских электронов, выведенного в воздушную атмосферу за счёт высокого КПД, позволяет легко переплавлять порошковые смеси тугоплавких элементов и их соединений. Таким образом, возможно сформировать модифицированный слой толщиной до 3 мм на основе тугоплавких соединений, обладающий

комплексом свойств: износостойкостью, коррозионной стойкостью, жаростойкостью и высокой твердостью [21]. Покрытия, полученные по такой технологии, обладают высокой адгезией со сталью и низкой дефектностью. Часть энергии электронного пучка рассеивается в порошковом слое, вызывая его нагрев и плавление, а часть энергии идет на нагрев подложки. Особенность метода позволяет расплавлять даже тугоплавкие элементы и соединения, при этом оказывая минимальное термическое воздействие на подложку [22].

В настоящей работе впервые исследованы модифицированные слои на основе Nb, Mo и В, их микротвердость и стойкость к высокотемпературному окислению. Слои получены методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков Nb-Mo-B при одновременном введении этих трех компонентов в ванну расплава.

Целью данного исследования являлась модификация поверхностных слоев конструкционной стали 40Х методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых композиций, состоящих из ниобия, молибдена и бора, для формирования слоев с повышенным уровнем жаростойкости и твердости. Для достижения цели исследования решались следующие **задачи**:

- сформировать на заготовках из стали 40Х модифицированные слои, содержащие тугоплавкие элементы, такие как ниобий, молибден и бор;
- проанализировать структуру и фазовый состав модифицированных слоев;
- оценить уровень микротвердости полученных материалов;
- проанализировать жаростойкость слоев.

Методика исследований

В качестве модельного материала для формирования жаростойкого покрытия была выбрана конструкционная сталь марки 40Х [23]. Эта сталь широко применяется в создании изделий и механизмов, однако она не обладает стойкостью к окислению при высоких температурах. Поэтому в работе рассматривается перспектива создания защитных покрытий на основе тугоплавких элементов на дешевых конструкционных материалах. В связи с этим на поверхность стали наплавляли порошковые смеси ниобия, молибдена и бора (табл. 1). В целях минимизации

Таблица 1

Table 1

Состав порошковых смесей
Powder mixtures compositions

Наименование порошковой смеси / Composition designation	Состав порошковой смеси, масс. % / Powder mixtures compositions, wt. %			
	Nb	Mo	B	MgF ₂
Состав 1 (Nb20-Mo10) / Composition 1 (Nb20-Mo10)	20	10	10	60
Состав 2 (Nb10-Mo20) / Composition 2 (Nb10-Mo20)	10	20	10	60

ции окислительных процессов при электронно-лучевой обработке в шихтовую смесь добавляли флюсующую добавку – фторид магния (MgF₂), обеспечивающий создание защитной среды. В качестве источника концентрированной энер-

гии при наплавке использовался промышленный ускоритель электронов ЭЛВ-6. Работы выполнялись на экспериментальном стенде Института ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН (г. Новосибирск). Режимы наплавки указаны в табл. 2.

Таблица 2

Table 2

Режимы вневакуумной электронно-лучевой обработки
Non-vacuum electron beam surfacing modes

Параметр / Parameter	Значение / Value
Ток электронного пучка, I / Electron beam current, I	23 мА / 23 mA
Энергия электронного пучка, E / Electron beam energy, E	1,4 МэВ / 1.4 MeV
Масса насыпки порошка на единицу площади образца, m / Powder mass per unit area, m	0,45 г/см ² / 0.45 g/cm ²
Скорость перемещения образца, V / Sample movement speed, V	10 мм/с / 10 mm/s

Анализ структуры наплавленных слоев выполнялся на металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Alm и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP в режиме вторичных электронов. Оценку размеров частиц и их объемной доли в наплавленном слое выполняли с использованием программного комплекса ImageJ по пяти снимкам структуры с разных участков покрытия. Для определения элементного состава микроструктуры проводилась энергодисперсионная спектроскопия. Измерение микротвердости выполняли по методу Виккерса согласно ГОСТ 6507-1-2007 на микротвердомере Wolpert Group 402MVD при нагрузке 0,98 Н по направлению от поверхности наплавленного слоя к стальной подложке [24], для каждого режима наплавки твердость оценивалась по пяти образцам. Рентгенофазовый анализ материалов

проводили на дифрактометре Thermo Scientific ARL X'TRA. Оценка жаростойкости стали 40Х и сформированных слоев осуществлялась в соответствии с ГОСТ 6130-71 [25]. Параметры проведения испытания на жаростойкость были следующие: образцы выдерживались при 850 °С в течение 48 часов в воздушной среде. Через каждые 4 часа образцы взвешивали на аналитических весах «Госметр-124» с точностью измерения 0,1 мг. В качестве эталона для всех измерений использовали материал-основу сталь 40Х.

Расчет константы скорости реакции окисления выполняли по формуле

$$(\Delta W)^n = k_p t, \quad (1)$$

где ΔW – прирост массы на единицу площади; n – показатель степени; t – время окисления; k_p – константа скорости реакции окисления.

Уравнение (1) с помощью логарифмирования можно привести к линейному уравнению:

$$n \ln \Delta W = \ln k_p + \ln t. \quad (2)$$

Далее проводилась линейная регрессионная аппроксимация графика в координатах $\ln \Delta W - \ln t$.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены изображения микроstructures и схема строения сформированных слоев. Для материалов состава 1 (Nb20-Mo10) и состава 2 (Nb10-Mo20) при наплавке формируется схожая структура. Микроструктура состоит из мелкодисперсных частиц (имеющих средний размер 8 ± 2 мкм и 18 ± 5 мкм для модифицированных слоев, полученных наплавкой составов 1 и 2 соответственно), предположительно легированных молибденом карбидов ниобия, распределенных равномерно по объему наплавленного слоя. Морфология частиц карбида варьируется

от кристаллов с неправильной геометрией до лепестковидной формы. Согласно данным из научной литературы, сначала образуются кристаллы карбида ниобия неправильной формы. Первичное образование карбидов ниобия обусловлено их температурой кристаллизации и более сильным сродством к углероду у ниобия, чем у молибдена и железа [26]. Далее происходит рост кристаллов карбида ниобия, и они приобретают лепестковидную форму. Одновременно с предыдущим процессом идет частичное замещение атомов ниобия в карбиде на атомы молибдена. Так формируются легированные молибденом карбиды ниобия. Кроме того, следует отметить, что снижение концентрации ниобия в расплаве является ключевым фактором, влияющим на морфологию формирующихся фаз. Дефицит ниобия ограничивает возможность роста лепестковидных кристаллов карбидов, что приводит к образованию мелкодисперсных частиц

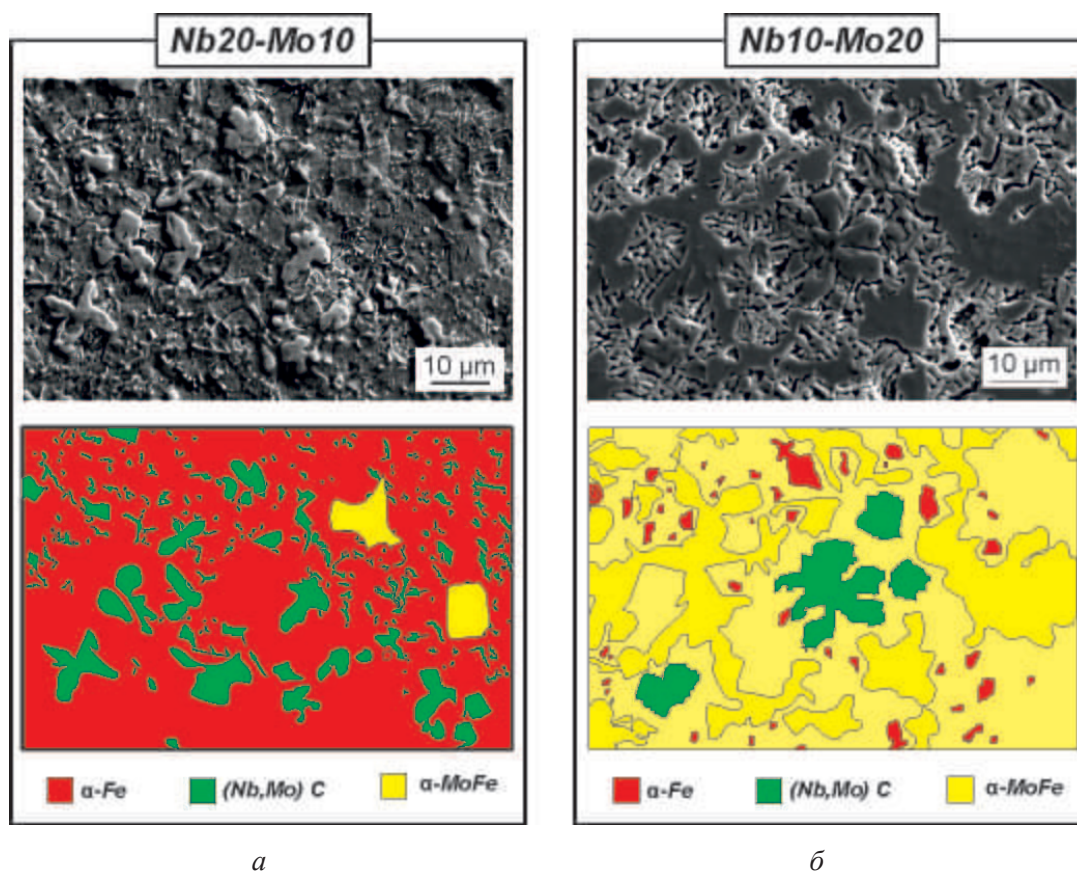


Рис. 1. Микроструктура и схема модифицированных слоев, сформированных при наплавке порошковых смесей:

a – Nb20-Mo10; *б* – Nb10-Mo20

Fig. 1. Microstructure of modified layers formed during surfacing of powder mixtures:

a – Nb20-Mo10; *б* – Nb10-Mo20

неправильной формы. Завершающей стадией процесса кристаллизации является выделение железомолибденовой матрицы, которая заполняет пространство между легированными молибденом карбидами ниобия.

Объемная доля упрочняющих частиц (карбидов) в покрытии состава 1 (Nb20-Mo10) составляет ~17,5 %. Для второго состава Nb10-Mo20 зафиксировано снижение объемной доли упрочняющих частиц до 12,5 % (рис. 1).

Результаты элементного картирования, представленные на рис. 2 (а, б) для покрытий, полу-

ченных наплавкой порошковых составов 1 и 2 соответственно, позволяют провести качественный анализ распределения элементов по структурным составляющим. Карты демонстрируют, что лепестковидные и неправильные кристаллы обогащены ниобием, молибденом и углеродом, что является основанием для их идентификации как карбидной фазы (Nb, Mo)C. Межкристаллитное пространство, в свою очередь, характеризуется преимущественным содержанием железа и молибдена, что свидетельствует о формировании пластичной матрицы на основе α -твердого

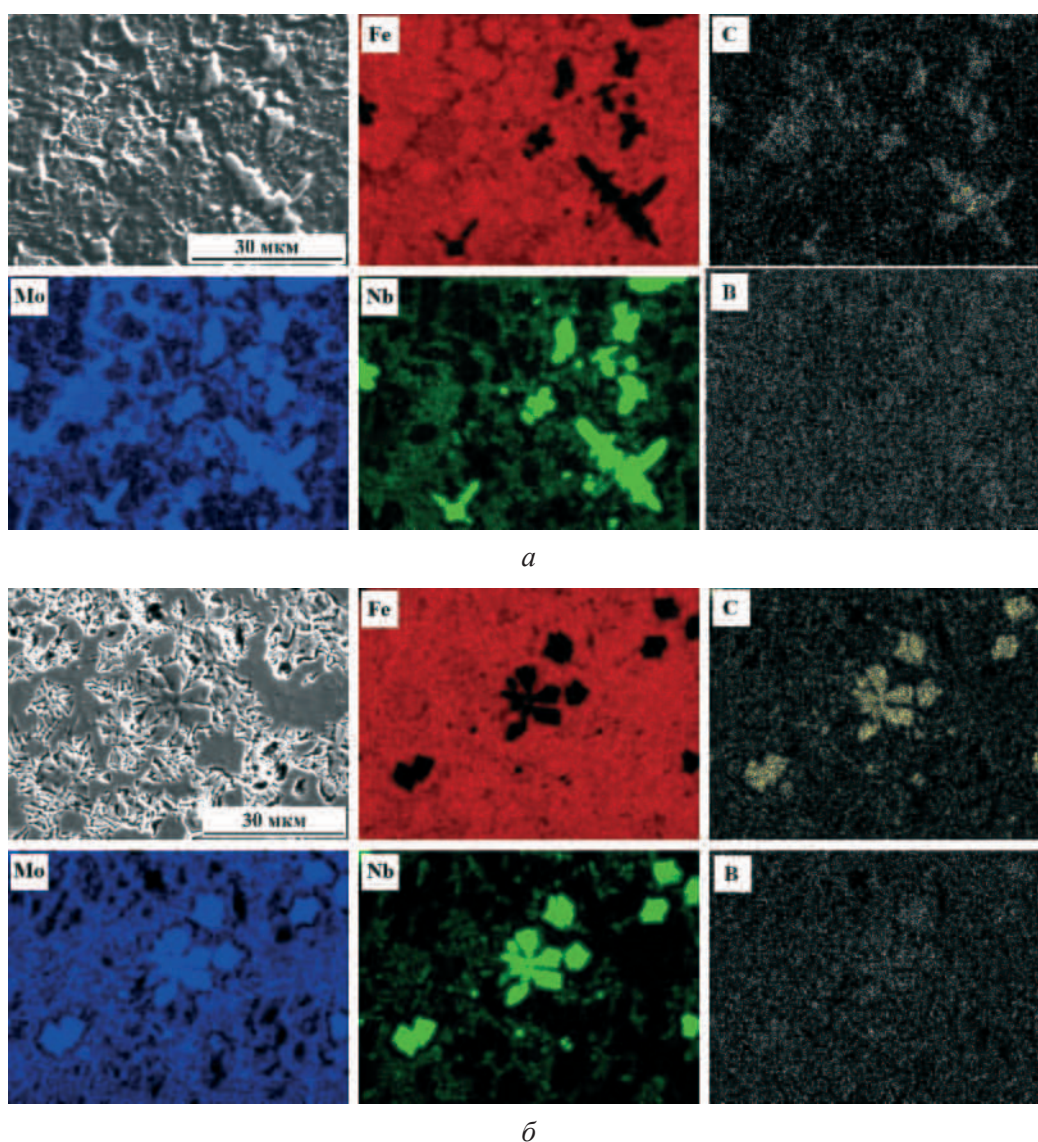


Рис. 2. Микрорентгеноспектральный анализ модифицированных слоев. Состав порошковой смеси:

а – Nb20-Mo10; б – Nb10-Mo20

Fig. 2. Energy-dispersive spectroscopy of modified layers. Composition of the powder mixture:

а – Nb20-Mo10; б – Nb10-Mo20

раствора железа (α -Fe) и раствора на основе молибдена (α -(Mo, Fe)).

Проведенный анализ дифракционных картин (рис. 3) показал, что фазовый состав наплавленного слоя включает в себя карбидную фазу типа (Nb, Mo)C и две основные металлические фазы – твердые растворы на основе α -Fe и α -(Mo, Fe).

Согласно данным из научной литературы, бор имеет невысокую растворимость в данных материалах: в Nb ~0,15 масс. %, в Mo ~0,1 масс. %, в α -Fe ~0,002 масс. %. Однако он легко образует бориды ниобия [26]. Несмотря на это, химических соединений с бором зафиксировано не было. Это объясняется окислением большей части бора в процессе наплавки с образованием ангидрида бора B_2O_3 . Этот оксид плавится при 450 °C и смешивается со шлаком [27]. Оставшаяся небольшая часть бора растворилась в пластичной матрице на основе альфа-растворов молибдена и железа и не успела выделиться в виде отдельных соединений из-за подавления диффузионных процессов вследствие высоких скоростей охлаждения. Результаты энергодисперсионной спектроскопии подтверждают распределение бора по всему объёму материала (рис. 2).

Из результатов структурно-фазовых исследований также следует, что слои, наплавленные порошковыми смесями состава 1 и состава 2, имеют разную долю твердого раствора на ос-

нове железа и молибдена. В материалах Nb10-Mo20 количества фазы α -(Mo, Fe) больше, чем в Nb20-Mo10, что подтверждают изображения растровой электронной микроскопии (рис. 1 и 2) и рентгенофазового анализа по увеличению интенсивности рефлексов от этой фазы (рис. 3). Данная особенность связана с увеличением содержания молибдена в порошковой насыпке.

Результаты дюрометрических испытаний (рис. 4) демонстрируют образование модифицированных слоев с существенно более высокими показателями твердости по сравнению с исходной стальной матрицей. В слоях, образованных наплавкой смеси состава 1, наблюдается наибольшее повышение значений микротвердости – в 2,9 раза. Это объясняется тем, что в структуре данных слоев присутствует большое количество карбидов (Nb, Mo)C, которые обладают высокой твердостью около 20 ГПа [28].

В настоящей работе акцент делается на повышении жаростойкости конструкционной стали. Для этого проводили испытания образцов на высокотемпературное окисление и далее анализировали кинетику реакций и морфологию продуктов окисления.

На рис. 5 отображены зависимости изменения массы образцов от времени выдержки в печи, полученные по результатам испытаний на жаростойкость. По построенному графику видно, что для стали 40X характерна линейная

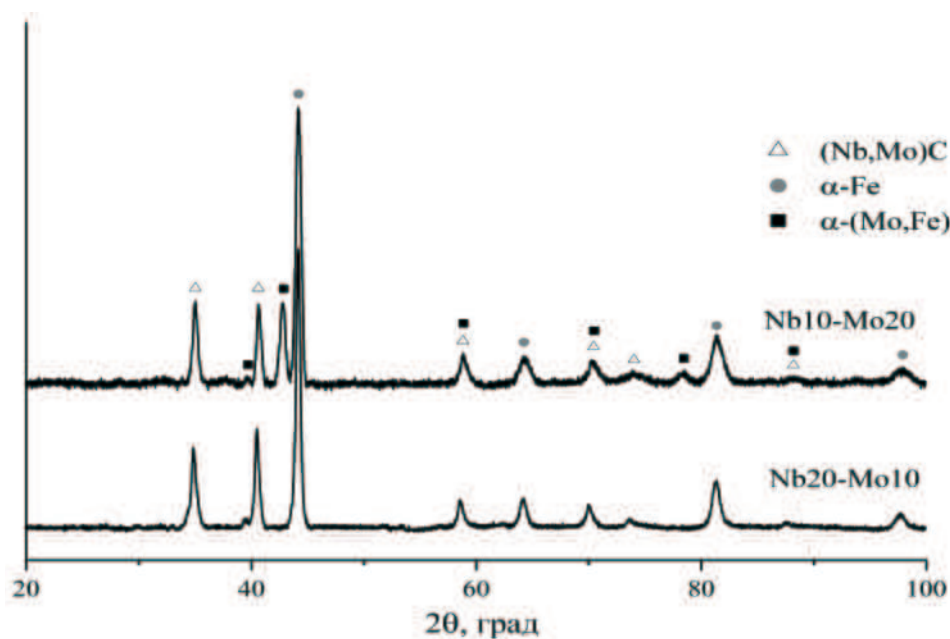


Рис. 3. Рентгенограммы модифицированных слоев

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of modified layers

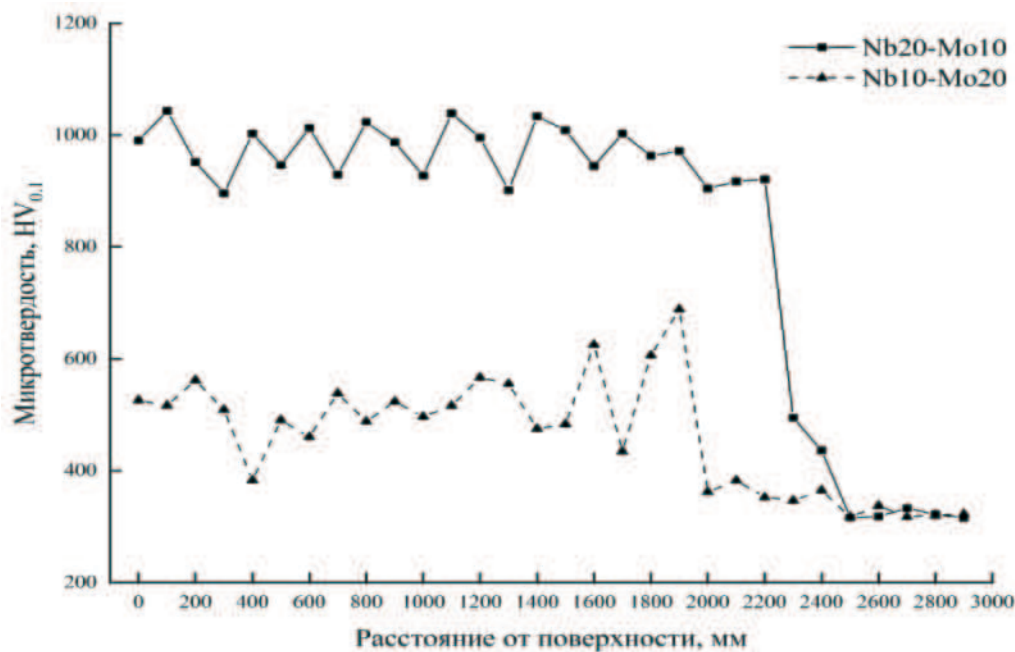


Рис. 4. Результаты измерения микротвердости

Fig. 4. Microhardness testing results

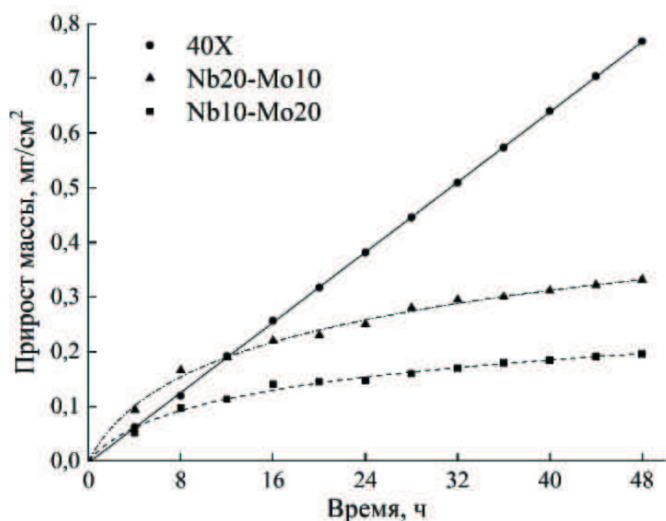


Рис. 5. Зависимость изменения массы от времени испытания

Fig. 5. Dependence of the mass change on the test time

зависимость между увеличением массы и временем выдержки. Это означает, что скорость окисления со временем не меняется и сталь не обладает сопротивлением к высокотемпературному окислению. Для модифицированных слоев Nb20-Mo10 и Nb10-Mo20 характерна нелинейная зависимость. Из зависимостей также видно, что прирост массы после окисления не выходит на уровень насыщения, характерного для остановки процесса окисления и пассивации поверх-

ности. Вероятно, это связано с интенсивными окислительными процессами по границам раздела карбидных фаз и твердого раствора [29]. На рис. 6 приведена диаграмма относительной жаростойкости исследуемых материалов.

В результате расчета константа скорости реакции окисления k_p для покрытия Nb20-Mo10 составила $2,3 \cdot 10^{-3} \text{ мг}^2/(\text{см}^4 \cdot \text{ч})$, для покрытия Nb10-Mo20 – $0,84 \cdot 10^{-3} \text{ мг}^2/(\text{см}^4 \cdot \text{ч})$. В случае стали 40X константа скорости реакции была равна

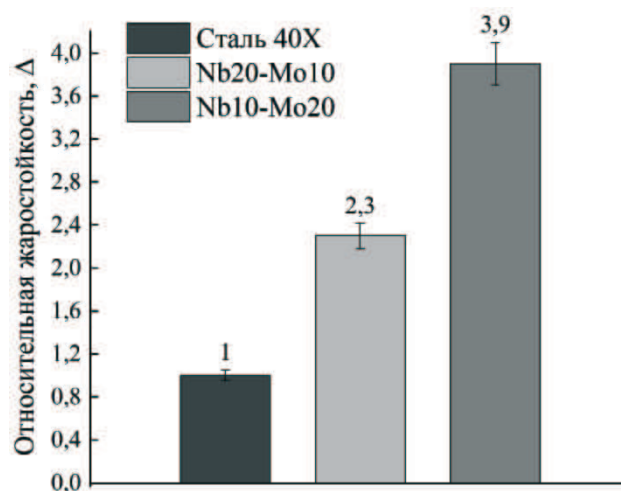


Рис. 6. Относительная жаростойкость наплавленных слоев

Fig. 6. Relative high-temperature oxidation resistance of surfaced layers

$16,1 \cdot 10^{-3} \text{ мг}^2/(\text{см}^4 \cdot \text{ч})$. Меньшее значение константы свидетельствует о лучшем сопротивлении окислению. Показатель степени для наплавленных составов оказался приблизительно равным двум, что говорит о параболическом законе роста оксидных пленок. Показатель степени для стали 40Х равен единице, это подтверждает линейный закон роста пленки. Линейный закон соответствует стационарному режиму окисления, в данном случае процесс окисления определяется скоростью диффузии кислорода через образовавшийся оксидный слой.

На рис. 7 представлена морфология оксидных пленок, образовавшихся на образцах после испытания на высокотемпературное окисле-

ние. Структура пленок у образцов Nb20-Mo10 сформировалась в виде столбчатых построений (рис. 7, а, б). Они состоят из пластинчатых кристаллов со скругленными краями, довольно плотно связанных друг с другом. Оксидный слой на поверхности образцов Nb10-Mo20 плотный, без трещин и пор (рис. 7, в, г). Продукты окисления представляют собой равномерно распределенные полиэдрические кристаллы оксидов с размерами 1...5 мкм.

Согласно экспериментальным данным, покрытие, полученное наплавкой порошковой смеси состава 2, обладает лучшим сопротивлением высокотемпературному окислению по сравнению с покрытием Nb10-Mo20. Это различие

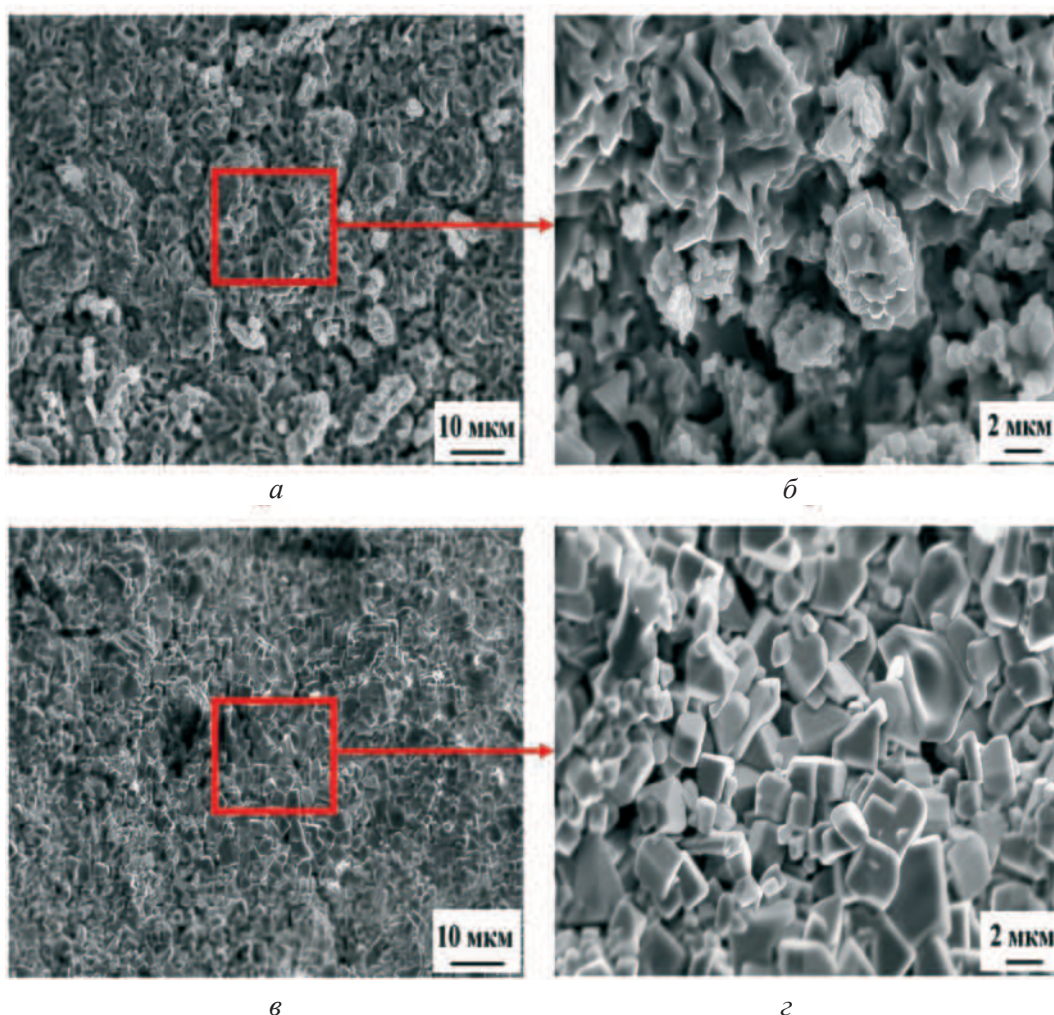


Рис. 7. Оксидные слои, сформировавшиеся на поверхности образцов после высокотемпературного воздействия:

а, б – Nb20-Mo10; в, г – Nb10-Mo20. Красным квадратом и стрелкой выделены области, показанные при большем разрешении справа

Fig. 7. Oxide layers formed on the surface of samples after high-temperature exposure:

а, б – Nb20-Mo10; в, г – Nb10-Mo20. The red square and arrow highlight the areas shown at a higher resolution on the right

связано с тем, что покрытия Nb10-Mo20 образуют более плотную, сплошную и равномерную оксидную пленку, предположительно состава MoO_2 [30]. Доля вводимого молибдена в порошковую смесь состава 2 (Nb10 + Mo20) больше, чем в составе 1 (Nb20 + Mo10). Это привело к большему обогащению молибденом модифицированного слоя и увеличило его жаростойкость, что согласуется с данными из научной литературы [31].

Выводы

1. Проведенное исследование показало, что вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошковых смесей на основе ниобия (Nb), молибдена (Mo) и бора (B) позволяет создавать модифицированные слои на поверхности конструкционной среднеуглеродистой стали 40X толщиной до 2400 мкм. Структура указанных слоев представлена легированными молибденом карбидами ниобия, которые распределены в пластичной матрице, состоящей из твердых растворов железа и молибдена.

2. Проведенный анализ выявил, что при любом из исследуемых соотношений ниобия и молибдена (20 % Nb + 10 % Mo или 10 % Nb + 20 % Mo) в структуре наплавленного слоя формируются следующие фазы: легированный карбид ниобия (Nb, Mo)C, α -твердый раствор железа и α -твердый раствор молибдена, легированный железом. Несмотря на введение 10 % бора, признаки образования боридов Nb или Mo отсутствуют, что свидетельствует в пользу его перехода в твердый раствор на основе железа и молибдена. Кроме того, установлено, что в модифицированном слое при использовании порошковой наплавочной смеси Nb20 + Mo10 образуются легированные карбиды ниобия размером 8 ± 2 мкм в количестве 17,5 %, а при использовании порошковой наплавочной смеси Nb10 + Mo20 образуются легированные карбиды ниобия размером 18 ± 5 мкм в количестве 12,5 %.

3. Формирование модифицированных слоев, легированных ниобием, молибденом и бором, позволяет существенно повысить микротвердость поверхностного слоя стали 40X (микротвердость немодифицированной стали – 330 HV). Среднее значение микротвердости

~970 HV получено для модифицированного слоя состава Nb10 + Mo20, тогда как для состава Nb10 + Mo20 этот показатель составил ~522 HV. Высокое содержание Nb (20 %) усиливает формирование карбидов ниобия, легированных молибденом, что повышает твердость.

4. Легирование поверхности стали 40X ниобием и молибденом приводит к значительному повышению жаростойкости материала. Количественный анализ показал, что введение 20 % молибдена и 10 % ниобия обеспечивает увеличение жаростойкости в 3,9 раза, в то время как добавление 20 % ниобия и 10 % молибдена приводит к росту данного показателя в 2,3 раза. Увеличение доли Mo (20 %) способствует получению твердых растворов на основе молибдена, улучшающих устойчивость к высоким температурам.

Список литературы

1. Microstructure and corrosion behavior of chromium-rich stainless steel coatings deposited by different laser cladding processes / S. Sun, Z. Wu, M. Pang, J. Chang, Y. Xuan, H. Qi, R. Yang, Y. Wu // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 29. – P. 3879–3890. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.02.044.
2. High temperature corrosion resistance of FeCr(Ni, Al) alloys as bulk/overlay weld coatings in the presence of KCl at 600 °C / V. Ssentenza, J. Eklund, I. Hanif, J. Liske, T. Jonsson // *Corrosion Science*. – 2023. – Vol. 213. – P. 110896. – DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110896.
3. Thermal spray coatings on high-temperature oxidation and corrosion applications – A comprehensive review / V. Lakkannavar, K.B. Yogesha, C.D. Prasad, R.K. Phanden, G. Srinivasa, S.C. Prasad // *Results in Surfaces and Interfaces*. – 2024. – Vol. 16. – P. 100250. – DOI: 10.1016/j.rsufi.2024.100250.
4. Tribo-oxidation of Ti-Al-Fe and Ti-Al-Mn cladding layers obtained by non-vacuum electron beam-treatment / O.E. Matts, S.Yu. Tarasov, B. Domenichini, D.V. Lazurenko, A.V. Filippov, V.A. Bataev, M.V. Rashkovets, I.K. Chakin, K.I. Emurlaev // *Surface and Coatings Technology*. – 2021. – Vol. 421. – P. 127442. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127442.
5. Оспенникова О.Г., Подъячев В.Н., Столяков Ю.В. Тугоплавкие сплавы для новой техники // *Труды ВИАМ*. – 2016. – № 10 (46). – С. 55–63. – DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5. – URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1018 (дата обращения: 21.11.2025).
6. Шестаков А.В., Карашаев М.М., Дмитриев Н.С. Технологические пути создания компо-

зиционных материалов на основе жаропрочных тугоплавких соединений (обзор) // Труды ВИАМ. – 2021. – № 8 (102). – С. 12–20. – DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-12-20. – URL: http://viam-works.ru/articles?art_id=1732 (дата обращения: 21.11.2025).

7. Chen B., Zhuo L. Latest progress on refractory high entropy alloys: Composition, fabrication, post processing, performance, simulation and prospect // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2023. – Vol. 110. – P. 105993. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2022.105993.

8. Rymer L.-M., Lindner T., Lampke T. Enhanced high-temperature wear behavior of high-speed laser metal deposited $\text{Al}_{0.3}\text{CrFeCoNi}$ coatings alloyed with Nb and Mo // Surface and Coatings Technology. – 2023. – Vol. 470. – P. 129832. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129832.

9. Corrosion behavior of refractory metals in liquid lead at 1000 °C for 1000 h / Z. Xiao, J. Liu, Z. Jiang, L. Luo // Nuclear Engineering and Technology. – 2022. – Vol. 54 (6). – P. 1954–1961. – DOI: 10.1016/j.net.2021.12.014.

10. Boride coatings structure and properties, produced by atmospheric electron-beam cladding / A. Teplykh, M. Golkovskiy, A. Bataev, E. Drobyaz, S.V. Veselov, E. Golovin, I.A. Bataev, A. Nikulina // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 287–290. – P. 26–31. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.287-290.26.

11. Oxidation performance of spark plasma sintered Inconel 625-NbC metal matrix composites / A. Graboś, P. Rutkowski, J. Huebner, D. Kozień, S. Zhang, Y.-L. Kuo, D. Kata, S. Hayashi // Corrosion Science. – 2022. – Vol. 205. – P. 110453. – DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110453.

12. Kinetics and mechanisms of high-temperature oxidation in BCC and FCC high-alloy Fe-based alloys with high volume fraction of carbides / K. Wiecek, M. Stygar, T. Brylewski, R. Chulist, P. Bała, J. Michler // Materials & Design. – 2024. – Vol. 244. – P. 113163. – DOI: 10.1016/j.matdes.2024.113163.

13. Wear-resistant boride reinforced steel coatings produced by non-vacuum electron beam cladding / D.A. Santana, G.Y. Koga, W. Wolf, I.A. Bataev, A.A. Ruktuev, C. Bolfarini, C.S. Kiminami, W.J. Botta, A.M. Jorge Jr // Surface & Coatings Technology. – 2020. – Vol. 386. – P. 125466. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125466.

14. Microstructure and mechanical properties of carbides reinforced nickel matrix alloy prepared by selective laser melting / T. Xia, R. Wang, Z. Bi, R. Wang, P. Zhang, G. Sun, J. Zhang // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 4792. – DOI: 10.3390/ma14174792.

15. Effect of addition of metal carbide on the oxidation behaviors of titanium matrix composites / Y. Liu,

Y. Liu, Z. Zhao, Y. Chen, H. Tang // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 599. – P. 188–194. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.02.056.

16. The elevated temperature oxidation and wear behavior of $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_8\text{Mo}_{12}\text{B}_{10}\text{Si}_{10}$ high-entropy alloy coating by laser cladding / G. Zhang, Z. Zhang, J. Xuan, B. Chen, D. Jiang, X. Song // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 29. – P. 4216–4231. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.02.135.

17. Effects of Nb content on the microstructure and properties of CoCrFeMnNiNbx high-entropy alloy coatings by laser cladding / M. Feng, T. Lin, G. Lian, C. Chen, X. Huang // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 28. – P. 3835–3848. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.01.002.

18. Wear of Mo- and W-alloyed TiAlN coatings during high-speed turning of stainless steel / M. Moreno, J.M. Andersson, M.P. Johansson-Jöesaar, B.E. Friedrich, R. Boyd, I.C. Schramm, L.J.S. Johnson, M. Odén, L. Rogström // Surface and Coatings Technology. – 2022. – Vol. 446. – P. 128786. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128786.

19. B and Ce composite microalloying for improving high-temperature oxidation resistance of 254SMO super-austenite stainless steel / Z. Li, J. Ren, J. Ma, C. Zhang, W. Wang, Y. Li, N. Dong, P. Han // Intermetallics. – 2024. – Vol. 174. – P. 108457. – DOI: 10.1016/j.intermet.2024.108457.

20. Анализ современной ситуации в области применения электронно-пучковой обработки различных сплавов. Ч. 1 / Д.В. Комаров, С.В. Коновалов, Д.В. Жуков, И.С. Виноградов, И.А. Панченко // Ползуновский вестник. – 2021. – № 4. – С. 129–139. – DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.04.017.

21. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovsky, A.Yu. Teplykh, V.G. Burov, S.V. Veselov // Surface and Coatings Technology. – 2012. – Vol. 207. – P. 245–253. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.06.081.

22. Cutting and welding of high-strength steels using non-vacuum electron beam as a universal tool for material processing / T. Hassel, N. Murray, G. Klimov, A. Beniyash // World Journal of Engineering and Technology. – 2016. – Vol. 4. – P. 598–607. – DOI: 10.4236/wjet.2016.44056.

23. Марочник сталей и сплавов / под ред. А.С. Зубченко. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с. – ISBN 978-5-94275-582-9.

24. ГОСТ Р ИСО 6507-1-2007. Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Ч. 1. Метод измерения. – М.: Стандартинформ, 2008. – 16 с.

25. ГОСТ 6130-71. Металлы. Методы определения жаростойкости: взамен ГОСТ 6130-52: переизд.

(сент. 1990 г.) с Изм. № 1. – М.: Изд-во стандартов, 1990. – 14 с.

26. Rogl P., Korniyenko K., Velikanova T. Boron – Carbon – Niobium // *Refractory Metal Systems*. – Springer, 2009. – P. 474–498. – DOI: 10.1007/978-3-540-88053-0_20.

27. The crystal structure of trigonal diboron trioxide / G.E. Gurr, P.W. Montgomery, C.D. Knutson, B.T. Gores // *Acta Crystallographica*. – 1970. – Vol. 26 (7). – P. 906–915. – DOI: 10.1107/S0567740870003369.

28. Tool steel coatings based on niobium carbide and carbonitride compounds / R.A. Mesquita, C.A. Schuh // *Surface and Coatings Technology*. – 2012. – Vol. 207. – P. 472–479. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.052.

29. Улиг Г.Г., Реву Р.У. Коррозия и борьба с ней: введение в коррозионную науку и технику / пер.

с англ. А.М. Сухотина. – Л.: Химия, 1989. – 456 с. – ISBN 5-7245-0355-7.

30. Oxidation mechanism and high-temperature strength of Mo–B–C-coated diamonds in the 700°C–1200 °C temperature range / X. Mao, Q. Meng, S. Wang, S. Huang, M. Yuan, Y. Qiu // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 33. – P. 7829–7841. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.10.249.

31. Effects of Mo and Nb on the microstructure and high temperature oxidation behaviors of CoCrFe–Ni-based high entropy alloys / T. Wu, L. Yu, G. Chen, R. Wang, Y. Xue, Y. Lu, B. Luan // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 27. – P. 1537–1549. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.10.058.

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



Structure and properties of coatings based on refractory elements obtained by non-vacuum electron beam surfacing

Evdokia Bushueva^{1, a, *}, Artem Nastavshev^{1, b}, Ksenia Skorokhod^{2, c}, Evgeniy Domarov^{3, d},
Ivan Mishin^{4, e}

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

² Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics SB RAS, 4/1 Institutskaya str., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

³ Budker Institute of Nuclear Physics of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 11 Acad. Lavrentieva Pr., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

⁴ Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-7608-734X>, bushueva@corp.nstu.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0002-1082-2086>, artem.nastavshev@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-0210-8405>, k.skorokhod@itam.nsc.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-2422-1513>, domarov88@mail.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0001-8294-7238>, mip@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 July 2025

Revised: 02 September 2025

Accepted: 15 November 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Structure

Electron beam surfacing

High-temperature oxidation resistance

Hardness

Funding

The study was carried out in accordance with the state assignment of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project FSUN-2023-0009).

ABSTRACT

Introduction. The development of modern industry requires materials capable of withstanding high temperatures and loads while maintaining functionality and performance. Traditional materials, such as 0.4 C-Cr structural steel, are widely used in mechanical engineering and are inexpensive. However, ordinary and low-alloy steels are subject to intense oxidation when exposed to temperatures above 400°C. To improve the performance of structural steels under high-temperature conditions, the development of effective methods for modifying their surfaces is an urgent task. **The purpose of this work** is to develop a technology for creating high-temperature oxidation resistant surface layers on 0.4 C-Cr structural steel. For this purpose, the non-vacuum electron beam surfacing method was used, employing powder materials based on refractory elements: niobium, molybdenum, and boron. **Materials and methods.** In this study, modified layers were formed on 0.4 C-Cr steel using non-vacuum electron beam surfacing of Nb-Mo-B powder composites. The following research methods were used: optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction analysis, microhardness testing, high-temperature oxidation testing, and oxidation reaction kinetics determination. **Results and discussion.** The modified layers, which were 2.0–2.3 mm thick, exhibited a gradient structure consisting of molybdenum-doped niobium carbide present as dendrites and irregularly shaped crystals, as well as eutectic colonies based on the same carbide and α -Fe and α -(Mo,Fe) solid solutions. X-ray phase analysis identified the following phases in the modified layers: (Nb,Mo)C carbide and α -Fe and α -(Mo,Fe)-based solid solutions. The surfacing with Nb, Mo, and B resulted in the formation of layers on the surface of 0.4 C-Cr carbon steel that are 2.9 times harder and 3.9 times more temperature oxidation resistant than those of the unmodified steel.

For citation: Bushueva E.G., Nastavshev A.E., Skorokhod K.A., Domarov E.V., Mishin I.P. Structure and properties of coatings based on refractory elements obtained by non-vacuum electron beam surfacing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 325–338. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-325-338. (In Russian).

References

1. Sun S., Wu Z., Pang M., Chang J., Xuan Y., Qi H., Yang R., Wu Y. Microstructure and corrosion behavior of chromium-rich stainless steel coatings deposited by different laser cladding processes. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 29, pp. 3879–3890. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.02.044.
2. Ssentenza V., Eklund J., Hanif I., Liske J., Jonsson T. High temperature corrosion resistance of FeCr(Ni, Al) alloys as bulk/overlay weld coatings in the presence of KCl at 600 °C. *Corrosion Science*, 2023, vol. 213, p. 110896. DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110896.

* Corresponding author

Bushueva Evdokia G., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
 Tel.: +7 383 346-06-12, e-mail: bushueva@corp.nstu.ru



3. Lakkannavar V., Yogesha K.B., Prasad C.D., Phanden R.K., Srinivasa G., Prasad S.C. Thermal spray coatings on high-temperature oxidation and corrosion applications – A comprehensive review. *Results in Surfaces and Interfaces*, 2024, vol. 16, p. 100250. DOI: 10.1016/j.rsufi.2024.100250.
4. Matts O.E., Tarasov S.Yu., Domenichini B., Lazurenko D.V., Filippov A.V., Bataev V.A., Rashkovets M.V., Chakin I.K., Emurlaev K.I. Tribo-oxidation of Ti-Al-Fe and Ti-Al-Mn cladding layers obtained by non-vacuum electron beam treatment. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 421, p. 127442. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127442.
5. Ospennikova O.G., Podiyachev V.N., Stolyankov Yu.V. Tugoplavkie splavy dlya novoi tekhniki [Refractory alloys for innovative equipment]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2016, no. 10 (46), pp. 55–63. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed 21.11.2025).
6. Shestakov A.V., Karashaev M.M., Dmitriev N.S. Tekhnologicheskie puti sozdaniya kompozitsionnykh materialov na osnove zharoprochnykh tugoplavkikh soedinenii (obzor) [Technological ways to create composite materials based on heat-resistant refractory compounds (review)]. *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2021, no. 8 (102), pp. 12–20. DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-8-12-20. Available at: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1732 (accessed 21.11.2025).
7. Chen B., Zhuo L. Latest progress on refractory high entropy alloys: Composition, fabrication, post processing, performance, simulation and prospect. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2023, vol. 110, p. 105993. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2022.105993.
8. Rymer L.-M., Lindner T., Lampke T. Enhanced high-temperature wear behavior of high-speed laser metal deposited $\text{Al}_{0.3}\text{CrFeCoNi}$ coatings alloyed with Nb and Mo. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 470, p. 129832p. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129832.
9. Xiao Z., Liu J., Jiang Z., Luo L. Corrosion behavior of refractory metals in liquid lead at 1000 °C for 1000 h. *Nuclear Engineering and Technology*, 2022, vol. 54 (6), pp. 1954–1961. DOI: 10.1016/j.net.2021.12.014.
10. Teplykh A., Golkovskiy M., Bataev A., Drobyaz E., Veselov S.V., Golovin E., Bataev I.A., Nikulina A. Boride coatings structure and properties, produced by atmospheric electron-beam cladding. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 287–290, pp. 26–31. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.287-290.26.
11. Graboś A., Rutkowski P., Huebner J., Kozień D., Zhang S., Kuo Y.-L., Kata D., Hayashi S. Oxidation performance of spark plasma sintered Inconel 625-NbC metal matrix composites. *Corrosion Science*, 2022, vol. 205, p. 110453. DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110453.
12. Wiczerzak K., Stygar M., Brylewski T., Chulist R., Bała P., Michler J. Kinetics and mechanisms of high-temperature oxidation in BCC and FCC high-alloy Fe-based alloys with high volume fraction of carbides. *Materials & Design*, 2024, vol. 244, p. 113163. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.113163.
13. Santana D.A., Koga G.Y., Wolf W., Bataev I.A., Ruktuev A.A., Bolfarini C., Kiminami C.S., Botta W.J., Jorge Jr A.M. Wear-resistant boride reinforced steel coatings produced by non-vacuum electron beam cladding. *Surface & Coatings Technology*, 2020, vol. 386, p. 125466. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125466.
14. Xia T., Wang R., Bi Z., Wang R., Zhang P., Sun G., Zhang J. Microstructure and mechanical properties of carbides reinforced nickel matrix alloy prepared by selective laser melting. *Materials*, 2021, vol. 14, p. 4792. DOI: 10.3390/ma14174792.
15. Liu Y., Liu Y., Zhao Z., Chen Y., Tang H. Effect of addition of metal carbide on the oxidation behaviors of titanium matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 599, pp. 188–194. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.02.056.
16. Zhang G., Zhang Z., Xuan J., Chen B., Jiang D., Song X. The elevated temperature oxidation and wear behavior of $\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_8\text{Mo}_{12}\text{B}_{10}\text{Si}_{10}$ high-entropy alloy coating by laser cladding. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 29, pp. 4216–4231. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.02.135.
17. Feng M., Lin T., Lian G., Chen C., Huang X. Effects of Nb content on the microstructure and properties of CoCrFeMnNiNbx high-entropy alloy coatings by laser cladding. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 28, pp. 3835–3848. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.01.002.
18. Moreno M., Andersson J.M., Johansson-Jöesaar M.P., Friedrich B.E., Boyd R., Schramm I.C., Johnson L.J.S., Odén M., Rogström L. Wear of Mo- and W-alloyed TiAlN coatings during high-speed turning of stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 446, p. 128786. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128786.
19. Li Z., Ren J., Ma J., Zhang C., Wang W., Li Y., Dong N., Han P. B and Ce composite microalloying for improving high-temperature oxidation resistance of 254SMO super-austenite stainless steel. *Intermetallics*, 2024, vol. 174, p. 108457. DOI: 10.1016/j.intermet.2024.108457.
20. Komarov D.V., Kononov S.V., Zhukov D.V., Vinogradov I.S., Panchenko I.A. Analiz sovremennoi situatsii v oblasti primeneniya elektronno-puchkovoi obrabotki razlichnykh splavov. Ch. 1 [Analysis of the current situation

in the field of application of electron-beam processing of various alloys. Part 1]. *Polzunovskiy vestnik*, 2021, no. 4, pp. 129–139. DOI: 10.25712/ASTU.2072-8921.2021.04.017. (In Russian).

21. Bataev I.A., Bataev A.A., Golkovsky M.G., Teplykh A.Yu., Burov V.G., Veselov S.V. Non-vacuum electronbeam boriding of low-carbon steel. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 245–253. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.06.081.

22. Hassel T., Murray N., Klimov G., Beniyash A. Cutting and welding of high-strength steels using non-vacuum electron beam as a universal tool for material processing. *World Journal of Engineering and Technology*, 2016, vol. 4, pp. 598–607. DOI: 10.4236/wjet.2016.44056.

23. Zubchenko A.S., ed. *Marochnik stalei i splavov* [Brand book of steels and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003. 784 p. ISBN 978-5-94275-582-9.

24. GOST R ISO 6507-1–2007. *Metally i splavy. Izmerenie tverdosti po Vickersu*. Ch. 1. *Metod izmereniya* [State standard R ISO 6507-1–2007. Metals and alloys. Vickers hardness test. Part 1. Test method]. Moscow, Standartinform publ., 2008. 16 p.

25. GOST 6130–71. *Metally. Metody opredeleniya zharostoikosti* [State standard 6130–71. Metals. Methods of determining heat resistance]. Moscow, Standards Publ., 1990. 14 p.

26. Rogl P., Korniyenko K., Velikanova T. Boron – Carbon – Niobium. *Refractory Metal Systems*. Springer, 2009, pp. 474–498. DOI: 10.1007/978-3-540-88053-0_20.

27. Gur G.E., Montgometry P.W., Knutson C.D., Gorres B.T. The crystal structure of trigonal diboron trioxide. *Acta Crystallographica*, 1970, vol. 26 (7), pp. 906–915. DOI: 10.1107/S0567740870003369.

28. Mesquita R.A., Schuh C.A. Tool steel coatings based on niobium carbide and carbonitride compounds. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 472–479. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2012.07.052.

29. Uhlig H.H., Revie R.W. *Corrosion and corrosion control: An introduction to corrosion science and engineering*. Wiley, 1985. 512 p. ISBN 0-471-07818-2 (Russ. ed.: Ulig G.G., Revi R.U. *Korroziya i bor'ba s nei: vvedenie v korrozionnuyu nauku i tekhniku*. Leningrad, Khimiya Publ., 1989. 456 p. ISBN 5-7245-0355-7).

30. Mao X., Meng Q., Wang S., Huang S., Yuan M., Qiu Y. Oxidation mechanism and high-temperature strength of Mo–B–C-coated diamonds in the 700°C–1200 °C temperature range. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 33, pp. 7829–7841. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.10.249.

31. Wu T., Yu L., Chen G., Wang R., Xue Y., Lu Y., Luan B. Effects of Mo and Nb on the microstructure and high temperature oxidation behaviors of CoCrFeNi-based high entropy alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 27, pp. 1537–1549. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.10.058.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ

Уважаемые *Авторы*, в связи с включением журнала «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» в международные базы данных библиографического описания и научного цитирования *Web of Science* и *Scopus* изменены правила оформления представляемых рукописей. Главная цель изменений состоит в том, чтобы сделать основные положения и выводы публикуемых в журнале статей доступными для широкой зарубежной аудитории, не владеющей русским языком. Особое значение теперь приобретают англоязычная аннотация к статье (*Abstract*) и список использованной автором литературы (*References*), поскольку именно они, а не текст самой статьи, находят отражение в системах *Scopus* и *Web of Science*. По своему содержанию и информативности *Abstract* и *References* должны привлечь внимание зарубежных читателей к теме статьи. Соответственно в интересах автора тщательно подойти к подготовке этих блоков статьи и обеспечить их максимально высокое качество.

В журнале публикуются результаты **оригинальных** фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. **Опубликованные ранее научные работы не принимаются к рассмотрению и изданию!** Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения и современной металлургии и материаловедения. В ВАК журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» зарегистрирован по следующим научным специальностям: Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; Технология машиностроения; Сварка, родственные процессы и технологии; Машины, агрегаты и процессы (по отраслям); Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; Порошковая металлургия и композиционные материалы; Нанотехнологии и наноматериалы (по отраслям); Материаловедение (по отраслям). **Издание имеет право опубликовать научные работы в рамках указанных специальностей! Публикация статей бесплатная!**

В связи с тем, что журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» принимает оригинальные научные статьи в формате *Full Article* – стандартный формат для завершённых научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру IMRAD (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, автор (все соавторы) должен быть [зарегистрирован на сайте журнала](http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration) http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Важно: работа должна поступить не позже чем за 3 месяца до официального выхода номера в свет согласно графику.

График выхода журнала в течение года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

В исключительных случаях, по согласованию с редакцией журнала, срок приема статьи в ближайший номер может быть продлен, но не более чем на две недели.

Перед отправкой рукописи в редакцию настоятельно рекомендуется авторам проверить свою статью с помощью системы **Антиплагиат**. Допустимый процент заимствования текста из других источников составляет 5–10 %.

Рукопись статьи готовится в соответствии с [правилами оформления](#) в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (**цветной режим сканирования, разрешение не менее 600 dpi**) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

По окончании всех работ обязательно **нажать кнопку «Отправить в редакцию»**.

Одновременно со статьей высылается оригинал экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи на почтовый адрес редакции: 630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 137ВЦ, зам. гл. редактора Скиба В.Ю.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции высылается [авторский лицензионный договор](#).

Все рукописи рецензируются. Плата за публикацию рукописей не взимается.

Правила оформления рукописи

«Правила оформления» (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Просим внимательно ознакомиться со всеми пунктами, представленными в данном разделе.

При оформлении своей работы рекомендуется воспользоваться шаблоном, представленным на сайте журнала: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Аффилиация авторов

Полный список авторов с указанием ФИО. Полностью должны быть написаны Имя и Фамилия автора (ов). Полное название организации для каждого из авторов с указанием улицы, номера дома, города, почтового индекса и страны. Для каждого из авторов ОБЯЗАТЕЛЬНО указываются его уникальный идентификационный код **ORCID** (Open Researcher and Contributor ID), РИНЦ AuthorID и электронная почта. Если отсутствует **ORCID**, то необходимо пройти по ссылке <https://orcid.org/> и зарегистрироваться в системе. После регистрации необходимо отредактировать свои персональные данные и список публикаций.

После регистрации ORCID необходимо **ОТРЕДАКТИРОВАТЬ СВОИ ПЕРСОНАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ В ДАННОМ ПРОФИЛЕ («пустой» профиль ORCID’a недопустим!)**. При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID’e использовать латинский алфавит, а не кириллицу!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружались такие ошибки, обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ к публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

АННОТАЦИЯ к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: *обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.*

В аннотации Вы должны выдержать структуру **IMRAD** и **четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии)** соответствующие разделы: **Introduction** (введение); **Methods** (методы); **Results and Discussion** (результаты и обсуждения) (см. пример).

Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!

Пример структурированной аннотации

• На русском языке

Введение. Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности, а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. **Цель работы:** изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. **В работе исследованы** сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °С) и отрицательных (–45 °С) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтверждён эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до –45 °С). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

• На английском языке

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the 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 повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по Госстандарту.

При проведении испытаний приводится следующая информация. 1. Тип и условия испытаний, например температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда. 2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, 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 прислать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of **IMRAD** (•*Introduction*, •*Methods*, •*Results*, •*Discussion*, •*Conclusion*).

Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be [signed up for the journal website](#). The author (one of the co-authors) in his office selects the “Submit a paper” in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

Important: The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

Schedule of the journal publication during the year

<i>Issue</i>	<i>Publication (month, date)</i>
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in *.doc, *.docx format.



The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal's website in the "Submit Paper" section in *.pdf, *.jpg, *.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the "Send to the Editor" button.

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeebea.

When a manuscript is accepted for publication, an [author's license agreement](#) is additionally sent to the postal address of the editorial office.

All manuscripts are reviewed. There is no fee for publishing manuscripts.

Paper submission guidelines:

See the section "Paper Submission guidelines" (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Authors affiliation

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link <https://orcid.org/> and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE (**"an empty" ORCID profile is not allowed!**). When uploading papers, give preference to English-language sources. **It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!**; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

A huge request to all authors is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. **Attention!** When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!

The scientific paper should have the structure of **IMRAD** (***Introduction, Methods, Results and Discussion***):

- Title;
- Abstract;
- ***Introduction***;
- ***Methods***;
- ***Results***;
- ***Discussion***;
- Conclusion;
- Acknowledgements / Funding;
- References.

Abstract

Paper **abstract** should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see

examples in the section “Paper Submission guidelines”). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: *the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions*.

In the abstract, you should adhere to the structure of **IMRAD** and **clearly indicate in the text (for both Russian and English versions)** the corresponding sections: **Introduction; Methods; Results and Discussion** (*see an example*).

The volume of the abstract in English should be at least 250 words!

An example of a structured abstract:

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

Introduction

The “**Introduction**” section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the “**Introduction**” section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

METHODS / METHODS OF RESEARCH

Theory (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained).

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test

program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc. ; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

RESULTS AND ITS DISCUSSION

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

Discussion

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the "Introduction" section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

CONCLUSION / CONCLUSIONS

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

Graphics quality!

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (**in Russian and in English!**). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal "Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science" is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

The tables' headings (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see "Paper Submission guidelines")

Mathematical formulas: complex and multi-line formulas should be typed **entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0 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.

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.

Соучредители журнала
«ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ (технология • оборудование • инструменты)»

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



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 4 OCTOBER – DECEMBER 2025

OB RABOTKA METALLOV

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK