

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 26, Номер 3

ИЮЛЬ – СЕНТЯБРЬ 2024

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

**ТЕХНОЛОГИЯ
ОБОРУДОВАНИЕ
ИНСТРУМЕНТЫ**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

НОВОСИБИРСК

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Том 26 № 3 2024 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

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

Члены совета

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

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

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

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

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

Российская Федерация: **Атапин В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Буров В.Г.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **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, **Яношкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, ЧГУ, г. Чебоксары



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

WEB OF SCIENCE



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

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

СОУЧРЕДИТЕЛИ

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

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

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

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Иванцовский Владимир Владимирович – доцент,
доктор технических наук

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук

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

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

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

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

Журнал зарегистрирован 01.03.2021 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-80400

Индекс: **70590** по каталогу ООО «УП УРАЛ-ПРЕСС»

Адрес редакции и издателя:

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

Тел. +7 (383) 346-17-75

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

Сухов А.В., Сундуков С.К., Фатюхин Д.С. Сборка резьбовых и клеерезьбовых соединений с наложением ультразвуковых колебаний.....	6
Барабошкин К.А., Адигамов Р.Р., Юсупов В.С., Кожевникова И.А., Карлина А.И. Термомеханическая прокатка при производстве обсадных труб (обзор исследований).....	24
Дживеди Р., Соматкар А., Чинчаникар С. Моделирование и оптимизация процесса накатывания роликом Al6061-T6 для достижения минимального отклонения от круглости, минимальной шероховатости поверхности и повышения ее микротвердости.....	52
Ильиных А.С., Пикалов А.С., Милорадович В.К., Галай М.С. Экспериментальные исследования режимов шлифования рельсов с применением нового скоростного электропривода.....	66
Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Оценка возможности контактно-стыковой сварки оплавлением труб из теплоустойчивой стали 15Х5М.....	79
Гимадеев М.Р., Стельмаков В.А., Шеленок Е.А. Жизненный цикл изделия: мониторинг процессов механической обработки и фильтрация виброакустических сигналов.....	94

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

Заковоротный В.Л., Гвинджилля В.Е., Кислов К.В. Информационные свойства частотных характеристик динамической системы резания при диагностике износа инструментов.....	114
Абляз Т.Р., Блохин В.Б., Шлыков Е.С., Муратов К.Р., Осинников И.В. Особенности применения электродов-инструментов, изготовленных аддитивными технологиями, при электроэрозионной обработке изделий.....	135
Сидоров Е.А., Гриненко А.В., Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Николаева А.В., Черемнов А.М., Рубцов В.Е., Утяганова В.Р., Осипович К.С., Колубаев Е.А. Закономерности износа плазмотронов при плазменной резке толстолистового проката на токе обратной полярности.....	149

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Семин В.О., Панфилов А.О., Утяганова В.Р., Воронцов А.В., Зыкова А.П. Коррозионные характеристики композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т, полученных двухпроволочным электронно-лучевым аддитивным производством.....	163
Деванган Р., Шарма Б.П., Шарма Ш.С. Исследование характера изменения твердости композиционных материалов с алюминиевой матрицей, упрочненной золой кокосовой скорлупы и красным шламом, с использованием анализа Тагучи.....	179
Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П., Ибрагимов Е.А. Влияние технологических параметров на микроструктуру и свойства сплава AlSiMg, полученного методом селективного лазерного плавления.....	192
Бурдилов А.А., Довженко Г.Д., Батаев И.А., Батаев А.А. Методы монохроматизации синхротронного излучения (обзор исследований).....	208
Бурков А.А., Дворник М.А., Кулик М.А., Бышюра А.Ю. Износостойкость и коррозионное поведение Cu-Ti-покрытий в растворе SBF.....	234
Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сирош В.А., Макаров А.В. Структурные особенности и трибологические свойства многослойных высокотемпературных плазменных покрытий.....	250
Шарма Б.П., Деванган Р., Шарма Ш.С. Механические свойства экологически чистых гибридных полимерных композитов с джутовыми волокнами и волокнами сиды сердцелистной.....	267
Корниенко Е.Е., Гуляев И.П., Смирнов А.А., Плотникова Н.В., Кузьмин В.И., Головахин В., Тамбовцев А.С., Тырышкин П.А., Сергачёв Д.В. Особенности тонкой структуры Ni-Al покрытий, полученных методом HV-APS.....	286

МАТЕРИАЛЫ РЕДАКЦИИ	298
---------------------------	-----

МАТЕРИАЛЫ СОУЧЕРЕДИТЕЛЕЙ	307
---------------------------------	-----

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 09.09.2024. Выход в свет 17.09.2024. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 38,5. Уч.-изд. л. 71,6. Изд. № 112. Заказ 175. Тираж 300 экз.

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

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

METAL WORKING & MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 26 No.3 2024 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 Ukraine:

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

The Russian Federation:

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

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

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

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

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

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

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Corresponding Member of RAS,
Head of division, Head of laboratory (Laboratory of Mechanical Properties)
M.N. Miheev Institute of Metal Physics,

Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*;

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

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

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

CONTENTS

TECHNOLOGY

Sukhov A.V., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S. Assembly of threaded and adhesive-threaded joints with the application of ultrasonic vibrations.....	6
Baraboshkin K.A., Adigamov R.R., Yusupov V.S., Kozhevnikova I.A., Karlina A.I. Thermomechanical rolling in well casing production (research review).....	24
Dwivedi R., Somatkar A., Chinchanikar S. Modeling and optimization of roller burnishing of Al6061-T6 process for minimum surface roughness, better microhardness and roundness.....	52
Ilinykh A.S., Pikalov A.S., Miloradovich V.K., Galay M.S. Experimental studies of rail grinding modes using a new high-speed electric drive.....	66
Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Assessment of the possibility of resistance butt welding of pipes made of heat-resistant steel 0.15C-5Cr-Mo.....	79
Gimadeev M.R., Stelmakov V.A., Shelenok E.A. Product life cycle: machining processes monitoring and vibroacoustic signals filterings.....	94

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E., Kislov K.V. Information properties of frequency characteristics of dynamic cutting systems in the diagnosis of tool wear.....	114
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.....	135
Sidorov E.A., Grinenko A.V., Chumaevsky A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Rubtsov V.E., Utyaganova V.R., Osipovich K.S., Kolubaev E.A. Patterns of reverse-polarity plasma torches wear during cutting of thick rolled sheets.....	149

MATERIAL SCIENCE

Semin V.O., Panfilov A.O., Utyaganova V.R., Vorontsov A.V., Zykova A.P. Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing.....	163
Dewangan R., Sharma B.P., Sharma S.S. Investigation of hardness behavior in aluminum matrix composites reinforced with coconut shell ash and red mud using Taguchi analysis.....	179
Saprykina N.A., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A. The effect of technological parameters on the microstructure and properties of the AlSiMg alloy obtained by selective laser melting.....	192
Burdilov A.A., Dovzhenko G.D., Bataev I.A., Bataev A.A. Methods of synchrotron radiation monochromatization (research review).....	208
Burkov A.A., Dvornik M.A., Kulik M.A., Bytsura A.Yu. Wear resistance and corrosion behavior of Cu-Ti coatings in SBF solution.....	234
Pugacheva N.B., Bykova T.M., Sirosh V.A., Makarov A.V. Structural features and tribological properties of multilayer high-temperature plasma coatings.....	250
Sharma B.P., Dewangan R., Sharma S.S. Characterizing the mechanical behavior of eco-friendly hybrid polymer composites with jute and Sida cordifolia fibers.....	267
Kornienko E.E., Gulyaev I.P., Smirnov A.I., Plotnikova N.V., Kuzmin V.I., Golovakhin V., Tambovtsev A.S., Tyryshkin P.A., Sergachev D.V. Fine structure features of Ni-Al coatings obtained by high velocity atmospheric plasma spraying.....	286

EDITORIAL MATERIALS	298
----------------------------	-----

FOUNDERS MATERIALS	307
---------------------------	-----

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Сборка резьбовых и клеерезьбовых соединений с наложением ультразвуковых колебаний

Александр Сухов ^{a, *}, Сергей Сундуков ^b, Дмитрий Фатюхин ^c

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

^a <https://orcid.org/0009-0009-9097-8216>, sukhov-aleksandr96@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-4393-4471>, sergey-lefmo@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-5914-3415>, mitriy2@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 534-8 + 621.813 + 62-771

История статьи:

Поступила: 24 апреля 2024

Рецензирование: 14 мая 2024

Принята к печати: 05 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Ультразвук

Сборка

Ультразвуковые колебания

Резьбовое соединение

Клеерезьбовое соединение

Эпоксидная смола

Финансирование

Материал подготовлен в рамках научных исследований по проекту № FFSM-2024-0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Основной проблемой при эксплуатации резьбовых соединений является уменьшение усилия предварительной затяжки под действием рабочих нагрузок, которые способствуют релаксации напряжений в элементах соединения. Основными направлениями интенсификации сборочных операций с целью повышения эксплуатационных свойств резьбового соединения являются совершенствование конструкции соединений и использование клеевых составов, которые после полимеризации препятствуют раскручиванию. Одним из способов модернизации сборки является применение ультразвуковых колебаний, позволяющих воздействовать на распределение сил, возникающих при сборке, а также обрабатывать клей для повышения его свойств. **Методика исследований.** Экспериментальные исследования проводились в три этапа. На первом этапе оценивалось влияние сдвиговых ультразвуковых колебаний на процесс сборки резьбового соединения. В качестве комплексного показателя, определяющего эффективность воздействия, предложен относительный момент откручивания, который учитывает изменение момента закручивания в условиях колебаний и увеличение момента откручивания после сборки. На втором этапе проводились исследования по влиянию ультразвуковой обработки на свойства эпоксидного клея в жидком (вязкость) и полимеризованном (субмикроструктура, микротвердость, сдвиговое напряжение) состоянии. На третьем этапе производилась сборка клеерезьбового соединения с одновременным добавлением клея и наложением колебаний. **Результаты и обсуждение.** Наложение сдвиговых ультразвуковых колебаний с амплитудой от 5 до 9 мкм приводит к повышению относительного момента откручивания в 1,5 раза, что связано с созданием дополнительной силы, способствующей закручиванию, и уменьшением трения, которое приобретает особенности квазивязкого. При этом ультразвук повышает равномерность распределения нагрузки по виткам резьбы, что подтверждается отсутствием их деформации при большем моменте закручивания. Ультразвуковая обработка клея при амплитудах 8...12 мкм приводит к снижению вязкости до 70–80 % и повышению прочности до 24 %, что объясняется действием кавитации и акустических потоков. Сборка клеерезьбового соединения при амплитуде колебаний 9 мкм сочетает в себе эффекты, способствующие закручиванию и обеспечивающие повышение свойств клея. В результате такое соединение имеет относительный момент откручивания в 1,95 раза больший по сравнению с контрольным.

Для цитирования: Сухов А.В., Сундуков С.К., Фатюхин Д.С. Сборка резьбовых и клеерезьбовых соединений с наложением ультразвуковых колебаний // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 6–23. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-6-23.

Введение

В современных условиях для обеспечения конкурентоспособности изделий машиностроения предъявляются жесткие требования к качеству изделий и повышению технологичности их производства. Особое внимание уделяется

изделиям машиностроения, которые работают в различных экстремальных условиях эксплуатации, в том числе в таких регионах, как Арктика. В этих случаях особенно важна надежность техники, что в значительной степени определяется качеством сборки соединений.

Одним из наиболее распространенных видов соединений является резьбовое, позволяющее проводить сборку и разборку изделий без их повреждения. Примерно 70 % всех соединений составляют резьбовые, на которые приходится 25–30 % трудоемкости сборки и 25–64 % тру-

*Адрес для переписки

Сухов Александр Вадимович, аспирант
Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ),
Ленинградский проспект, 64,
125319, г. Москва, Россия
Тел.: +7 926 926-82-97, e-mail: sukhov-aleksandr96@mail.ru

доемкости разборочных работ [1, 2]. По разным оценкам до 15–20 % отказов техники в процессе эксплуатации связано с резьбовыми соединениями. Соответственно обеспечение качества сборки резьбовых соединений является одной из основных задач в условиях производства [3, 4].

Надежность резьбового соединения определяется силовым взаимодействием его элементов. При сборке в крепежных и соединяемых деталях необходимо создать напряжения, приводящие к упругим и пластическим деформациям, чтобы обеспечить жесткость и прочность соединения, а также не допустить его самооткручивания. Эти напряжения обуславливаются усилием затяжки резьбы, нормативные значения которого определяются в соответствии с [5].

В процессе работы под действием статических и динамических нагрузок происходит релаксация напряжений в элементах резьбового соединения, что приводит к уменьшению усилия предварительной затяжки и раскручиванию резьбы. С этим связана одна из самых распространенных причин отказов резьбовых соединений [6, 7].

Для снижения вероятности раскручивания резьбы в процессе эксплуатации соединение выполняется с применением контргаек, гроверов и стопорящих шайб, которые обеспечивают дополнительное сцепление по их опорным поверхностям. Однако перечисленные методы не обеспечивают надежного стопорения при вибрационных и циклических нагрузках [8, 9].

Другой значимой проблемой при сборке резьбового соединения является неравномерное распределение усилий по виткам резьбы, что доказано в [10]. Так, более 70 % нагрузки приходится на первые три витка резьбы, что при увеличении момента затяжки может привести к срыву резьбы на этих витках [11]. Таким образом, повышение прочности соединения возможно только за счет увеличения диаметра резьбовых деталей и соответственно увеличения отверстий под них.

Масштабы использования резьбовых соединений и их важность при сборке изделий обуславливают актуальность исследований, направленных на совершенствование сборочных операций и повышение эксплуатационных свойств соединений.

Решению проблем, связанных со сборкой резьбовых соединений, посвящено значитель-

ное количество научных исследований и конструкторских изысканий. Ряд работ направлен на совершенствование элементов резьбовых соединений или добавление новых [12–16].

В патенте [12] предложено решение для уменьшения изгибных напряжений, возникающих в резьбовом соединении при поперечном смещении головки болта вследствие усилия на конце закручивающего устройства. При высоких нагрузках указанные напряжения приводят к повышению вероятности ослабления затяжки. С целью снижения напряжений предложено наносить на сферическую поверхность шайбы антифрикционное покрытие, а на опорную поверхность – фрикционное. В этом случае сила трения на нижней поверхности шайбы будет больше силы трения на сферической поверхности болта.

Авторами [13] предложен способ перераспределения нагрузки по виткам резьбы, заключающийся в нарезании в болте пазов с последующей запрессовкой в них пластин из никелида титана. Далее резьбовые детали охлаждаются до температуры ниже -80°C , что приводит к сверхпластичности вставок, и производится сборка. После повышения температуры пластины восстанавливают свою упругость, что позволяет распределить нагрузку от первых витков к остальным.

Для повышения надежности стопорения в [14] предлагается на все крепежные элементы соединения помещать термоусадочный колпачок с последующим его нагревом до температуры усадки. В качестве дополнительного эффекта указана защита соединения от коррозии.

С этой же целью в работе [15] предложено размещать между наружной и внутренней резьбой тонкостенную трубку, которая при сборке деформируется в осевом направлении, что обеспечивает устойчивость к ослаблению резьбы.

В исследовании [16] указано, что наиболее сложной нагрузкой для ослабления гайки является нагрузка, направленная перпендикулярно оси болта. Для повышения надежности соединения разработана конструкция контргайки с пружиной внутри, что дополнительно увеличивает осевую силу.

Ряд исследований посвящен воздействию на резьбовые соединения ультразвуковыми колебаниями (УЗ), которые хорошо себя зарекомендовали как при операции сборки, так и для разборки.

Наложение ультразвуковых колебаний различных типов на резьбовое соединение способствует значительному снижению трения в элементах резьбы при сборочно-разборочных операциях, что позволяет снизить вероятность возникновения схватывания поверхностей при сборке [17–19]. Применение ультразвука также позволяет повысить качество соединения за счет создания большего осевого усилия в соединении [20–23].

Большинство работ в этой области направлено на создание ультразвуковых инструментов, обеспечивающих эффективную передачу колебаний на резьбовой элемент [24, 25].

В работе [26] рассмотрено влияние продольных ультразвуковых колебаний на качество сборки резьбовых соединений. Установлено, что колебания малой амплитуды повышают надежность затяжки, при этом увеличение амплитуды колебаний не приводит к росту момента откручивания без использования ультразвука. Указано, что в случае малых моментов закручивания ультразвук обеспечивает зазор, который свидетельствует о снижении качества сборки.

Результаты исследования [27], которое также проводилось с продольной ориентацией колебаний, показывают, что после достижения определенного значения амплитуды колебаний (6 мкм) применение ультразвука практически не влияет на надежность соединения.

В работах [24, 28] рассматривается применение ультразвуковых колебаний другой поляризации – крутильных и продольно-изгибных. Исследования показали, что при крутильных колебаниях амплитудой всего 1 мкм, прикладываемых к соединению, момент откручивания снижается в два раза. Приложение продольно-изгибных колебаний также позволяет снизить момент откручивания. Исследований таких типов колебаний в процессе сборки резьб не найдено.

Другим широко применяемым способом, предотвращающим раскручивание резьбового соединения, является использование в соединении полимерных материалов, как описано, например, в [29–35]. Способ заключается в нанесении на винтовую поверхность клея или герметика, который при закручивании распределяется по зазорам между профилями наружной и внутренней резьбы. После отверждения полимер препятствует ослаблению резьбы под действи-

ем эксплуатационных нагрузок. Данный способ позволяет отказаться от применения контргайек, пружинных и стопорных шайб, шплинтов и других механических стопорящих элементов, что облегчает и упрощает сборку и разборку узлов, агрегатов и машин.

В результате анализа научных работ можно выявить следующие особенности:

- применение дополнительных элементов резьбового соединения усложняет конструкцию изделия и повышает трудоемкость сборки, при этом основной эффект – это устойчивость к откручиванию без повышения осевого усилия;

- преимуществами применения ультразвуковых технологий являются отсутствие необходимости усложнять конструкцию соединения и возможность повышения осевого усилия, а недостатком – ограниченность применения, обусловленная необходимостью расположения колебательной системы соосно резьбе, что не всегда возможно из-за габаритов и конструкции изделия;

- применение полимеров является наиболее простым способом для стопорения резьбовых деталей, но оно не дает возможности повысить осевое усилие.

В связи с этим поставлена цель и определены задачи исследования.

Целью является разработка технологии создания клеерезьбового соединения, обладающего высокими эксплуатационными свойствами, с применением в процессе сборки ультразвуковых колебаний.

Для достижения цели решены следующие задачи:

- исследование влияния ультразвуковых колебаний сдвиговой поляризации (перпендикулярно оси резьбы) на параметры резьбового соединения;

- исследование влияния ультразвуковой обработки на свойства полимера;

- исследование процесса получения клеерезьбового соединения, собираемого с наложением ультразвуковых колебаний.

Методика экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования проводились в три этапа. На первом этапе оценивалось влияние сдвиговых ультразвуковых колебаний

на процесс сборки резьбового соединения. На втором этапе проводились исследования по влиянию ультразвуковой обработки на свойства эпоксидного клея. На третьем этапе выполнялась сборка с одновременным добавлением клея и наложением колебаний.

Обработка результатов экспериментов производилась в программе Statistica.

Наложение сдвиговых колебаний на собираемые резьбовые детали

При проведении экспериментальных исследований в качестве образцов использовались болт и гайка М8 нормальной точности с классом прочности 5.8. Нормативный момент закручивания для данного типоразмера соединения составлял 24,5 Н·м.

Экспериментальный стенд представлен на рис. 1.

Для создания колебаний сдвиговой поляризации использовалась ультразвуковая стержневая трехполуволновая колебательная система ПМС 2,0/22, состоящая из магнитострикционного преобразователя, волновода и излучателя 1. Питание колебательной системы осуществлялось ультразвуковым генератором УЗГ5-1,6/22. К торцу излучателя через шпильку прикручивалось устройство для закрепления гайки, которое представляет собой две скобы 2 и 3 с пазами под шестигранник и имеет возможность регулирования размера. После установки и закрепления гайки в нее закручивался болт 4 с помощью ключа 5. Для измерения момента закручивания использовался динамометр 6, а для его плавного изменения применялась винтовая передача 7.

При включении ультразвукового генератора на гайку передаются колебания, направление которых перпендикулярно оси резьбового соединения.

В данной схеме основной фактор, определяющий характер процесса сборки резьбы, – это амплитуда колебаний ξ_m поверхности ультразвукового инструмента, которой является торцевая поверхность скобы.

В процессе эксперимента значения амплитуды задавались по показаниям милливольтметра ВЗ-28Б, подключенного к электродинамическому датчику 8, предварительно соотнесенным с показаниями индикатора часового типа с ценой деления 0,001 мм.

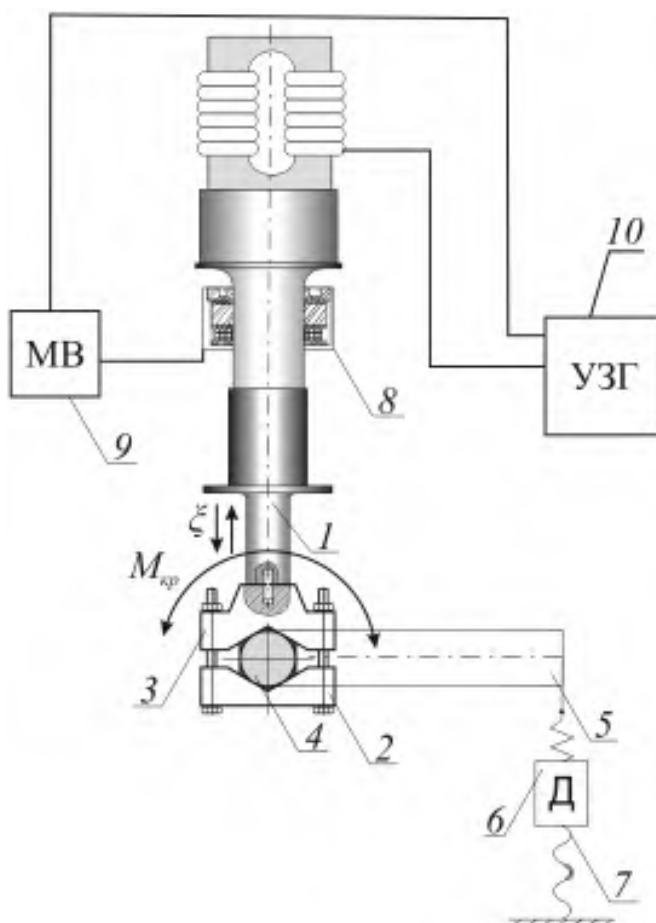


Рис. 1. Экспериментальный стенд:

1 – ультразвуковой излучатель; 2, 3 – скобы крепежного устройства; 4 – болт; 5 – ключ; 6 – динамометр; 7 – винтовая передача; 8 – электродинамический датчик; 9 – милливольтметр; 10 – ультразвуковой генератор

Fig. 1. Experimental stand:

1 – ultrasonic emitter; 2, 3 – brackets of the fastening device; 4 – bolt; 5 – wrench; 6 – dynamometer; 7 – screw drive; 8 – electrodynamic sensor; 9 – millivoltmeter; 10 – ultrasonic generator

Амплитуда варьировалась в диапазоне 1...9 мкм. Такой диапазон выбран на основе предварительных экспериментов в связи с тем, что после превышения величины 9 мкм соединение нагревается свыше 50 °С, что в свою очередь существенно влияет на условия сборки и полимеризацию клеевого состава. Резонансная частота колебаний составляла $f = 22\,000$ Гц.

Исследование проводилось следующим образом. После закручивания с помощью динамометрического ключа до нормативного значения и контроля величины момента закручивания $M_{закр}$ включался источник колебаний. В результате действия ультразвуковых колебаний происходило снижение момента закручивания $\Delta M_{закр}$. Далее в условиях колебаний проводилось доза-

кручивание соединения до нормативного значения $M_{\text{закр}}$, после чего колебания выключались. Затем соединение разбиралось и измерялся момент откручивания $M_{\text{откр}}$ без наложения ультразвуковых колебаний. Этот момент сравнивался с моментом откручивания контрольного соединения, полученного без применения ультразвуковой обработки $M_{\text{о. б. уз}}$.

В результате влияние колебаний на резьбовое соединение оценивалось по относительному моменту откручивания M_o , который рассчитывался по формуле

$$M_o = \frac{M_{\text{откр}}}{M_{\text{о. б. уз}}} \cdot 100 \%. \quad (1)$$

На каждом режиме колебаний производилась сборка пяти соединений.

Оценка изменения осевой силы при закручивании выполнялась путем измерения параметров шероховатости на опорной поверхности гайки, влияющей на силу трения на опорной поверхности и витках резьбы. Измерение проводилось с помощью профилометра модели 130, действие которого основано на ощупывании поверхности алмазной иглой при ее перемещении вдоль измеряемой поверхности и дальнейшем преобразовании ее перемещений в цифровой сигнал, который обрабатывается на компьютере.

После разборки соединения производились измерения винтового профиля болта с целью определения возможных деформаций, вызванных повышением фактического момента закручивания. Для этого использовался контурограф модели 220, предназначенный для измерения геометрических параметров изделий различной формы.

Ультразвуковая обработка эпоксидного клея

В качестве экспериментального образца использовался двухкомпонентный клей ЭДП (основа – смола ЭД-20, отвердитель – полиэтиленполиамин). Перед обработкой компоненты перемешивались вручную в массовом соотношении 1:10.

Ультразвуковая обработка осуществлялась путем введения излучателя колебательной системы в емкость с клеевым составом, объем которого составлял 50 мл (рис. 2). Предварительно клей нагревался до температуры 25 °С. Колеба-



Рис. 2. Ультразвуковая обработка клея

Fig. 2. Ultrasonic treatment of adhesive

тельная система и ультразвуковой генератор использовались такие же, как в предыдущей серии экспериментов.

Режим обработки задавался амплитудой колебаний ξ_m , которая определяет интенсивность ультразвуковых эффектов в жидкой среде, и временем. Резонансная частота колебаний составляла 21 900 Гц. После озвучивания из емкости клея бралась проба 10 мл для определения вязкости методом ротационной вискозиметрии на вискозиметре Fungilab Expert L. В процессе измерения программное обеспечение фиксирует значения вязкости каждую секунду. В соответствии с инструкцией за результат принималось среднее из 10 показаний, если разность между ними не превышала 3 %.

После обработки контролировался также нагрев клея с помощью инфракрасного термометра Testo 810.

Выбор оптимального режима обработки осуществлялся по критерию наибольшего снижения вязкости при наименьшем нагреве клея.

Далее с использованием клея, приготовленного на выбранных режимах, подготавливалось пять образцов клеевых соединений внахлест (20×20 мм) для испытания на растяжение. Склеиваемые поверхности полировались до достижения шероховатости $Ra = 0,32$ мкм. Отметим, что на результаты в первую очередь влияют изменения свойств клея, а не состояние поверхности. Испытания образцов на растяжение проводились на универсальной разрывной машине УТС-110М-50-0У, предназначенной для измерения

нормированного значения меры силы при проведении механических испытаний в режиме растяжения или сжатия образцов конструкционных материалов.

Помимо этого у полимеризованных образцов клея оценивались параметры субмикроструктуры и микротвердость. Субмикроструктура оценивалась на микроскопе СММ-2000 в режиме атомно-силовой микроскопии методом постоянной высоты, а микротвердость – на приборе ПМТ-3.

Сборка клеерезьбового соединения с наложением сдвиговых колебаний

В результате анализа результатов предыдущих этапов исследования выбирались режимы ультразвукового воздействия, обеспечивающие наибольшее повышение относительного момента откручивания и улучшение свойств клеевого состава.

Клей в объеме 5 мл наносился на болт в месте будущего расположения гайки. Сначала соединение закручивалось до номинального нормативного момента, далее включался ультразвук и производилось дозакручивание. Таким способом было собрано пять соединений.

Полученные образцы резьбовых соединений выдерживались 24 часа, после чего разбирались с фиксацией момента откручивания.

Результаты и их обсуждение

Влияние сдвиговых колебаний на процесс сборки и свойства резьбового соединения

В результате обработки результатов экспериментов получена зависимость изменения относительного момента откручивания от амплитуды колебаний $M_o(\xi_m)$, где ε – стандартная ошибка оценки (рис. 3).

Сдвиговые колебания любой амплитуды приводят к повышению показателя M_o . Активный рост происходит до повышения амплитуды ξ_m до 5 мкм: относительный момент откручивания увеличивается в 1,5 раза. В этом случае $M_{откр}$ составляет порядка 30 Н·м, что превышает значение без наложения колебаний на 48 %. При дальнейшем повышении амплитуды свыше 5 мкм значительных изменений не происходит, повышение M_o находится в пределах 1,4–1,5 раза.

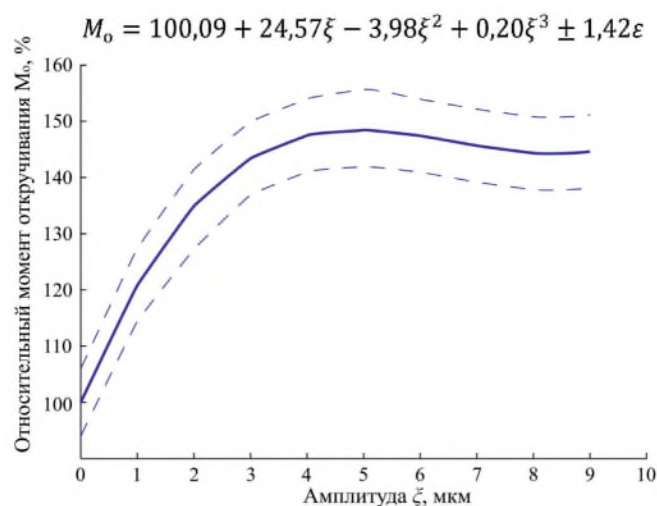


Рис. 3. Зависимость относительного момента откручивания от амплитуды сдвиговых ультразвуковых колебаний для типоразмера М8

Fig. 3. Dependence of the relative unscrewing torque on the amplitude of shear ultrasonic vibrations for size M8

Повышение M_o в условиях ультразвуковых колебаний можно объяснить изменением баланса сил при проведении сборки. В случае наложения сдвиговых колебаний при горизонтальном расположении собираемого соединения схема действующих на соединение сил выглядит следующим образом (рис. 4).

Основными силами, действующими на соединение при сборке, являются сила закручивания на ключе $F_{закр}$; сила трения $F_{тр}$, направленная в проекции в противоположную $F_{закр}$ сторону;

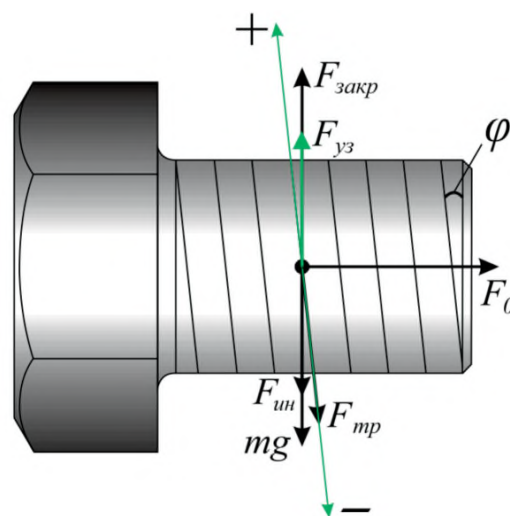


Рис. 4. Схема сил при наложении сдвиговых колебаний на горизонтально расположенное соединение

Fig. 4. Diagram of forces when shear vibrations are applied to a horizontal joint

осевая сила F_0 , направленная от головки болта; сила тяжести mg ; сила, возбуждаемая перемещением соединения с ультразвуковой частотой $F_{yz} = F \cos \omega t$, где ωt – фаза колебания ($\omega = 2\pi f$, где f – частота колебаний); силы инерции $F_{ин}$. Под силами инерции понимаются центробежная сила $F_{цб}$ и сила Кориолиса F_k [36]. В данном случае $F_{ин} = F_{цб} + F_k$.

Для схемы рис. 4 уравнение движения имеет следующий вид:

$$\begin{aligned} &F_{закр} \cos \varphi + F \cos \omega t \sin \varphi - \\ &- mg \sin \varphi - F_{тр} - F_0 \sin \varphi - \\ &- F_{ин} \cos \varphi = ma, \end{aligned} \quad (2)$$

где φ – угол подъема резьбы.

В данном случае наложение ультразвуковых колебаний приводит к двум эффектам, способствующим закручиванию резьбового соединения:

1) появление дополнительной механической силы F_{yz} , возникающей при колебании собираемого элемента, которая увеличивается с ростом амплитуды колебаний;

2) снижение силы трения в условиях ультразвуковых колебаний за счет его преобразования в квазивязкое (эффект подробно описан в [37–39]).

Этими же факторами можно объяснить отсутствие значительных изменений зависимости $M_0(\xi_m)$ после достижения 5 мкм. Это значение амплитуды, по-видимому, является оптимальным для снижения трения при данных условиях эксперимента. Дальнейшее повышение амплитуды приводит к увеличению F_{yz} и одновременному повышению $F_{тр}$.

Помимо этого факторами, влияющими на M_0 , будут являться температура соединения, которая растет вследствие нагрева при увеличении амплитуды колебаний, и сила трения на контактной поверхности гайки.

Измерения температуры после сборки соединения показали, что повышение амплитуды свыше 9 мкм приводят к нагреву до ≈ 50 °С, что будет влиять на условия полимеризации клея и при этом не будет обеспечивать повышения M_0 . Поэтому исследования на повышенных амплитудах не проводились.

Изменение силы трения контактной поверхности гайки можно косвенно определить по величине смятия профиля микронеровностей при закручивании соединения. Для этого проведено измерение шероховатости на опорной поверхности гайки, закрученной без ультразвука, и гайки, закрученной с наложением ультразвуковых колебаний сдвигового типа, а также гайки до закручивания. Значения основных высотных и шаговых параметров шероховатости представлены в табл. 1, примеры профилограмм, полученных в результате измерений, приведены на рис. 5.

Результаты показали, что при сборке с ультразвуком поверхность подвергается деформациям и изменению микрорельефа сильнее, чем при сборке без воздействия ультразвука. Так, если при обычной сборке высотные параметры снижаются на 30 %, то при сборке с ультразвуком происходит их снижение на 40 %. При этом повышаются значения шаговых параметров, рост которых составляет 35 % для обычной сборки и 54 % для сборки с ультразвуком. Эти изменения позволяют говорить об увеличении силы трения

Таблица 1

Table 1

Значения параметров шероховатости опорной поверхности гайки

Values of the roughness parameters of the nut bearing surface

Параметр шероховатости / Roughness parameter	Гайка до закручивания / Nut before tightening	Гайка, закрученная без колебаний / Nut tightened without vibration	Гайка, закрученная с колебаниями / Nut tightened with vibrations
Ra , мкм / Ra , μm	0,47	0,32	0,28
Rz , мкм / Rz , μm	3,05	1,94	1,56
$Rmax$, мкм / $Rmax$, μm	5,65	3,19	2,98
Sm , мкм / Sm , μm	47,30	63,91	72,83
tp , % / tp , %	2,77	4,13	12,22

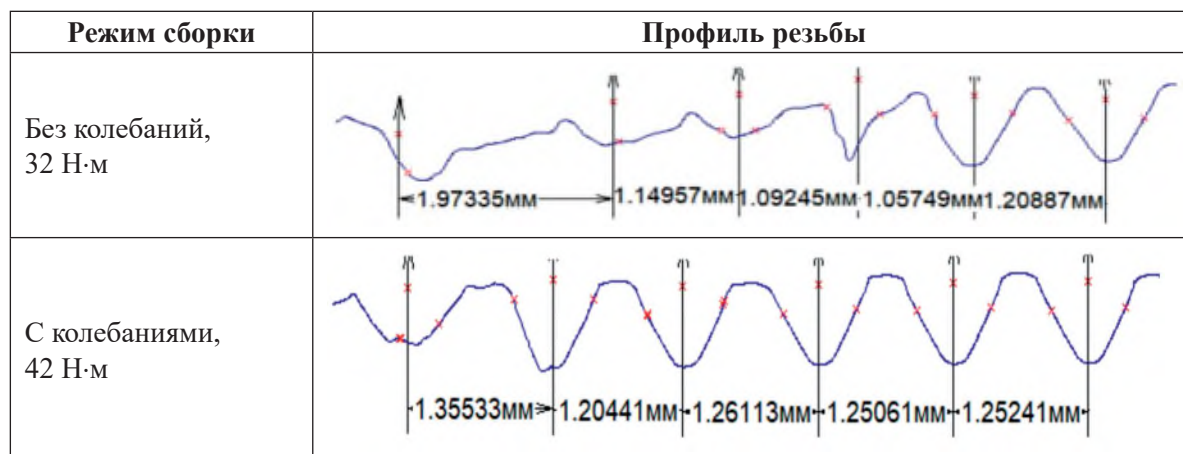


Рис. 5. Профиль резьбы болта после сборки с различным $M_{\text{закр}}$

Fig. 5. Bolt thread profile after assembly with different T_{close}

на опорной поверхности, вследствие чего усилие на откручивание становится больше. Снятие профиля показывает и увеличение осевой силы, препятствующей раскручиванию соединения.

Проведены также исследования по влиянию сдвиговых ультразвуковых колебаний на деформацию витков резьбы при повышении момента закручивания.

Для этого производилась сборка соединений с постепенным увеличением $M_{\text{закр}}$ с 24,5 до 27; 29,5; 32; 42 Н·м. После сборки под воздействием колебаний соединение разбиралось без воздействия ультразвука, после чего с помощью контурографа оценивался профиль резьбы болта. Амплитуда колебаний составляла 6 мкм. Полученные результаты сравнивались с профилями, полученными при закручивании без ультразвука.

При закручивании без колебаний до 24,5 Н·м профиль резьбы не подвергается деформации. Первые признаки прохождения порога деформации становятся заметны при 27 Н·м; при 29,5 Н·м деформация проявляется сильнее. При 32 Н·м происходит окончательный срыв резьбы на 2–4-м витках при сильной деформации 5-го витка (рис. 5).

При воздействии ультразвука на значениях $M_{\text{закр}}$ 29,5 и 32 Н·м признаков деформации не наблюдается, а порог деформации смещается до 42 Н·м.

Это подтверждает увеличение допустимого $M_{\text{закр}}$ при отсутствии повреждений собираемого соединения и, как следствие, повышение качества соединения. Сравнение изменения длины витка резьбы по виткам при максимальном $M_{\text{закр}}$ приведено на рис. 6.

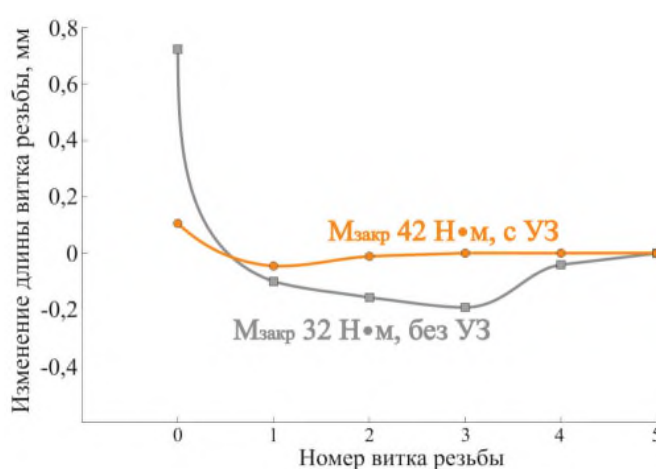


Рис. 6. Зависимость изменения длины витка резьбы от номера витка резьбы

Fig. 6. Graph of the dependence of the length change of the thread turns on the number of the thread turn

Полученная зависимость показывает, что применение ультразвука приводит к повышению равномерности распределения нагрузки по виткам резьбы, которая практически не изменяется от 1-го до 5-го витка, в то время как без ультразвука основное нагружение испытывают первые три витка. Это обеспечивает возможность повышения момента закручивания при значительном снижении вероятности деформации витков резьбы, что приводит к повышению прочности соединения.

Влияние ультразвуковой обработки на свойства эпоксидного клея

Зависимость изменения вязкости от режима ультразвуковой обработки $\eta_i/\eta_0(\xi_m, t)$ представлена на рис. 7. Начальная вязкость до обработки составляла $\eta_0 = 4400$ мПа·с.

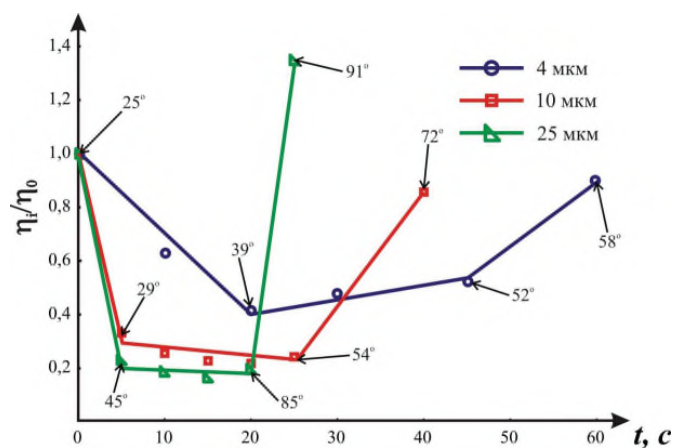


Рис. 7. Изменение вязкости клея в зависимости от режима ультразвуковой обработки

Fig. 7. Change in adhesive viscosity depending on the ultrasonic treatment mode

Ультразвуковая обработка на любой амплитуде приводит к изменению вязкости эпоксидного клея. При этом для каждого из рассмотренных режимов изменения происходят в три этапа: первый – резкое снижение вязкости на 50–80 %; второй – период обработки без существенных изменений; третий – резкое возрастание вязкости вплоть до значений выше начального.

Такие изменения связаны с эффектами, возникающими в жидкой среде, при введении в нее колебаний ультразвуковой частоты. В первую очередь это кавитация и акустические потоки.

Кавитационные пузырьки при схлопывании вызывают ударные волны и кумулятивные струйки, что сопровождается мгновенными давлениями до сотен мегапаскалей и температурами до нескольких тысяч градусов [40–44]. Акустические потоки различного масштаба осуществляют перемешивание обрабатываемой жидкой среды и переносят по ней кавитационные пузырьки [45–47].

Под действием кавитации и потоков проявляется ряд вторичных эффектов, среди которых наибольшее влияние на изменение вязкости оказывает нагрев, возникающий при поглощении жидкой средой акустической энергии. Для оценки влияния нагрева на графиках (рис. 7) в начале и конце каждого этапа изменения вязкости указана температура клея в этот момент. Предварительно также установлено, что критической температурой нагрева клея ЭДП, после которой резко ускоряется реакция полимеризации, является 45–50 °C.

В результате процесс обработки можно описать следующим образом: после включения ультразвуковых колебаний под действием кавитации и акустических потоков происходит разрушение макромолекул и полимерных цепочек и равномерное перемешивание клеевого состава, что сопровождается незначительным нагревом. Эти процессы происходят до достижения некоего предельного состояния, при котором достигается практически минимальное значение вязкости. Далее начинается второй этап, где работа кавитационных пузырьков и акустических потоков тратится на дополнительный нагрев клеевого состава. В этот момент происходят два противоположных процесса, связанных с ростом температуры, – снижение вязкости и ускорение полимеризации. Когда начинает преобладать ускорение полимеризации, начинается третий этап, характеризующийся резким ростом вязкости и выделением тепла при протекании экзотермической реакции.

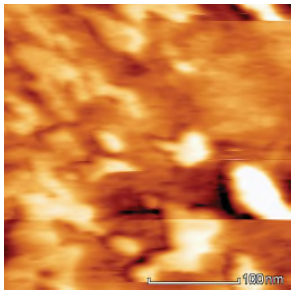
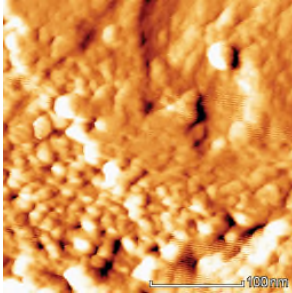
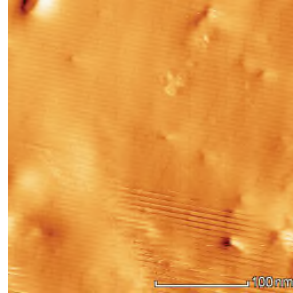
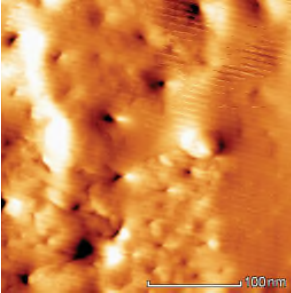
Разная динамика зависимостей связана с режимами обработки. С увеличением амплитуды колебаний возрастает количество кавитационных пузырьков и усиливаются акустические потоки, в результате чего три стадии изменения вязкости протекают быстрее.

В качестве оптимальных режимов были выбраны те, при которых наблюдается наибольшее снижение вязкости при наименьшем нагреве, что соответствует точкам окончания первого (начала второго) этапа.

Далее на выбранных режимах подготавливались образцы для определения микротвердости, анализа субмикроструктуры и испытаний клеевого соединения на растяжение. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Изменения субмикроструктуры характеризуют процесс полимеризации клея. Уменьшение высоты неровностей профиля свидетельствует о равномерности процесса образования полимерных цепочек и их дальнейшего роста после ультразвуковой обработки. Режимы обработки 10 и 25 мкм привели к наибольшему выплачиванию субмикроструктуры – в 2,7 и 1,92 раза соответственно. Это объясняется тем, что при указанных режимах обработки образуется достаточное количество кавитационных пузырьков и возникают устойчивые крупномасштабные акустические потоки, необходимые для равномерной

Свойства клея при различных режимах обработки
Properties of adhesive under various treatment modes

Режим обработки Treatment mode			
Без обработки / No treatment	$\xi_m = 4$ мкм, $t = 20$ с	$\xi_m = 10$ мкм, $t = 5$ с	$\xi_m = 25$ мкм, $t = 5$ с
Изображение поверхности 308×308 нм (метод постоянной высоты) Surface image 308×308 nm (constant height method)			
			
Средняя высота неровностей профиля на субмикроруровне Ra_c , нм Average height of profile irregularities at the submicrolevel Ra_c , nm			
2,63	1,67	0,98	1,35
Микротвердость, кг/мм ³ Microhardness, kg/mm ³			
0,77	0,75	1,01	0,92
Сдвиговое напряжение τ , МПа Shear stress τ , MPa			
5,5	5,1	6,8	6,2

обработки всего объема клея. Большая высота неровностей, полученная при 25 мкм, связана с нагревом клея до температуры 45 °С, что ускоряет процесс полимеризации. Обработка на низкоамплитудном режиме $\xi_m = 4$ мкм происходит при значительно меньшем объеме кавитационной области, локализованной под излучателем, а отсутствие крупномасштабных течений не позволяет пузырькам быстро распространяться по обрабатываемому объему. В результате ультразвуком обрабатывается не весь объем клея, что проиллюстрировано на изображении субмикроструктуры, где есть четкая граница между обработанной и необработанной частями клея. Это приводит к анизотропии свойств затвердевшего полимера.

Изменения микротвердости и сдвигового напряжения коррелируют с изменениями струк-

туры полимера. Максимальные результаты достигнуты при обработке на амплитуде 10 мкм в течение 5 с. При этом микротвердость повышается на 30 %, а сдвиговое напряжение при растяжении – на 24 %.

Влияние ультразвуковых колебаний на сборку клеерезьбового соединения

Анализ результатов проведенных исследований позволяет определить оптимальный режим ультразвукового воздействия при сборке клеерезьбового соединения.

При сообщении сдвиговых колебаний максимальное повышение относительного момента откручивания M_o достигается на режимах $\xi_m = 5...9$ мкм. Лучшие результаты при ультразвуковой обработке эпоксидного клея достигнуты при амплитуде $\xi_m = 10$ мкм.

В итоге для сборки клеерезьбового соединения выбрана амплитуда колебаний 9 мкм, при которой резьбовые детали не нагреваются выше 50 °С и которая по эффектам, возникающим в жидкой среде, соответствует переходному режиму обработки (8...12 мкм).

Сборка производилась по схеме рис. 1 с нанесением на резьбу болта 5 мл клея. Сначала выполнялось закручивание до номинального момента, далее включались колебания и производилось дозакручивание. Ультразвук выключался через 5 с после дозакручивания.

Сравнительная диаграмма $M_{откр}$ в зависимости от условий сборки представлена на рис. 8.

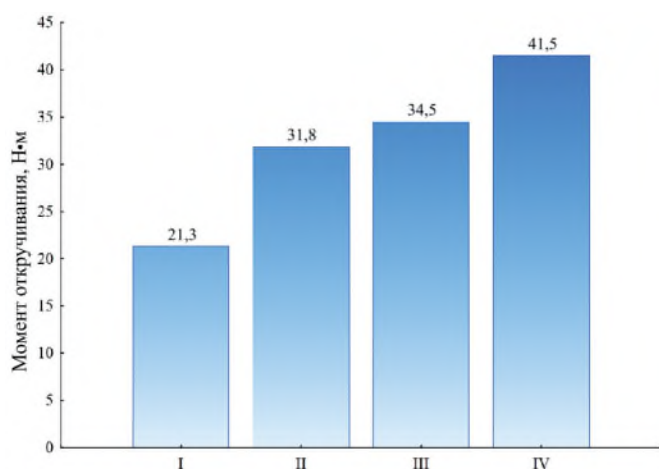


Рис. 8. Диаграмма зависимости момента откручивания от способа сборки:

I – сборка без УЗ и клея; II – сборка с УЗ без клея; III – сборка без УЗ с клеем; IV – сборка с УЗ и клеем

Fig. 8. Diagram of the dependence of the unscrewing torque on the assembly method:

I – assembly without ultrasonics and adhesive; II – assembly with ultrasonics without adhesive; III – assembly without ultrasonics with adhesive; IV – assembly with ultrasonics and adhesive

По способу III добавление жидкой среды снижает силу трения, что приводит к повышению фактического момента закручивания по сравнению со способом I. После закручивания клей заполняет зазоры в зоне соединения болта и гайки, а затем полимеризуется, создавая прочное резьбовое соединение. При этом значительное повышение момента откручивания по сравнению с I обеспечивается в большей степени за счет сил молекулярного сцепления полимера с деталями. То есть рассматриваемый способ по сравнению с II имеет большее сопротивление

откручиванию, но при этом создает меньшую осевую силу, обеспечивающую сохранение расположения деталей, соединяемых резьбой. При повышении момента закручивания деформация витков резьбы начинается как и в способе I – с 32 Н·м.

Предлагаемый способ сборки IV сочетает в себе преимущества ультразвукового воздействия как на увеличение момента закручивания и равномерное распределение напряжений по виткам резьбы, так и на повышение свойств эпоксидного клея. В результате данный способ позволяет создать наибольшую осевую силу при одновременном создании максимального момента откручивания.

Выводы

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования позволили получить следующие результаты.

1. Разработана схема наложения на резьбовое соединение ультразвуковых колебаний, направленных перпендикулярно оси резьбы.

2. Наложение сдвиговых ультразвуковых колебаний в процессе сборки резьбового соединения создает дополнительную силу, способствующую закручиванию, и приводит к снижению силы трения, что обеспечивает повышение относительного момента откручивания.

3. Максимальная эффективность воздействия достигается при амплитуде колебаний 5...9 мкм. Относительный момент откручивания возрастает в 1,5 раза.

4. Сравнительный анализ профиля резьбы после разборки контрольного соединения и полученного с колебаниями показывает равномерность распределения нагрузки по виткам резьбовой детали при большем моменте закручивания.

5. Ультразвуковая обработка эпоксидного клея приводит к снижению вязкости и изменению его структуры после полимеризации.

6. Оптимальным режимом обработки является амплитуда колебаний ≈ 10 мкм, при которой вязкость снижается на 70 % при незначительном нагреве смеси, а прочность на сдвиг возрастает на 24 %.

7. Амплитуда колебаний 9 мкм при сборке клеерезьбового соединения позволяет объединить ультразвуковые эффекты, приводящие к максимальному повышению относительного



момента откручивания и обеспечивающие наибольшее повышение свойств эпоксидного клея.

8. Клеерезьбовое соединение, собранное по предлагаемому способу, имеет относительный момент откручивания в 1,95 раза больше, чем у контрольного соединения.

9. Предлагаемый способ сборки предназначен для высоконагруженных резьбовых соединений, работающих в условиях вибраций и циклических нагрузок. Данный способ также позволяет повысить осевое усилие за счет повышения момента закручивания без повреждений элементов резьбы и использования резьб большего диаметра.

Список литературы

1. Бердников Л.А. Основы технологии производства и ремонта автомобилей. Конспект лекций по курсу. – Н. Новгород: Нижегород. гос. техн. ун-т им. Р.Е. Алексеева, 2015. – 339 с. – ISBN 978-5-502-01043-6.
2. Бобровицкий В.И., Сидоров В.А. Механическое оборудование: техническое обслуживание и ремонт. – Донецк: Юго-Восток, 2011. – 238 с. – ISBN 978-966-374-636-4.
3. Осипов К.Н. К вопросу оценки качества сборки резьбовых соединений в автоматизированном производстве // Автоматизация и измерения в машиноприборостроении. – 2018. – № 1 (1). – С. 23–29. – EDN YMHNXV.
4. Липка В.М., Рапацкий Ю.Л. Оценка влияния параметров резьбовых крепежных изделий на качество сборки силовых агрегатов автомобилей // Вестник СевНТУ. – Севастополь, 2010. – Вып. 107: Машиностроение и транспорт. – С. 121–127.
5. ГОСТ ISO 898-1–2014. Механические свойства крепежных изделий из углеродистых и легированных сталей. Ч. 1. Болты, винты и шпильки установленных классов прочности с крупным и мелким шагом резьбы: дата введения 2017–01–01. – М.: Стандартинформ, 2015. – 59 с.
6. Биргер И.А., Иосилевич Г.Б. Резьбовые и фланцевые соединения. – М.: Машиностроение, 1990. – 368 с. – ISBN 5-217-00834-2.
7. Павленко В.А. Исследование причин ослабления и разрушения болтовых соединений кожуха редуктора тягового двигателя электровоза // Электропривод на транспорте и в промышленности: труды II Всероссийской научно-практической конференции, Хабаровск, 20–21 сентября 2018 г. – Хабаровск: Изд-во ДВГУПС, 2018. – С. 64–69. – EDN YTZTQD.
8. Study on the fastening property of precision locknut under simulated dynamic impact loading with consideration of interference factors / H.-L. Chang, C.-M. Chen, C.-Y. Lee, Z.-X. Huang // Journal of Mechanics. – 2024. – Vol. 40. – P. 19–30. – DOI: 10.1093/jom/ufae001.
9. Kováčiková P., Dubec A., Košťaliková D. The threaded part wear of the tensioner with lock nut // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2020. – Vol. 776 (1). – P. 012094. – DOI: 10.1088/1757-899X/776/1/012094.
10. Жуковский Н.Е. Распределение давлений на нарезках винта и гайки // Жуковский Н.Е. Полное собрание сочинений. Т. 8. – М.: ОНТИ, 1937. – С. 48–54. – ISBN 978-5-458-58194-3.
11. Achieving uniform thread load distribution in bolted joints using different pitch values / I. Coria, M. Abasolo, A. Gutiérrez, J. Aguirrebeitia // Mechanics & Industry. – 2020. – Vol. 21 (6). – P. 616. – DOI: 10.1051/meca/2020090.
12. Патент на полезную модель № 172373 U1 Российская Федерация, МПК F16B 5/02. Высоконагруженное резьбовое соединение судового машиностроения: № 2017101668: заявл. 19.01.2017: опубл. 05.07.2017, Бюл. № 19 / В.И. Малыгин, Л.В. Кремлева, Н.В. Лобанов; заявитель Северный (Арктический) федеральный университет им. М.В. Ломоносова (САФУ).
13. Патент № 2618644 С Российская Федерация, МПК F16B 39/00, F16B 31/00. Способ изготовления резьбового соединения и снижения нагрузки на его витки у опорного торца гайки: № 2016116108: заявл. 25.04.2016: опубл. 05.05.2017, Бюл. № 13 / Э.Б. Цхай, Л.Е. Столберов, А.А. Клопотов; заявитель Томский государственный архитектурно-строительный университет (ТГАСУ). – EDN ZTWKPZ.
14. Патент № 2303717 С1 Российская Федерация, МПК F16B 39/00, F16B 39/12. Способ Н.В. Землякова стопорения контргайки относительно крепежной гайки: № 2006101249/11: заявл. 16.01.2006: опубл. 27.07.2007, Бюл. № 21 / Н.В. Земляков.
15. Optimum design of thin walled tube on the mechanical performance of super lock nut / N.-A. Noda, Y. Xiao, M. Kuhara, K. Saito, M. Nagawa, A. Yumoto, A. Ogasawara // Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering. – 2008. – Vol. 2 (6). – P. 780–791. – DOI: 10.1299/jmmp.2.780.
16. Optimum shape design of the spring to improve the loose-proof performance of the lock nut / H.S. Song, W.-S. Chung, D.-H. Jung, Y.-K. Seo // Transactions of the Korean Society of Automotive Engineers. – 2010. – Vol. 18 (2). – P. 91–96.
17. Блехман И.И., Молясян С.А. Об эффективных коэффициентах трения при взаимодействии упругого тела с вибрирующей плоскостью // Известия Академии наук СССР. Механика твердого тела. – 1970. – № 4. – С. 4–10. – EDN VNKOEN.

18. Применение ультразвуковых колебаний различной поляризации при проведении разборочных операций / В.Ф. Казанцев, Р.И. Нигметзянов, С.К. Сундуков, Д.С. Фатюхин // Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2016. – № 12. – С. 25–28. – EDN XVBTCTN.
19. Блехман И.И. Что может вибрация? О «вибрационной механике» и вибрационной технике. – М.: Наука, 1988. – 207 с. – ISBN 5-02-013808-8.
20. Improvement of threaded-joint assembly using ultrasound / R.I. Nigmatzyanov, S.K. Sundukov, A.V. Sukhov, D.S. Fatyukhin, D.S. Simonov // Russian Engineering Research. – 2021. – Vol. 41 (6). – P. 567–569. – DOI: 10.3103/S1068798X21060150. – EDN ANAISB.
21. Assembly of threaded joints in the presence of shear ultrasound / A.A. Nechai, R.N. Nigmatzyanov, S.K. Sundukov, A.V. Sukhov, D.S. Fatyukhin // Russian Engineering Research. – 2022. – Vol. 42 (2). – P. 169–171. – DOI: 10.3103/S1068798X22020174. – EDN LEXJUE.
22. Influence of vibration behavior on the energy dissipation of the bolted joints / W. Xu, L. Cai, Z. Liu, Q. Cheng, Y. Li // Proceedings of the ASME 2019 Pressure Vessels and Piping Conference, PVP 2019. Vol. 2: Computer Technology and Bolted Joints. – San Antonio, TX, USA, 2019. – P. V002T02A034. – DOI: 10.1115/PVP2019-93409.
23. Fatigue behavior of re-tightened bolted joints affected by vibration-induced loosening / B. Tanrikulu, R. Karakuzu, S. Dogan, S. Yurtdas // Duda, S., Correia, J.A.F.O., De Jesus, A.M.P. (eds) Fatigue and Fracture of Materials and Structures / ed. by G. Lesiuk et al. – Cham: Springer, 2022. – P. 141–146. – (Structural Integrity; vol. 24). – DOI: 10.1007/978-3-030-97822-8_16.
24. Неверов А.Н. Использование крутильных и изгибных ультразвуковых колебаний для разборки резьбовых соединений // Вестник Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета (МАДИ). – 2015. – № 2 (41). – С. 15–20. – EDN TUVQGR.
25. Шуваев В.Г., Паниев В.А., Шуваев И.В. Ультразвуковой инструмент для сборки и разборки резьбовых соединений // СТИН. – 2012. – № 5. – С. 37–40. – EDN OXHFEB.
26. Неверов А.Н. Исследование механизма самораскручивания резьбовых соединений при продольных ультразвуковых колебаниях // Ученые записки физического факультета Московского университета. – 2017. – № 5. – С. 1751202. – EDN YPDCQH.
27. Мишра А., Неверов А.Н. Применение продольных ультразвуковых колебаний для сборки резьбовых соединений // Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2009. – № 1. – С. 3–4.
28. Крылова И.А., Шуваев В.Г. Повышение эффективности ультразвуковой сборки и разборки резьбовых соединений // Вестник РГТА имени П.А. Соловьева. – 2018. – № 2 (45). – С. 57–61. – EDN XQRAQX.
29. Effect of tightening process parameters on the T-F curve of bolts in composite structures / Y. Xuande, D. Xiaogang, G. Tao, Z. Honghao, X. Ying // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science. – 2024. – Vol. 238 (8). – P. 3578–3601. – DOI: 10.1177/09544062231205181.
30. Study on influence factors of sealing pipe thread connection / Q. Gao, C. Guo, Gt. Zhang, N. Wu, Wh. He // Proceedings of the International Field Exploration and Development Conference 2023. IFEDC 2023. – Singapore: Springer, 2024. – P. 558–567. – (Springer Series in Geomechanics and Geoengineering). – DOI: 10.1007/978-981-97-0256-5_47.
31. Liu J. Steel structures research update: adhesive steel-to-steel connections // Engineering Journal. – 2023. – Vol. 60 (4). – DOI: 10.62913/engj.v60i4.1314.
32. Kanaval J., Cézová E., Starý F. Screw connections with application of modern insurance sealants and adhesives analysis // Current Methods of Construction Design: Proceedings of the ICMD 2018. – Cham: Springer International Publishing, 2019. – P. 295–301. – DOI: 10.1007/978-3-030-33146-7_34.
33. Influence of thread geometry on the performance of retaining anaerobic adhesives / M.A. Martínez, M. Pantoja, J. Abenojar, J.C. Del Real, F. Velasco // International Journal of Adhesion and Adhesives. – 2011. – Vol. 31 (6). – P. 429–433. – DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2011.03.004.
34. Кочетков Д.В., Воячек И.И., Зверовщиков А.Е. Разработка и исследование функциональных моделей резьбовых соединений типа стяжки при сборке с анаэробными материалами // Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе. – 2016. – № 4 (20). – С. 115–127. – EDN XKOMBJ.
35. Применение герметиков для уплотнения неподвижных разъемных соединений деталей и узлов в строительных и дорожных машинах / В.В. Буренин, Е.С. Иванина, О.И. Трифонова, Д.К. Воробьев // Механизация строительства. – 2017. – Т. 78, № 8. – С. 35–40.
36. Неверов А.Н. О механизме вибрационного самораскручивания резьбовых соединений // Вестник Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета (МАДИ). – 2015. – № 1 (40). – С. 46–52. – EDN TKOZLP.
37. Kumar V.C., Hutchings I.M. Reduction of the sliding friction of metals by the application of longitudinal or transverse ultrasonic vibration // Tribology

International. – 2004. – Vol. 37 (10). – P. 833–840. – DOI: 10.1016/j.triboint.2004.05.003. – EDNKUMTWV.

38. *Teidelt E., Starcevic J., Popov V.L.* Influence of ultrasonic oscillation on static and sliding friction // *Tribology Letters*. – 2012. – Vol. 48. – P. 51–62. – DOI: 10.1007/s11249-012-9937-4.

39. *Nigmatzyanov R.I., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S.* Ultrasonic assembly of press-fit joints // *Russian Engineering Research*. – 2017. – Vol. 37 (12). – P. 1044–1047. – DOI: 10.3103/S1068798X17120139.

40. Improvement in ultrasound liquid machining by activating cavitation clusters / R.I. Nigmatzyanov, V.F. Kazantsev, V.M. Prihod'ko, S.K. Sundukov, D.S. Fatyukhin // *Russian Engineering Research*. – 2019. – Vol. 39 (8). – P. 699–702. – DOI: 10.3103/S1068798X19080112.

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

42. *Mason T.J.* Ultrasonic cleaning: An historical perspective // *Ultrasonics Sonochemistry*. – 2016. – Vol. 29. – P. 519–523. – DOI: 10.1016/j.ultsonch.2015.05.004.

43. *Nolting B.E., Neppiras E.A.* Cavitation produced by Ultrasonics // *Proceedings of the Physical Society. Section B*. – 1950. – Vol. 63 (9). – P. 674. – DOI: 10.1088/0370-1301/63/9/305.

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

45. Characterization of focused-ultrasound-induced acoustic streaming / R.B.H. Slama, B. Gilles, M.B. Chiekh, J.C. Bera // *Experimental Thermal and Fluid Science*. – 2019. – Vol. 101. – P. 37–47. – DOI: 10.1016/j.expthermflusci.2018.10.001.

46. On the acoustic fountain types and flow induced with focused ultrasound / G. Kim, S. Cheng, L. Hong, J.-T. Kim, K.C. Li, L.P. Chamorro // *Journal of Fluid Mechanics*. – 2021. – Vol. 909. – P. R2. – DOI: 10.1017/jfm.2020.1012.

47. *Sajjadi B., Raman A.A.A., Ibrahim S.* Influence of ultrasound power on acoustic streaming and microbubbles formations in a low frequency sono-reactor: Mathematical and 3D computational simulation // *Ultrasonics Sonochemistry*. – 2015. – Vol. 24. – P. 193–203. – DOI: 10.1016/j.ultsonch.2014.11.013.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Assembly of threaded and adhesive-threaded joints with the application of ultrasonic vibrations

Aleksandr Sukhov^{a,*}, Sergey Sundukov^b, Dmitry Fatyukhin^c

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

^a <https://orcid.org/0009-0009-9097-8216>, sukhov-aleksandr96@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-4393-4471>, sergey-lefmo@yandex.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-5914-3415>, mitriy2@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 24 April 2024

Revised: 14 May 2024

Accepted: 05 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Ultrasound

Assembly

Ultrasonic vibrations

Threaded connection

Adhesive-threaded connection

Epoxy resin

Funding

This research was funded by the project number No. FSFM-2024-0001.

ABSTRACT

Introduction. The main problem in the use of threaded joints is the reduction of the preliminary force under the influence of workloads, which contribute to stress relaxation in the joint elements. The main directions of intensifying assembly operations in order to improve the performance properties of a threaded joint are improving the design of joints, using adhesive compositions that, after polymerization, prevent unscrewing. One of the ways to modernize the assembly is the use of ultrasonic vibrations, which makes it possible to influence the distribution of forces arising during assembly, as well as to process treat the adhesive to improve its properties. **Research methodology.** Experimental studies were carried out in three stages. At the first stage, the influence of shear ultrasonic vibrations on the threaded joint assembly process was assessed. As a complex indicator that determines the effectiveness of the impact, a relative unscrewing torque is proposed, which takes into account the change in the tightening torque under vibration conditions and the increase in the unscrewing torque after assembly. At the second stage, studies were carried out on the effect of ultrasonic treatment on the properties of epoxy adhesive in the liquid (viscosity) and polymerized state (submicrostructure, microhardness, shear stress). At the third stage, the adhesive threaded joint was assembled with the simultaneous addition of adhesive and the application of vibrations. **Results and discussion.** The application of shear ultrasonic vibrations with an amplitude from 5 to 9 μm leads to an increase in the relative unscrewing torque by 1.5 times, which is associated with the creation of an additional force that promotes tightening and a decrease in friction, which acquires the characteristics of quasi-viscous. At the same time, ultrasound increases the uniformity of load distribution along the thread turns, which is confirmed by the absence of its deformation at a higher tightening torque. Ultrasonic treatment of the adhesive at amplitudes of 8...12 μm leads to a decrease in viscosity to 70–80 % and an increase in strength to 24 %, which is explained by the action of cavitation and acoustic flows. The assembly of an adhesive threaded joint at vibration amplitude of 9 μm combines effects that promote tightening and increase the properties of the adhesive. As a result, such a connection has a relative unscrewing torque 1.95 times greater compared to the control one.

For citation: Sukhov A.V., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S. Assembly of threaded and adhesive-threaded joints with the application of ultrasonic vibrations. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 6–23. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-6-23. (In Russian).

References

1. Berdnikov L.A. *Osnovy tekhnologii proizvodstva i remonta avtomobilei. Konspekt lektsii po kursu* [Fundamentals of technology for the production and repair of automobiles. Lecture notes for the course]. Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev Publ., 2015. 339 p. ISBN 978-5-502-01043-6.
2. Bobrovitskii V.I., Sidorov V.A. *Mekhanicheskoe oborudovanie: tekhnicheskoe obsluzhivanie i remont* [Mechanical equipment: maintenance and repair]. Donetsk, Yugo-Vostok Publ., 2011. 238 p. ISBN 978-966-374-636-4.

* Corresponding author

Sukhov Aleksandr V., Postgraduate student
Moscow Automobile and Road Construction
State Technical University (MADI),
64 Leningradsky prospect,
125319, Moscow, Russian Federation

Tel.: +7 926 926-82-97, e-mail: sukhov-aleksandr96@mail.ru

3. Osipov K.N. K voprosu otsenki kachestva sborki rez'bovykh soedinenii v avtomatizirovannom proizvodstve [To the question of assessing the quality of assembly of threaded connections in automated production *Avtomatizatsiya i izmereniya v mashino-priborostroenii*, 2018, no. 1 (1), pp. 23–29. (In Russian).

4. Lipka V.M., Rapatskii Yu.L. Otsenka vliyaniya parametrov rez'bovykh krepezhnykh izdelii na kachestvo sborki silovykh agregatov avtomobilei [Assessment of the influence of parameters of threaded fasteners on the quality of assembly of automobile power units]. *Vestnik SevNTU* [Bulletin of SevNTU]. Sevastopol, 2010, vol. 107, pp. 121–127.

5. GOST ISO 898-1–2014. *Mekhanicheskie svoistva krepezhnykh izdelii iz uglerodistykh i legirovannykh stalei*. Ch. 1. *Bolty, vinty i shpil'ki ustanovlennyykh klassov prochnosti s krupnym i melkim shagom rez'by* [State Standard ISO 898-1–2014. Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel. Pt. 1. Bolts, screws and studs of specified property classes with coarse and fine pitch thread]. Moscow, Standartinform Publ., 2015. 59 p.

6. Birger I.A., Iosilevich G.B. *Rez'bovye i flantsevye soedineniya* [Threaded and flanged connections]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 368 p. ISBN: 5-217-00834-2.

7. Pavlenko V.A. [Study on the causes of the weakening and destruction of the bolted connections of the casing of the reducer traction motor of electric locomotive]. *Elektroprivod na transporte i v promyshlennosti* [Electric drive in transport and industry]. Proceedings of the All-Russian Scientific and Practical Conference. Khabarovsk, 2018, pp. 64–69. (In Russian).

8. Chang H.-L., Chen C.-M., Lee C.-Y., Huang Z.-X. Study on the fastening property of precision locknut under simulated dynamic impact loading with consideration of interference factors. *Journal of Mechanics*, 2024, vol. 40, pp. 19–30. DOI: 10.1093/jom/ufae001.

9. Kováčiková P., Dubec A., Košťaliková D. The threaded part wear of the tensioner with lock nut. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. IOP Publishing. 2020, vol. 776 (1), p. 012094. DOI: 10.1088/1757-899X/776/1/012094.

10. Zhukovskii N.E. Raspredelenie davlenii na narezakh vinta i gaiki [Pressure distribution on screw and nut threads]. Zhukovskii N.E. *Polnoe sobranie sochinenii*. T. 8 [Complete works. Vol. 8]. Moscow, 1937, pp. 48–54. ISBN 978-5-458-58194-3.

11. Coria I., Abasolo M., Gutiérrez A., Aguirrebeitia J. Achieving uniform thread load distribution in bolted joints using different pitch values. *Mechanics & Industry*, 2020, vol. 21 (6), p. 616. DOI: 10.1051/meca/2020090.

12. Malygin V.I., Kremleva L.V., Lobanov N.V. *Vysokonagruzhennoe rez'bovye soedinenie sudovogo mashinostroeniya* [Highly loaded threaded connection for marine engineering]. Patent RF, no. 172373 U1, 2017.

13. Tskhai E.B., Stolberov L.E., Klopotov A.A. *Sposob izgotovleniya rez'bovogo soedineniya i snizheniya nagruzki na ego vitki u opornogo tortsa gaiki* [Method of manufacturing threaded connection and loading the load on its loops in the face end support nut]. Patent RF, no. 2618644 C, 2017.

14. Zemlyakov N.V. *Sposob N.V. Zemlyakova stoporeniya kontrgaiki otnositel'no krepezhnoi gaiki* [Method of locking locknut relative to fastening nut]. Patent RF, no. 2303717 C1, 2007.

15. Noda N.-A., Xiao Y., Kuhara M., Saito K., Nagawa M., Yumoto A., Ogasawara A. Optimum design of thin walled tube on the mechanical performance of super lock nut. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, 2008, vol. 2 (6), pp. 780–791. DOI: 10.1299/jmmp.2.780.

16. Song H.-S., Chung W.-S., Jung D.-H., Seo Y.-K. Optimum shape design of the spring to improve the loose-proof performance of the lock nut. *Transactions of the Korean Society of Automotive Engineers*, 2010, vol. 18 (2), pp. 91–96.

17. Blekhman I.I., Molyasyan S.A. Ob effektivnykh koeffitsientakh treniya pri vzaimodeistvii uprugogo tela s vibriruyushchei ploskost'yu [About effective friction coefficients during the interaction of an elastic body with a vibrating plane]. *Izvestiya Akademii nauk SSSR. Mekhanika tverdogo tela = Mechanics of Solids*, 1970, no. 4, pp. 4–10. (In Russian).

18. Kazantsev V.F., Nigmatzyanov R.I., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S. Primenenie ul'trazvukovykh kolebaniy razlichnoi polarizatsii pri provedenii razborochnykh operatsii [The application of ultrasonic vibrations with different polarizations in the implementation of deconstruction operations]. *Sborka v mashinostroenii, priborostroenii = Assembling in Mechanical Engineering, Instrument-Making*, 2016, no. 12, pp. 25–28.

19. Blekhman I.I. *Chto mozhet vibratsiya? O «vibratsionnoi mekhanike» i vibratsionnoi tekhnike* [What can vibration do? About vibration mechanics and vibration technology]. Moscow, Nauka Publ., 1988. 207 p. ISBN 5-02-013808-8.

20. Nigmatzyanov R.I., Sundukov S.K., Sukhov A.V., Fatyukhin D.S., Simonov D.S. Improvement of threaded-joint assembly using ultrasound. *Russian Engineering Research*, 2021, vol. 41 (6), pp. 567–569. DOI: 10.3103/S1068798X21060150.

21. Nechai A.A., Nigmatzyanov R.N., Sundukov S.K., Sukhov A.V., Fatyukhin D.S. Assembly of threaded joints in the presence of shear ultrasound. *Russian Engineering Research*, 2022, vol. 42 (2), pp. 169–171. DOI: 10.3103/S1068798X22020174.
22. Xu W., Cai L., Liu Z., Cheng Q., Li Y. Influence of vibration behavior on the energy dissipation of the bolted joints. *Proceedings of the ASME 2019 Pressure Vessels and Piping Conference, PVP 2019*. Vol. 2: *Computer Technology and Bolted Joints*, San Antonio, TX, USA, 2019, p. V002T02A034. DOI: 10.1115/PVP2019-93409.
23. Tanrikulu B., Karakuzu R., Dogan S., Yurtdas S. Fatigue behavior of re-tightened bolted joints affected by vibration-induced loosening. *Fatigue and Fracture of Materials and Structures*. Ed. by G. Lesiuk et al. Cham, Springer, 2022, pp. 141–146. DOI: 10.1007/978-3-030-97822-8_16.
24. Neverov A.N. Ispol'zovanie krutil'nykh i izgibnykh ul'trazvukovykh kolebaniy dlya razborki rez'bovykh soedinenii [The use of the rotation and flexural vibrations for dismantling of threaded connections]. *Vestnik Moskovskogo avtomobil'no-dorozhnogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta (MADI)*, 2015, no. 2 (41), pp. 15–20. (In Russian).
25. Shuvaev V.G., Papshev V.A., Shuvaev I.V. Ul'trazvukovoi instrument dlya sborki i razborki rez'bovykh soedinenii [Ultrasonic tool for assembly and disassembly of threaded joints]. *STIN = Russian Engineering Research*, 2012, no. 5, pp. 37–40. (In Russian).
26. Neverov A.N. Issledovanie mekhanizma samoraskruchivaniya rez'bovykh soedinenii pri prodol'nykh ul'trazvukovykh kolebaniyakh [Study of the mechanism of auto-unwinding threaded connections with the longitudinal ultrasonic vibrations]. *Uchenye zapiski fizicheskogo fakul'teta Moskovskogo universiteta = Memoirs of the Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University*, 2017, no. 5, p. 1751202.
27. Mishra A., Neverov A.N. Primenenie prodol'nykh ul'trazvukovykh kolebaniy dlya sborki rez'bovykh soedinenii [Application of longitudinal ultrasonic vibrations for the assembly of threaded joints]. *Sborka v mashinostroenii, priborostroenii = Assembling in Mechanical Engineering, Instrument-Making*, 2009, no. 1, pp. 3–4.
28. Krylova I.A., Shuvaev V.G. Povyshenie effektivnosti ul'trazvukovoi sborki i razborki rez'bovykh soedinenii [Effectiveness enhancement of threaded joints ultrasonic assembling and disassembling process]. *Vestnik RGATA imeni P.A. Solov'eva*, 2018, no. 2 (45), pp. 57–61. (In Russian).
29. Xuande Y., Xiaogang D., Tao G., Honghao Z., Ying X. Effect of tightening process parameters on the T-F curve of bolts in composite structures. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2024, vol. 238 (8), pp. 3578–3601. DOI: 10.1177/09544062231205181.
30. Gao Qj., Guo C., Zhang Gt., Wu N., He Wh. Study on influence factors of sealing pipe thread connection. *Proceedings of the International Field Exploration and Development Conference 2023. IFEDC 2023*. Singapore, Springer, 2024, pp. 558–567. DOI: 10.1007/978-981-97-0256-5_47.
31. Liu J. Steel structures research update: adhesive steel-to-steel connections. *Engineering Journal*, 2023, vol. 60 (4). DOI: 10.62913/engj.v60i4.1314.
32. Kanaval J., Cézová E., Starý F. Screw connections with application of modern insurance sealants and adhesives analysis. *Current Methods of Construction Design: Proceedings of the ICMD 2018*. Cham, Springer International Publishing, 2019, pp. 295–301. DOI: 10.1007/978-3-030-33146-7_34.
33. Martínez M.A., Pantoja M., Abenojar J., Del Real J.C., Velasco F. Influence of thread geometry on the performance of retaining anaerobic adhesives. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 2011, vol. 31 (6), pp. 429–433. DOI: 10.1016/j.ijadhadh.2011.03.004.
34. Kochetkov D.V., Voyachek I.I., Zverovshchikov A.E. Razrabotka i issledovanie funktsional'nykh modelei rez'bovykh soedinenii tipa styazhki pri sborke s anaerobnymi materialami [Development and research of functional models threaded connections type gathering in assembly anaerobic materials]. *Modeli, sistemy, seti v ekonomike, tekhnike, prirode i obshchestve = Models, Systems, Networks in Economics, Technology, Nature and Society*, 2016, no. 4 (20), pp. 115–127.
35. Burenin V.V., Ivanina E.S., Trifonova O.I., Vorobyev D.K. Primenenie germetikov dlya uplotneniya nepodvizhnykh raz'emnykh soedinenii detalei i uzlov v stroitel'nykh i dorozhnykh mashinakh [Applying sealants to seal joints fixed detachable parts and assemblies in the construction and road machines]. *Mekhanizatsiya stroitel'stva = Mechanization of Construction*, 2017, vol. 78 (8), pp. 35–40.
36. Neverov A.N. O mekhanizme vibratsionnogo samoraskruchivaniya rez'bovykh soedinenii [About the mechanism of vibration self-unscrewing of threaded connections]. *Vestnik Moskovskogo avtomobil'no-dorozhnogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta (MADI)*, 2015, no. 1 (40), pp. 46–52.
37. Kumar V.C., Hutchings I.M. Reduction of the sliding friction of metals by the application of longitudinal or transverse ultrasonic vibration. *Tribology International*, 2004, vol. 37 (10), pp. 833–840.

38. Teidelt E., Starcevic J., Popov V.L. Influence of ultrasonic oscillation on static and sliding friction. *Tribology Letters*, 2012, vol. 48, pp. 51–62. DOI: 10.1007/s11249-012-9937-4.
39. Nigmatzyanov R.I., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S. Ultrasonic assembly of press-fit joints. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37 (12), pp. 1044–1047. DOI: 10.3103/S1068798X17120139.
40. Nigmatzyanov R.I., Kazantsev V.F., Prikhod'ko V.M., Sundukov S.K., Fatyukhin D.S. Improvement in ultrasound liquid machining by activating cavitation clusters. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39 (8), pp. 699–702. DOI: 10.3103/S1068798X19080112.
41. Sundukov S.K. Features of the superposition of ultrasonic vibrations in the welding process. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24 (2), pp. 50–66. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.2-50-66.
42. Mason T.J. Ultrasonic cleaning: An historical perspective. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2016, vol. 29, pp. 519–523. DOI: 10.1016/j.ultsonch.2015.05.004.
43. Nolting B.E., Neppiras E.A. Cavitation produced by Ultrasonics. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 1950, vol. 63 (9), p. 674. DOI: 10.1088/0370-1301/63/9/305.
44. Fatyukhin D.S., Nigmatzyanov R.I., Prikhodko V.M., Sukhov A.V., Sundukov S.K. A comparison of the effects of ultrasonic cavitation on the surfaces of 45 and 40Kh steels. *Metals*, 2022, vol. 12 (1), p. 138. DOI: 10.3390/met12010138.
45. Slama R.B.H., Gilles B., Chiekh M.B., Bera J.C. Characterization of focused-ultrasound-induced acoustic streaming. *Experimental Thermal and Fluid Science*. 2019, vol. 101, pp. 37–47. DOI: 10.1016/j.expthermflusci.2018.10.001.
46. Kim G., Cheng S., Hong L., Kim J.-T., Li K.C., Chamorro L.P. On the acoustic fountain types and flow induced with focused ultrasound. *Journal of Fluid Mechanics*, 2021, vol. 909, p. R2. DOI: 10.1017/jfm.2020.1012.
47. Sajjadi B., Raman A.A.A., Ibrahim S. Influence of ultrasound power on acoustic streaming and micro-bubbles formations in a low frequency sono-reactor: Mathematical and 3D computational simulation. *Ultrasonics Sonochemistry*. 2015, vol. 24, pp. 193–203. DOI: 10.1016/j.ultsonch.2014.11.013.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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

Термомеханическая прокатка при производстве обсадных труб (обзор исследований)

Кирилл Барабошкин^{1, a, *}, Руслан Адигамов^{1, b}, Владимир Юсупов^{2, c}, Ирина Кожевникова^{3, d},
Антонина Карлина^{1, e, *}

¹ АО «Северсталь менеджмент», ул. Мира, 30, г. Череповец, 162608, Россия

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

³ Череповецкий государственный университет, пр. Луначарского, 5, г. Череповец, Вологодская обл., 162600, Россия

^a <https://orcid.org/0009-0004-9054-3523>, ka.baraboshkin@severstal.com; ^b <https://orcid.org/0009-0006-7620-5872>, r.adigamov@severstal.com;

^c <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>, vsyusupov@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0810-2143>, iakozhevnikova@chsu.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, ai.karlina@severstal.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 679.7.022.4

История статьи:

Поступила: 15 марта 2024

Рецензирование: 14 мая 2024

Принята к печати: 05 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Сталь

Феррит

Перлит

Контролируемая прокатка

Термомеханическая прокатка

Ударная вязкость

Обсадные трубы

Стандарты

АННОТАЦИЯ

Введение. Современная нефтегазовая промышленность нуждается в разработке материалов высокой прочности для обсадных труб. Изменения в технологиях производства стального проката являются одной из актуальных задач. Снижение себестоимости обсадных труб из высококачественной стали становится серьезной задачей для нефтегазовой промышленности. Многофазные микроструктуры, содержащие игольчатый феррит или фазу с преобладанием игольчатого феррита, обладают хорошими комплексными свойствами в сталях HSLA. В настоящей статье основное внимание уделяется результатам, полученным с использованием современных методов термомеханической прокатки. **Результаты и обсуждение.** В данной работе проведен анализ характеристик технологий термомеханической прокатки и их влияния на микроструктуру стального проката для обсадных труб. Показано, что прогнозирование механических свойств на основе микроструктурных характеристик стали усложняется из-за большого количества задействованных параметров. Для этого необходима оптимальная микроструктура стали. Удовлетворительная микроструктура зависит от нескольких факторов, таких как химический состав, обработка горячей деформацией и ускоренное охлаждение. Легирующие элементы оказывают комплексное влияние на свойства стали, и обычно в состав стали вводят легирующие добавки. С металлургической точки зрения выбор легирующих элементов и металлургический процесс могут сильно повлиять на полученную микроструктуру. **Заключение.** В настоящем обзоре сообщается о наиболее репрезентативном исследовании, касающемся технологий термомеханической прокатки и микроструктурного фактора в сталях для обсадных труб. Обзор включает в себя сводку наиболее важных переменных процесса, свойств материалов, нормативных правил, а также характеристик микроструктуры и механических свойств металла для производства обсадных труб. Предполагается, что этот обзор поможет читателям с разным опытом, от неспециалистов по обработке металлов давлением или материаловедов до специалистов различных промышленных приложений и исследователей.

Для цитирования: Термомеханическая прокатка при производстве обсадных труб (обзор исследований) / К.А. Барабошкин, Р.Р. Адигамов, В.С. Юсупов, И.А. Кожевникова, А.И. Карлина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 24–51. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-24-51.

Введение

В настоящее время буровые компании начали экспериментировать с трубами нового типа, называемыми «обсадными трубами», для бурения скважин [1–12]. Причина такого преобразования

заключается в том, что обсадные трубы обеспечивают лучшую эффективность бурения, чем решения прошлого поколения, и имеют много других преимуществ [13–21]. Обсадная труба, опускаемая с поверхности для крепления стенок буровой скважины, представлена на рис. 1.

Процесс вращательного бурения с колонной и извлечением гидравлически расширяемого долота [22–29] снижает эффективность бурения и увеличивает непроизводительное время (НПВ) высококапиталоемкой отрасли, стимулируя ис-

*Адрес для переписки

Карлина Антонина Игоревна, к.т.н., ведущий эксперт

АО «Северсталь менеджмент»,

Ул. Мира, 30,

162608, г. Череповец, Россия

Тел.: +7 950 120-19-50, e-mail: ai.karlina@severstal.com

Основные элементы скважины

- 1 — устье;
- 2 — стенки;
- 3 — забой;
- 4 — участки стенок, закреплённые обсадными трубами;
- D_1, D_2, D_3 — диаметры обсадных труб и ствола скважины;
- L — глубина скважины.

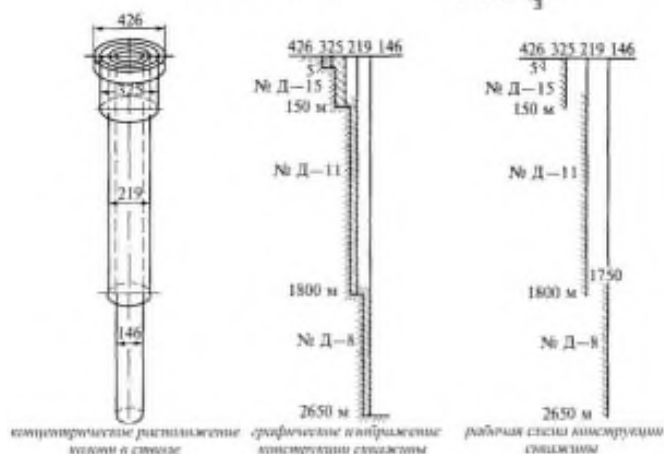


Рис. 1. Конструкция скважины из обсадных труб

Fig. 1. Well casing design

кать новые технологии для развития нефтяной промышленности. Обсадная колонна во время бурения (CwD) — это метод бурения, который, как было доказано, устраняет многие проблемы, возникающие при бурении. В этом методе бурение и обсадку ствола скважины осуществляют одновременно, что повышает эффективность бурения за счет снижения НПВ [1–5, 30–36].

Российские нефтяные компании сообщили об использовании выдвижных долот при бурении с обсадной колонной в 1920 году. Позже, в 1930-х годах, операторы США использовали эксплуатационные насосно-компрессорные трубы для бурения в открытом стволе или для заканчивания без забоя, при этом для бурения использовалось долото с плоским лезвием [37–42]. Материалами, которые лучше всего соответствуют требованиям нефтегазовой промышленности, являются стали HSLA.

Цель работы заключается в оценке влияния технологий термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства высокопрочных сталей на основе анализа ряда исследований, проведенных различными методами металлографии, и испытаний механических свойств с учетом влияния рекристаллизации,

микроструктурных составляющих и микрофаз. Указанный анализ необходим для установления взаимосвязи микроструктуры и технологий термомеханической обработки при производстве обсадных труб.

Задачи работы заключаются в изучении влияния Nb в промышленных сталях и выявлении наиболее эффективных методик его определения при низком процентном содержании, а также в исследовании различных моделей термомеханической контролируемой прокатки (ТМКП) и их эффективности.

Результаты исследований различных авторов и их обсуждение

Химический состав микролегированных сталей

В 1936 году было обнаружено, что микролегирующие добавки металлического ниобия могут упрочнять «мягкие» стали, хотя основной механизм упрочнения в то время не мог быть идентифицирован.

Стали, содержащие небольшое количество ванадия или титана, были доступны уже давно. Быстрое развитие и использование микролегированных сталей было инициировано признанием преимуществ добавления небольшого количества ниобия в стали C-Mn [13–21]. Это произошло в 1958 году с первым успешным производством стали, обработанной ниобием, компанией Great Lakes Steel Corporation в США [22–28, 43–46]. Этому развитию способствовали различные факторы, в том числе относительная доступность по стоимости феррониобия в конце 1950-х годов и открытие в то время очень крупных месторождений руд, содержащих ниобий, в Бразилии и Канаде, что гарантировало стабильность будущих поставок и цен. Было хорошо известно преимущество эффектов измельчения зерна за счет выделения микролегированных элементов в присутствии N и C [13–16, 29–39, 46].

В ранних сталях (до 1980 года) использовалось воздушное охлаждение листа и высокие температуры смотки полосы. Как отмечалось [1–3, 46], это были стали с феррито-перлитной структурой с прочностью до ~420 МПа. Наиболее очевидным фактором, влияющим на прочность, было измельчение зерна.

Выделение карбидов и нитридов происходит на трех стадиях обработки микролегированных сталей. Частицы первого типа образуются во время жидкой фазы, во время или после затвердевания на границе жидкость / твердое тело и в дельта-феррите [14]. Частицы второго типа осаждаются в аустените во время горячей деформации, такой как контролируемая прокатка, по мере снижения температуры [14]. Частицы

третьего типа образуются во время или после фазового превращения аустенита в феррит, зарождаясь на границе раздела аустенит/феррит и в феррите [13–17]. Электронно-микроскопические изображения пленок (рис. 2) показали, что эти частицы, имеющие размеры до 150 нм, в основном располагаются в виде лент вдоль границ аустенитных зерен или в бывших междендритных областях [47, 48].

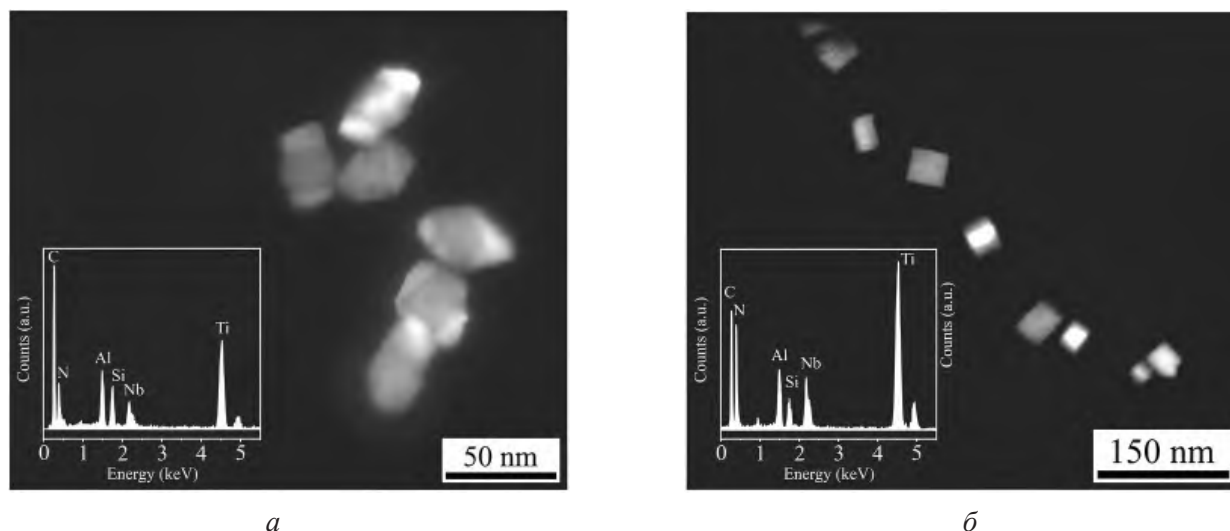


Рис. 2. ПЭМ-микрофотографии извлечения преимущественно частиц TiN:

a – вероятно, частицы образовались во время затвердевания; *б* – частицы NbC, выросшие на сердцевине из TiN [48]

Fig. 2. TEM micrographs of extraction of predominantly TiN particles:

a – probably particles formed during solidification; *b* – particles of NbC grown on the TiN core [48]

В работе [49] использовались различные методы отслеживания выделения микросплавов после моделирования различных условий термомеханической контролируемой прокатки аустенита в термомеханическом симуляторе Gleeble. Атомно-зондовая томография (АРТ), сканирующая просвечивающая электронная микроскопия в сканирующем электронном микроскопе, оснащенном сфокусированным ионным пучком (STEM-on-FIB), и измерения удельного электрического сопротивления предоставили дополнительную информацию о состоянии частиц и коррелировали друг с другом. Было продемонстрировано, что точные измерения удельного электросопротивления в стали могут контролировать общий расход растворенных микросплавов (Nb) во время горячей обработки. Полученные результаты были дополнены измерениями АРТ стальной матрицы. Частицы, которые образовались во время охлаждения или изотермиче-

ской выдержки, можно было отличить от частиц, вызванных деформацией, путем подтверждения измерений STEM с результатами АРТ, поскольку АРТ специально позволяла получить подробную информацию о химическом составе частиц, а также о распределении элементов (рис. 3, 4).

Позже обнаружили, что Nb может замедлять рекристаллизацию аустенита [48], что было связано с введением управляемой прокатки и термомеханической управляемой обработки [49, 50]. Влияние содержания микролегирования (масс. %) на рекристаллизацию аустенита показано на рис. 5.

Содержание С, использовавшееся в сталях HSLA до 1980 года, составляло 0,07–0,12 %. Между тем обычно использовалось до 2 % содержания Mn вместе с различными добавками и комбинациями V, Nb и Ti (макс. 0,1 %) [46, 52–55]. Уменьшение содержания С могло бы улучшить свариваемость, сохранив прочность, и она

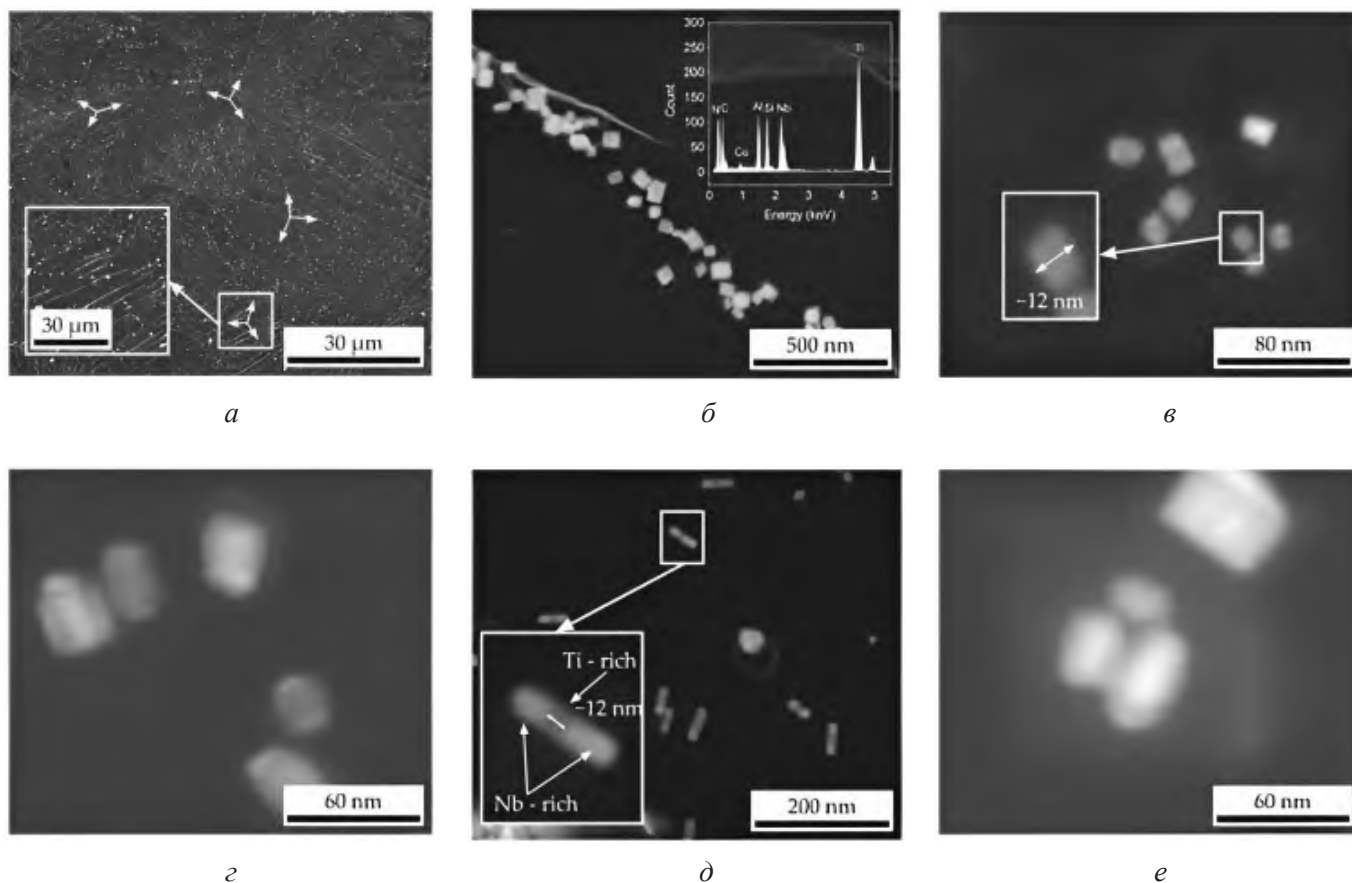


Рис. 3. Высокуюгловая дифракция в темном поле (HADDF)-STEM изображений, содержащих частицы, присутствующие после закалки от 1200 °C и 950 °C:

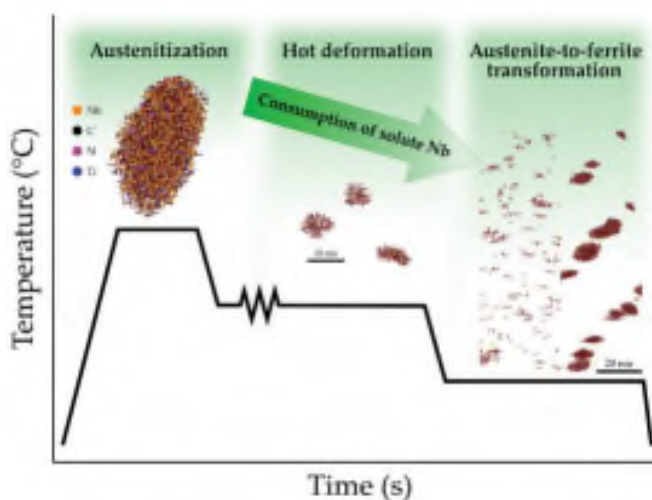
a – границы зерен с частицами TiN; *б* – большие (примерно 80 nm) кубовидные частицы, которые EDS идентифицировала как TiN, обогащенные Nb; *в* – однородно распределены внутри зерна частицы TiN меньшего размера (< 15 nm); *г* – TiN с зародышами Nb; *д* – TiN с зародышами Nb большего размера; *е* – частицы, обогащенные Nb или TiNb (или Ti) (C, N) [49]

Fig. 3. High-angle diffraction in a dark field (HADDF)-STEM images containing particles present after quenching from 1,200 °C and 950 °C:

a – grain boundaries with TiN particles; *б* – large (approximately 80 nm) cuboid particles, which EDS identified as TiN enriched with Nb; *в* – smaller TiN particles (< 15 nm); *г* – TiN with Nb nuclei; *д* – TiN with larger Nb nuclei are uniformly distributed inside the grain; *е* – particles enriched with Nb or TiNb (or Ti) (C, N) [49]

Рис. 4. Кинетика выделения частиц микролегированной Nb-Ti стали, а также последовательность выделения в типичной стали при термомеханической контролируемой прокатке [47]

Fig. 4. Kinetics of particle separation microalloyed Nb-Ti steel, as well as the sequence of separation in typical steel during thermomechanical controlled rolling [47]



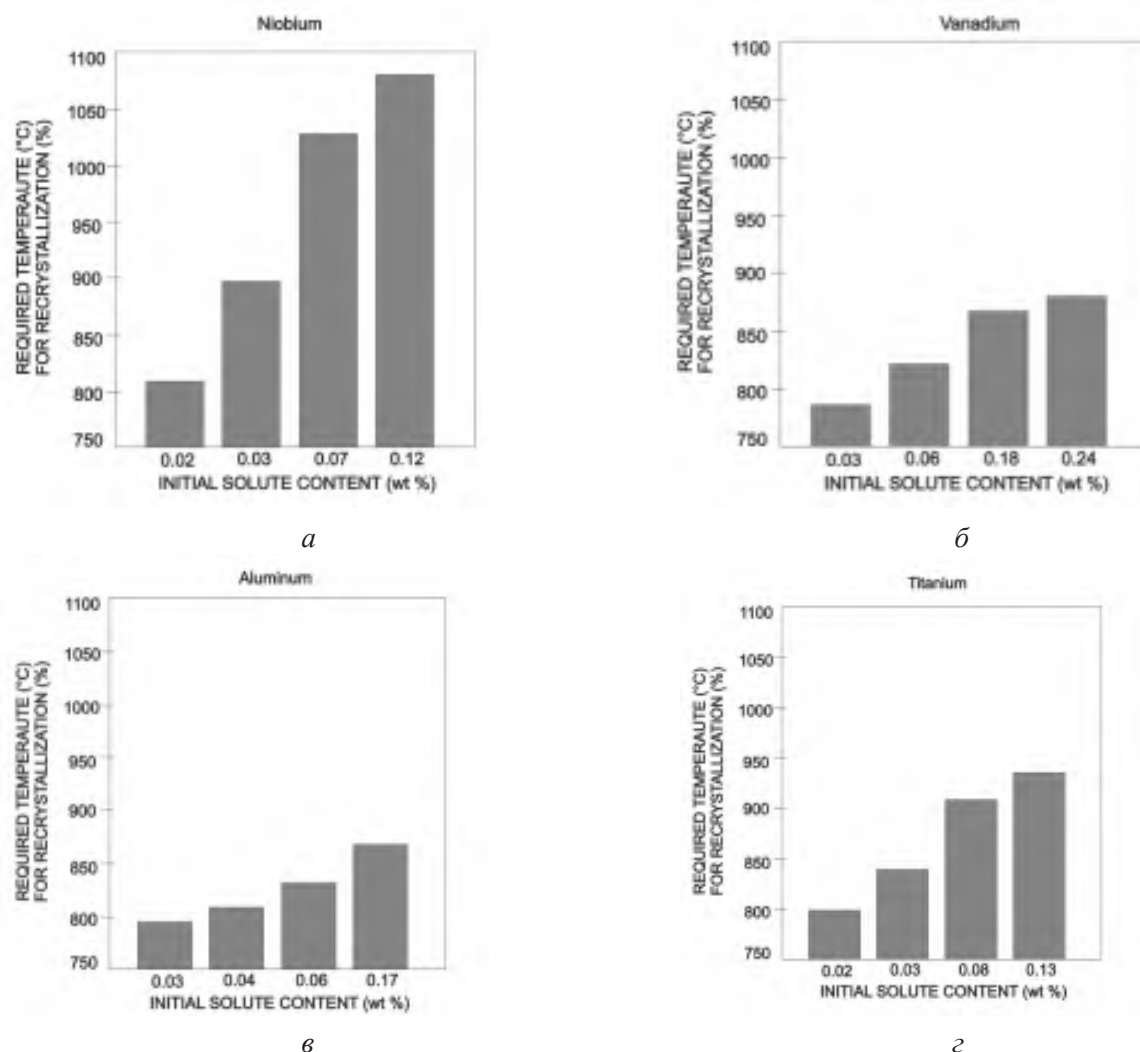


Рис. 5. Рекристаллизация аустенита в зависимости от содержания ниобия (а), ванадия (б), алюминия (в) и титана (г) [51]

Fig. 5. Recrystallization of austenite depending on the content of niobium (a), vanadium (b), aluminum (v) and titanium (g) [51]

была такой же, как у мягких сталей, но основная проблема снижения содержания С заключалась в том, что пластичность и ударная вязкость были не такими хорошими, как у закаленных и отпущенных сталей [14]. За счет введения в состав стали микролегирующих элементов можно контролировать критические температуры превращения аустенита с целью достижения конечных механических свойств [1, 2, 13, 14, 46, 47, 53–55]. Этими критическими температурами являются следующие: температура укрупнения зерна при повторном нагреве, температура рекристаллизации при горячей прокатке и температура превращения при охлаждении [1, 2, 14, 46, 53, 54]. Основные эффекты от микролегирующих элементов приведены в таблице [53].

Углерод в стали необходим для получения требуемой прочности стали, при этом упрочнение обеспечивается за счет формирования в структуре стали перлита.

Марганец применяют для упрочнения твердого раствора и получения требуемой прочности стали. Известно, что наличие марганца в стали приводит к смещению $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в область более низких температур, что приводит к измельчению зерна, формированию феррита с повышенной плотностью дислокаций и, как следствие, к повышению предела текучести стали. Для ограничения значений предела текучести в рулонном прокате и гарантированного получения требуемых значений предела текучести в основном металле труб после трубного передела,

Принцип действия микролегирующих элементов [53]
Operating principle of microalloying elements [53]

Элемент / Element	Вес.% / Weight. %	Эффект / Effect
C	< 0,25	Упрочнение
Mn	0,5...2,0	Замедляет распад аустенита при ускоренном охлаждении. Снижает температуру перехода от вязкого к хрупкому разрушению
Si	0,1...0,5	Раскислитель в расплавленной стали. Упрочнение твердого раствора. Стабилизирует аустенит
Al	< 0,02	Раскислитель
Nb	0,02...0,06	Очень сильно упрочняет феррит в виде карбидов/нитридов ниобия
Ti	0...0,06	Контроль зерна аустенита нитридами титана. Сильный упрочнитель феррита
V	0...0,10	Сильный упрочнитель феррита карбонитридами ванадия
N	< 0,012	Вредная примесь
Mo	0...0,3	Способствует образованию бейнита. Повышает прочность феррита
Ni	0...0,5	Увеличивает вязкость разрушения
Cu	0...0,55	Улучшает коррозионную стойкость
Cr	0...1,25	В присутствии меди повышает стойкость к атмосферной коррозии
B	0,0005	Повышает прокаливаемость
S	<0,05	Вредная примесь
P	<0,012	Вредная примесь

а также для обеспечения удовлетворительной свариваемости содержание марганца ограничено 1,0–1,5 %.

Кремний применяют для упрочнения твердого раствора и обеспечения требуемой прочности стали, а также добавка кремния необходима для раскисления стали при выплавке. В соответствии с этим минимальное содержание кремния в стали должно быть не менее 0,15 %. При высоком содержании кремния повышается количество силикатных включений, что приводит к ухудшению ударной вязкости. Таким образом, максимальное значение содержания кремния ограничено 0,80 % для предотвращения охрупчивания стали.

Добавка алюминия необходима для раскисления и модифицирования стали. При этом минимальное достаточное содержание алюминия 0,02 %. При содержании алюминия более 0,06 % происходит снижение работы удара.

Хром, никель, медь вводят в сталь для увеличения прочностных свойств, а также для стабилизации структуры при нагреве металла под прокатку и уменьшения размера зерна при черновой прокатке. Кроме того, при предельных концентрациях не более 0,08 % эти элементы в стали положительно влияют на стойкость труб к коррозии.

Титан в стали необходим для связывания азота в нитриды TiN, сдерживающие рост зерна при нагреве стали, что способствует измельчению зерна.

Содержание азота в стали ограничивают значением 0,012 %, так как наличие свободного азота в твердом растворе α -фазы оказывает негативное влияние на работу удара при испытании на ударный изгиб.

Сера и фосфор являются вредными примесями, их содержание ограничивают значениями не более 0,005 % и не более 0,012 % соответственно для обеспечения высоких значений работы удара при испытании на ударный изгиб.

Содержание ванадия, ниобия и молибдена ограничивают требуемыми механическими свойствами.

Кальций является неизбежной технологической примесью. При увеличении содержания кальция в горячекатаной полосе образуются коррозионно-активные неметаллические включения первого рода, что отрицательно сказывается на механических свойствах проката и коррозионной стойкости стали.

Выделения TiN и Nb (C, N) эффективно снижают рост аустенитного зерна [14, 46]. Частицы VN, NbCN и TiC стабильны при температуре

нормализации около 900 °С, что создает достаточную объемную долю мелких частиц для контроля роста зерна [56–59]. Твердый раствор Nb и выделения его карбонитридов задерживают рост аустенитного зерна (рис. 6).

С другой стороны, небольшие добавки Ti вызывают мелкодисперсное выделение наноразмерных карбидов, что ограничивает рост аустенитных зерен при более высоких температурах (1200 °С) [15, 16]. Ti выделяется во время затвердевания стали и вызывает локальную концентрацию, способствующую осаждению крупных частиц TiN [15, 16].

Частицы TiC также могут вызвать упрочнение. Ванадий является наиболее универсальным элементом дисперсионного упрочнения и эффективен в различных составах микролегированных сталей, а также в сталях с более высоким содер-

жанием углерода. В литературе отмечено, что карбонитриды ванадия V (C, N) потенциально могут создавать места для зарождения феррита. Небольшое несоответствие решеток между нитридом ванадия (VN) (параметры решетки равны 0,4139 нм) и ферритом (параметры решетки равны 0,2865 нм) способствует зародышеобразованию феррита [14, 45, 46].

Использование контролируемого охлаждения снижает количество необходимых легирующих элементов, и стали могут достигать прочности около 600 МПа [60–64].

Продолжаются усилия по разработке высокопрочных низколегированных сталей (HSLA), сочетающих высокую прочность и высокую ударную вязкость. Для получения хорошей ударной вязкости и свариваемости содержание углерода уменьшается. Снижение прочности из-за

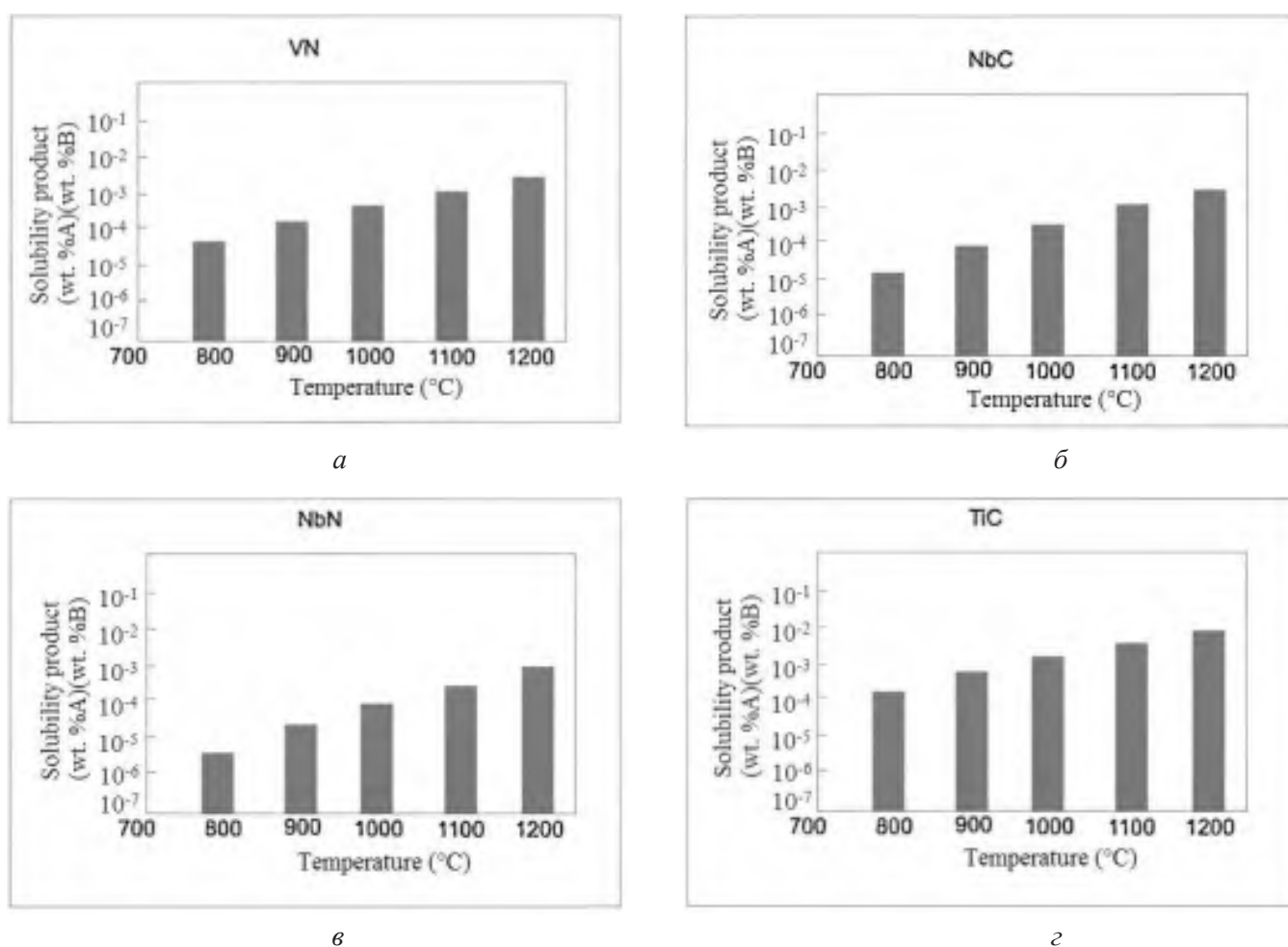


Рис. 6. Растворимость карбонитридов в зависимости от температуры: а – нитрид ванадия; б – карбид ниобия; в – нитрид ниобия; г – карбид титана [59]

Fig. 6. Solubility of carbonitrides depending on temperature: а – vanadium nitride; б – niobium carbide; в – niobium nitride; г – titanium carbide [59]

меньшего содержания углерода компенсируется добавками Si и Mn. Дальнейшее увеличение прочности достигается за счет дисперсионного твердения и уменьшения размера зерна путем микролегирования Nb, V и Ti по отдельности или в комбинации [65, 66]. Установлено, что атомы ванадия в растворе задерживают бейнитную реакцию при более низких температурах превращения (на 30–40 °C) в пределах скоростей охлаждения 1–50 °C/c [64–71].

Наноразмерные карбонитриды образуются при длительной выдержке при 450–650 °C, что значительно повышает предел текучести, предотвращая движение дислокаций. Измельчение зерна реализуется, когда частицы TiN фиксируют границу аустенитного зерна в процессе нагрева под прокатку, а атомы Nb и NbCN замедляют рекристаллизацию деформированного аустенита [54]. По сравнению со сталями, микролегированными Nb-Ti, стали V-N демонстрируют измельчение зерна за счет внутризеренного зародышеобразования феррита на частицах VN – отчасти из-за близкого размера решетки VN с ферритом [14, 46]. Введение N в микролегированную V сталь стимулирует выделение карбонитридов V и увеличивает их объемную долю.

В работе [72] использован подход CALculation of PHase Diagrams (CALPHAD) для изучения осаждения нитридов и карбонитридов в трубных сталях в соответствии с новыми разработками сложных химических составов и термомеханической обработки высокопрочных низколегированных (HSLA) сталей. Этот пакет программ основан на минимизации свободной энергии Гиббса отдельных фаз в равновесном состоянии. Результаты расчетов показали, что температура выделения нитридов в сталях, микролегированных Ti-Nb, увеличивалась в зависимости от концентрации титана, в то время как концентрация ниобия значительно повышала температуру выделения карбонитридов ниобия. Частицы карбонитридов образуются при гораздо более низких температурах в низкоуглеродистых сталях (< 0,03 масс. %), чем в среднеуглеродистых сталях (> 0,1 масс. %). Это хорошо согласуется с независимыми экспериментальными данными из литературы, где изучался рост аустенитных зерен в сталях аналогичных составов. Хотя растворение и рост частиц контролируются кинетикой процесса, эти результаты доказали, что

термодинамический расчет может эффективно прогнозировать состав и последовательность образования частиц в химически сложных системах, обеспечивая более точное планирование экспериментов для определения критических температур укрупнения зерен при повторном нагреве, рекристаллизации при нагреве, прокатке и превращении при охлаждении. Это может свести к минимуму количество испытаний, необходимых для получения оптимальных химических составов и процедур термообработки, где изучался рост аустенитного зерна в стали аналогичного состава.

В работах [73, 74] для исследования явлений микросегрегации и поведения сложных частиц (Ti, Nb) (C, N) во время непрерывной разливки была использована установка однонаправленного отверждения для моделирования процесса кристаллизации. В исследуемых авторами образцах можно обнаружить дендритную структуру вдоль направления затвердевания. Это показывает, что добавление титана и ниобия в высокопрочную низколегированную (HSLA) сталь приводит к нежелательным выделениям (Ti, Nb) (C, N) из-за микросегрегации. Было исследовано влияние скорости охлаждения на образование (Ti, Nb) (C, N). Состав крупных частиц определяли с помощью FE-SEM с EDS. Большие частицы (Ti, Nb) (C, N) можно разделить на три вида по составу и морфологии. С увеличением скорости охлаждения частицы Ti (Ti, Nb) (C, N) превращаются в частицы Nb (Ti, Nb) (C, N).

В работе [75] отмечается, что если мелкие частицы Nb (C, N) и NbC, содержащие ниобий, имеют диаметр порядка нескольких нанометров, обычно ≤ 50 нм, то крупные частицы, содержащие ниобий, могут иметь длину от субмикрона до сотен микрон. Механизм образования частиц ≤ 50 нм карбида или карбонитрида ниобия широко известен, а их благотворное влияние на прочность и ударную вязкость хорошо подтверждено, тогда как крупные частицы Nb ухудшают характеристики стали. Несмотря на множество исследований крупных частиц с высоким содержанием Nb, не было предложено никаких экспериментальных доказательств и предполагаемых механизмов их образования. Дефекты, связанные с крупными частицами, богатыми Nb, вызывают растрескивание слябов во время повторного нагрева, провалы при испытаниях на

растяжение, проблемы водородного растрескивания и повышение отсортировки при ультразвуковом контроле (УЗК).

В работе [54] схематично показана роль ниобия для сталей HSLA в процессе термомеханической обработки (рис. 7).

Представленный выше анализ литературы показывает, что тщательный подбор химического состава стали в сочетании с соответствующей термомеханической схемой позволяет получить широкий спектр микроструктур от классиче-

ских комбинаций феррита и перлита до более совершенных бейнитных фаз с оптимальным балансом механических свойств.

Накопление деформации в аустените усиливается, следовательно, размеры зерен в конечных микроструктурах уменьшаются. Присутствие Mo способствует наличию неполигональных фаз, и эта составляющая модификация вызывает увеличение прочности за счет образования субструктуры, а также за счет увеличения плотности дислокаций [76–80].



Рис. 7. Роль ниобия в сталях HSLA в процессе термомеханической обработки

Fig. 7. The role of niobium in HSLA steels in the thermomechanical processing process

Исследования в области микролегированных сталей на протяжении десятилетий расширялись, и основное внимание уделялось повышению их прочности и устойчивости к воздействию окружающей среды за счет контроля микроструктуры.

Достижения в области десульфурации имеют большое значение, поскольку они способствуют контролю микроструктуры. С годами содержание серы в сплавах микролегированных сталей было снижено, что позволило постоянно повышать ударную вязкость сталей (рис. 8).

Считается, что контроль за сульфидами улучшает ударную вязкость микролегированных сталей [77].

В работе [52] авторы считают, что 1980 год можно считать точкой отсчета прочности микролегированных сталей. С начала 1960-х годов и примерно до 1980 года микролегированные стали представляли собой стали низкой прокаливаемости с микроструктурой феррит + перлит и пределом прочности ≤ 420 МПа. Очевидным выбором для решения этой задачи были продукты низкотемпературного превращения: ма-

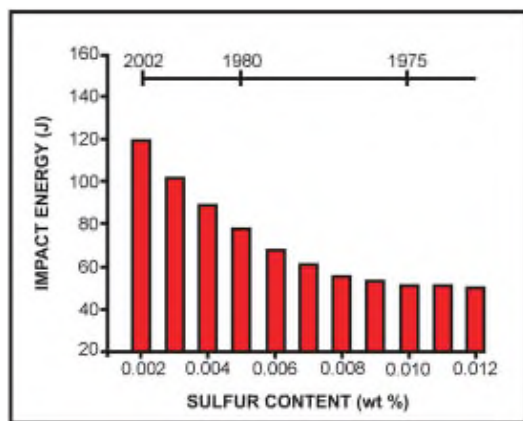


Рис. 8. Влияние содержания серы на ударную вязкость труб [53]

Fig. 8. The effect of sulfur content on the impact strength of pipes [53]

трицы, состоящие из бейнита и мартенсита. Это было достигнуто в середине 1980-х годов для обработки сталей методом прерывистого ускоренного охлаждения (IAC) и прерывистой прямой закалки (IDQ) (рис. 9). Преимущества более высоких скоростей охлаждения и более низких температур смотки позже были использованы для достижения более высокой прочности сталей с более низким содержанием углерода.

Многочисленные исследования, проведенные в период с 1956 по 1980 год и связанные с производством микролегированной стали и горячей прокаткой, указывали на то, что по-

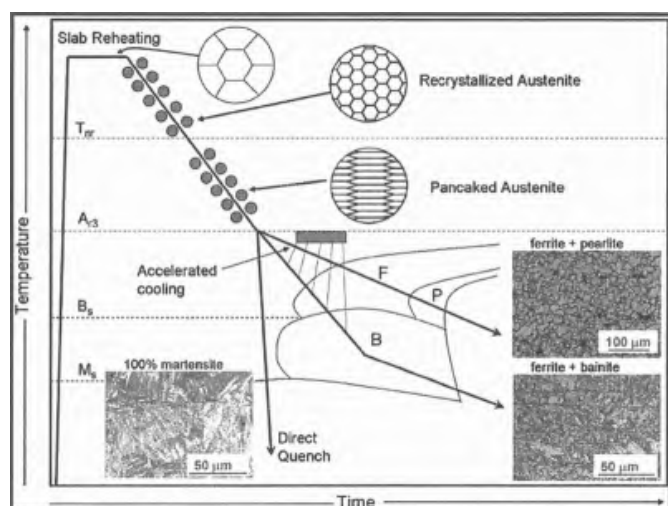


Рис. 9. Схематическая диаграмма термомеханически контролируемой обработки (ТМКП) и микроструктуры, возникающие в результате этого процесса [14]

Fig. 9. Schematic diagram of thermomechanically controlled processing (TMCP) and microstructures resulting from this process [14]

следняя должна была стать основным способом производства сталей. За короткое время это привело к внедрению компьютерного управления и моделирования для получения небольшого (< 10 мкм) однородно распределенного зерна феррита (рис. 9).

На рис. 10 схематически показано, как микроструктура и свойства сталей менялись с течением времени в связи с достижениями в разработке и обработке сталей. Химический состав стали и температура, при которой проводится прокатка, являются критическими факторами, влияющими на микроструктуру, фазовый состав и развитие текстуры сталей.

Процесс термомеханического контроля представляет собой эффективный метод, сочетающий технологию контролируемой прокатки и контролируемого охлаждения для получения превосходных комплексных механических свойств за счет регулирования образования микроструктуры во время деформации [1–3, 12–22]. Из-за низкого содержания углерода и микролегирования в сочетании с различными условиями термомеханической контролируемой прокатки микроструктура высокопрочной трубной стали обычно содержит различные компоненты – полигональный феррит (ПФ), квазипolygonальный

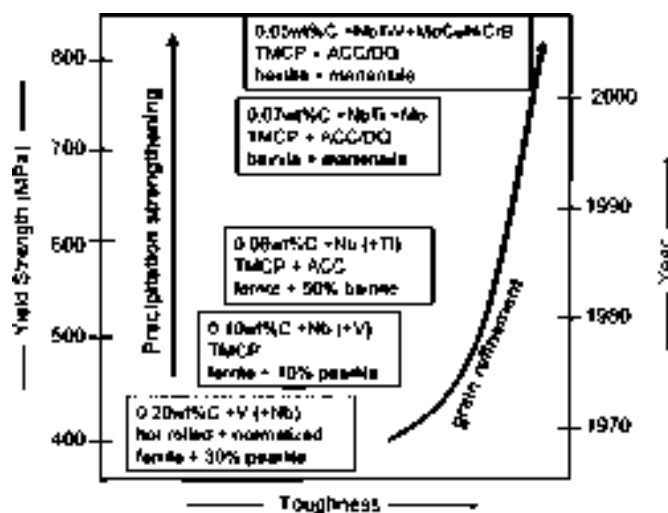


Рис. 10. Разработка трубных сталей на примере исследования стали HSLA:

TMCP – термомеханически контролируемая прокатка; ACC – ускоренное охлаждение; DQ – прямая закалка [14]

Fig. 10. Development of pipe steels using the example of HSLA steel research:

TMCP – thermomechanical controlled rolling; ACC – accelerated cooling; DQ: direct quenching [14]

феррит (КФ), игольчатый феррит (ИФ), бейнит и мартенситно-аустенитную (МА) составляющую, которые образуют сложную смешанную микроструктуру с различными характеристиками. Добавление микролегирующих элементов, таких как Mn, Mo, Cr, Ni, V, Nb и Ti, может помочь получить идеальную микроструктуру и механические свойства [45, 46, 52–56].

Термомеханическая обработка

Важность получения мелкого размера зерна с точки зрения увеличения как прочности, так и ударной вязкости очевидна из первоначальной работы Hall [81] и Petch [82], которые для ряда поликристаллических металлов экспериментально показали, что напряжение текучести $\sigma_{0.2}$ при постоянной деформации связано с диаметром зерна d определенным соотношением [83].

Термомеханическую обработку стали можно разделить на три большие группы в зависимости от того, происходит ли процесс деформации до, во время или после фазового превращения. Используемые процессы включают в себя высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО), контролируемую прокатку и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

При прокатке листа из простой углеродистомарганцевой (C-Mn) стали (рис. 11) размер зерна может быть уменьшен с 10 до 5 мкм, когда лист контролируется степенью деформации и ускоренным охлаждением. Это уменьшение размера зерна увеличивает предел текучести стали при-

мерно на 80 МПа в соответствии с хорошо известным соотношением Холла – Петча [81–83].

Контролируемая прокатка – это средство, с помощью которого свойства сталей могут быть улучшены до уровня, эквивалентного свойствам более высоколегированных или термически обработанных сталей. Контролируемая прокатка состоит из трех стадий:

1) деформация в рекристаллизационной области при высоких температурах;

2) деформация в нерекристаллизационной области;

3) деформация в аустенит-ферритной области.

Значение деформации в нерекристаллизационной области заключается в разделении аустенитных зерен на несколько блоков в результате внедрения в зерна деформационных полос. Деформация в аустенитно-ферритной области дает смешанную структуру, состоящую из равноосных зерен и субзерен. Фундаментальное различие между традиционно горячекатаными и контролируемо прокатанными сталями заключается в том, что зарождение феррита происходит исключительно на границах аустенитных зерен в первых, в то время как во вторых оно происходит внутри зерен, а также на границах зерен, что приводит к более мелким структурам.

Обычная контролируемая прокатка направлена на получение сплюснутых аустенитных зерен за счет пластической деформации, что приводит к увеличению центров зародышеобразования для превращения аустенита в феррит. Затем этот процесс приводит к образованию мелких ферритных зерен размером примерно от 5 до 8 мкм. Традиционная контролируемая прокатка обычно включает в себя высокие температуры нагрева для достижения полного перехода микролегирующих элементов, т. е. Nb и V, в твердый раствор.

В процессе прокатки [14, 51–56, 84–98], протекающей ниже нулевой температуры рекристаллизации, происходит деформационное выделение Nb (C, N), вызывающее полное подавление рекристаллизации между каждым проходом. Малый размер аустенитного зерна приводит к измельчению зерен феррита. При деформировании в нерекристаллизованной области температур аустенитной фазы (ниже нерекристаллизационной температуры ТНР [53]) зерна аустенита спекаются и внутри зерен внедряются деформаци-

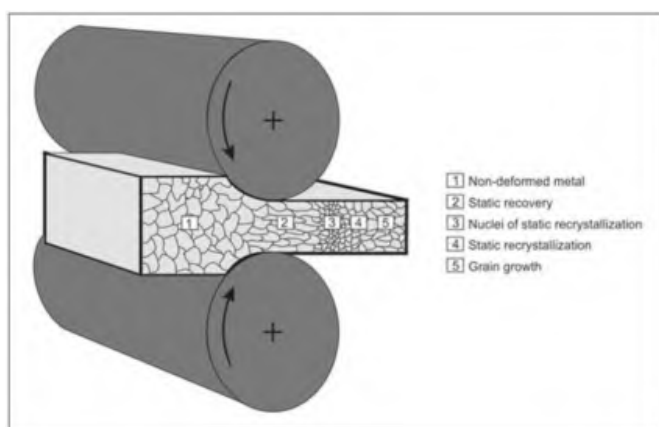


Рис. 11. Схематическая диаграмма измельчения зерна в сталях при деформации

Fig. 11. Schematic diagram of grain refinement in steels during deformation

ционные структуры [53, 84–98]. Деформация на этой стадии существенно увеличивает скорость зародышеобразования на границах аустенитных зерен и внутри них. Это внутризеренное зародышеобразование феррита является одним из наиболее важных аспектов контролируемой прокатки. Микролегирующие элементы, такие как ниобий и титан, могут повышать температуру остановки рекристаллизации аустенита, тем самым облегчая использование этого пути. Деформация в межкритической области приводит к дальнейшему упрочнению аустенита и образованию субструктуры в феррите. Ускоренное охлаждение в диапазоне превращения аустенита в феррит уменьшает размер зерен феррита и повышает как прочность, так и ударную вязкость стали. Эти маршруты схематично показаны на рис. 12.

Синергетический эффект от взаимодействия процессов рекристаллизации аустенита и деформационного выделения микролегирующих элементов является одним из важных технологических вопросов [84–99]. С целью изучения вышеуказанных процессов были разработаны диаграммы рекристаллизации – осаднения – температуры – времени (RPTT) на основе кривых рекристаллизации и осаднения [53], пример такой диаграммы показан на рис. 13. Ниже температуры растворимости осадка (T_0) возможны три режима взаимодействия [53, 86].

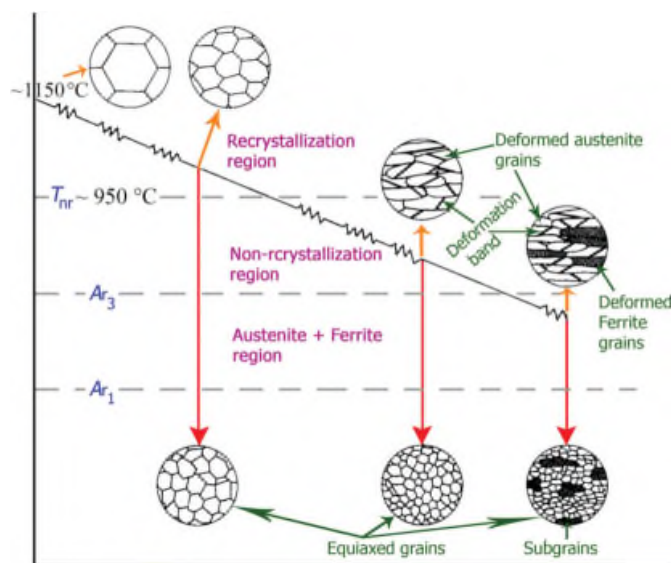


Рис. 12. Схематическая диаграмма измельчения зерна в сталях при термомеханической обработке [98]

Fig. 12. Schematic diagram of grain refinement in steels during thermomechanical processing [98]

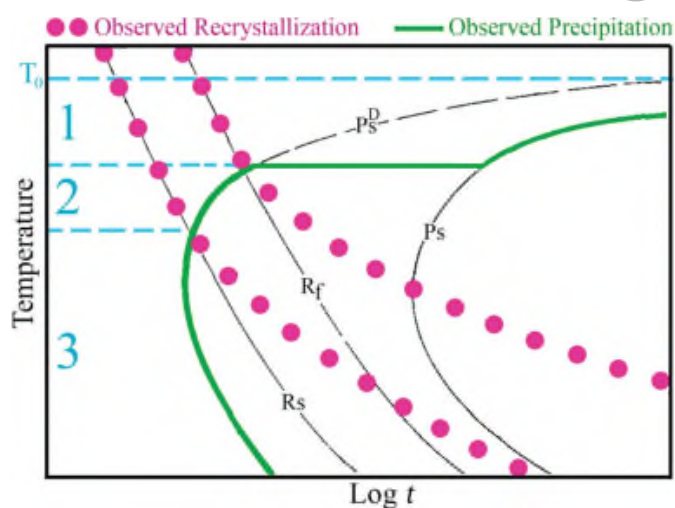


Рис. 13. Схематическое изображение диаграммы RPTT [86]

Fig. 13. Schematic representation of the RPTT diagram [86]

В режиме 1 рекристаллизация завершается (исходя из кривых начала рекристаллизации R_s и конца рекристаллизации R_f) до начала выделения частиц, таким образом, остановка рекристаллизации не достигается. Соответственно в рекристаллизованном аустените в конце концов происходит выделение частиц вдоль кривой P_s .

В режиме 2 выделение частиц начинается по кривой P_s^D , где происходит образование новых и мощных центров зародышеобразования за счет пластической деформации.

В режиме 3 выделение частиц происходит до рекристаллизации, и теперь как начало, так и окончание рекристаллизации останавливаются [86].

Существуют разные группы процессов рекристаллизации (см. рис. 14–16), многие из них взаимосвязаны и границы между ними часто нечеткие. Термин «рекристаллизация» обычно используется для описания замены микроструктуры деформации новыми зернами во время отжига – это называется статической рекристаллизацией (SRX) [100]. SRX имеет место, когда деформационно-упрочненные металлы нагреваются примерно выше половины температуры плавления, т. е. $0,5T_{пл}$. Температура, при которой это может быть достигнуто, обычно называется температурой рекристаллизации T_{REX} . Последнее зависит от типа решетки, концентрации легирующих элементов и распределения вторичных фаз по размерам [100]. Во время отжига

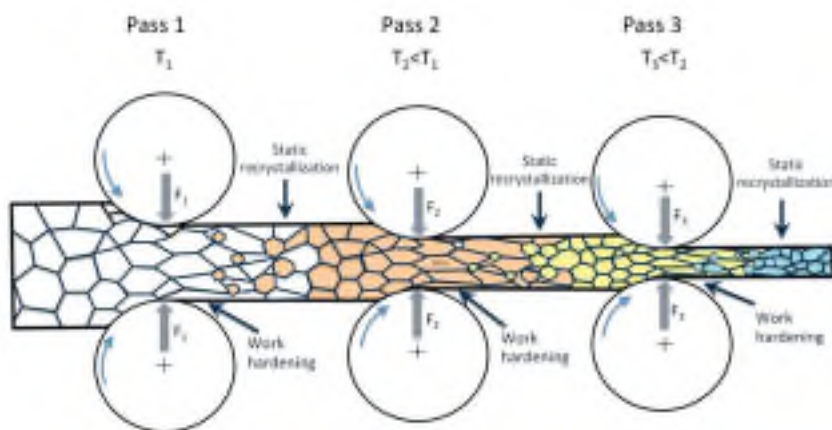


Рис. 14. Схематическое изображение эволюции микроструктуры в процессе прокатки, контролируемой рекристаллизацией [97]:

T – температура; F – усилие прокатки

Fig. 14. Schematic representation of the evolution of the microstructure during rolling controlled by recrystallization [97]:

T – temperature; F – rolling force

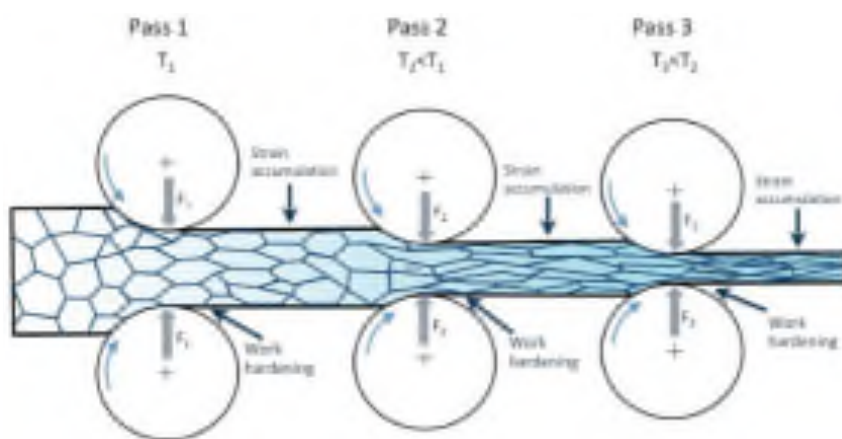


Рис. 15. Схематическое изображение эволюции микроструктуры во время обычного процесса контролируемой прокатки [97]:

T – температура; F – усилие прокатки

Fig. 15. Schematic representation of the evolution of the microstructure during a conventional controlled rolling process [97]:

T – temperature; F – rolling force

микроструктура характеризуется смесью увеличивающегося количества рекристаллизованных зерен и уменьшающегося количества деформированных зерен. Такой процесс иногда называют прерывистой статической рекристаллизацией (dSRX) [100, 101].

Напротив, обычная динамическая рекристаллизация (т. е. dDRX) происходит во время деформации, пока температура выше примерно $0,5T_{пл}$. Новые зерна появляются при деформации зародышеобразования, а затем полностью

замещают исходную микроструктуру при высоких деформациях (рис. 16). Как и в случае SRX (рис. 14), происходит постепенная трансформация субзерен, образующихся в основном вблизи границ зерен. Эти динамические процессы, которые включают в себя стадию зародышеобразования, аналогичны тем, которые происходят во время dSRX, и иногда их называют прерывистой динамической рекристаллизацией (dDRX) [101]. Установлено, что динамический механизм значительно отличается от механизма статической

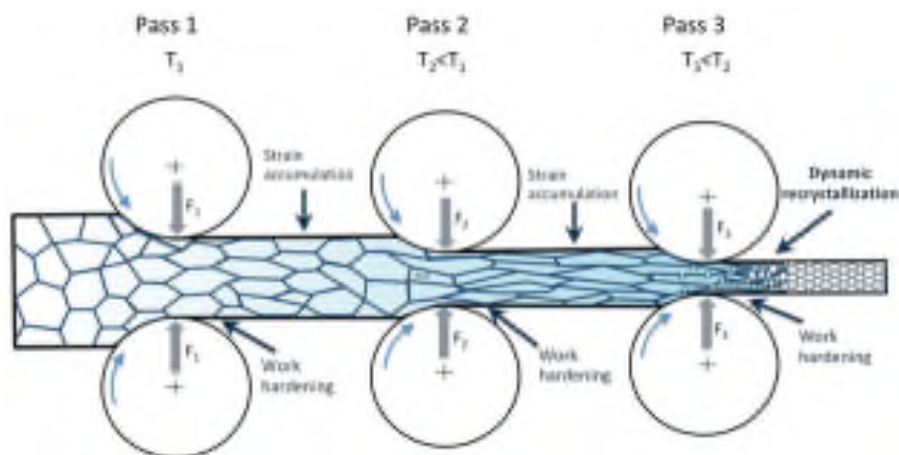


Рис. 16. Схематическое изображение эволюции микроструктуры во время обычного процесса динамической рекристаллизации при контролируемой прокатке [97]:

T – температура; F – усилие прокатки

Fig. 16. Schematic representation of the evolution of the microstructure during the usual process of dynamic recrystallization under controlled rolling [97]:

T – temperature; F – rolling force

рекристаллизации. Последнее приводит к формированию однородной и бездислокационной зеренной структуры. В результате зерна dDRX изначально имеют волнистые границы и содержат дислокационные субструктуры, меняющиеся от зерна к зерну [101]. Даже после полного развития dDRX области, содержащие субструктуры, продолжают присутствовать, в отличие от материалов, подвергшихся dSRX.

Прокатка с контролем динамической рекристаллизации включает в себя инициирование динамической рекристаллизации за один или несколько проходов в процессе прокатки. Она характерна для прокатки проволоки и прутков на линиях непрерывной прокатки, а также прокатки полос и бесшовных труб [97]. Это может быть достигнуто применением большой деформации за один проход или накоплением деформации за несколько отдельных проходов. В случае обоих методов для инициирования динамической рекристаллизации требуется критическая деформация. Конечный размер зерна феррита может достигать 1–2 мкм [1–3, 46, 47, 51–58, 84–99].

Анализ литературы показывает, что традиционный путь (до 1970-х годов) к мелкозернистости конструкционных сталей с феррито-перлитной структурой (FP) заключался во включении измельчающих зерно элементов, таких как алюминий, а затем в нормализации материалов при

температуре около 920 °C после прокатки [1–3, 12–22, 45, 46, 52–56].

Автор [14, 55] отмечает, что «когда была проведена нормализация стали, обработанной ниобием, для улучшения ударных свойств, преимущество в прочности было утрачено». Таким образом, существовала потребность в альтернативном пути к мелкозернистому листу конструкционной стали.

Одной из проблем, связанных с высокопрочными низколегированными (HSLA) сталями, является сложное взаимодействие механизмов упрочнения, что затрудняет оптимизацию параметров их изготовления. Химический состав стали предварительно определяет составляющие фазы в микроструктуре. Матричная составляющая может быть аустенитной, ферритной, перлитной, мартенситной или бейнитной, что является решающим фактором в процессе измельчения зерна из-за различий в кристаллической структуре, микроструктурной конфигурации, дефектов, энергии дефекта упаковки (ЭДУ), деформации и отжига. С другой стороны, температура ТМКП способствует выделению микролегировующих элементов [48, 49, 50, 51, 52].

В 2016 году авторы [93, 94] сообщили о высокопрочной низколегированной (HSLA) стали. При температуре ТМКП 579 °C заявленный предел текучести (YS) находился в диапазоне

701...728 МПа, предел прочности при растяжении был 996...997 МПа, а относительное удлинение составляло 21–23 %. При температуре ТМКП 621 °С предел текучести, предел прочности при растяжении и относительное удлинение находились в пределах 749...821 МПа, 821...876 МПа и 19–25 % соответственно.

С середины 1960-х годов сталелитейные заводы начали производить мелкозернистые конструкционные стали за счет снижения конечной температуры прокатки [85–105]. Основная идея состояла в том, чтобы улучшить характеристики прочности и ударной вязкости конструкционных сталей путем измельчения зерна. По сравнению с обычной горячей прокаткой при высоких температурах новые стали прокатывали при более низкой конечной температуре прокатки. Установлено, что повторная рекристаллизация аустенитных структур приводит к уменьшению размера зерна, но существует предел, который трудно преодолеть. Деформация при температурах, при которых рекристаллизация не происходит, была

эффективной для аустенита, имеющего плотную популяцию плоскостей скольжения, высокую плотность дислокаций и высокую собственную энергию, что обеспечило высокую плотность зародышей для продуктов превращения аустенита. Вначале рассматривались преимущественно ферритно-перлитные микроструктуры, а затем роль быстрого охлаждения стала дополнительной возможностью повышения уровня прочности.

Более высокие скорости охлаждения или более сильное переохлаждение увеличивают движущую силу, а при более низком коэффициенте диффузии может быть достигнута более тонкая микроструктура, такая как бейнит и мартенсит. Сравнение вклада механизма упрочнения в промышленную горячекатаную конструкционную сталь с вкладом в мелкозернистую конструкционную сталь показано на рис. 17 [103].

Из анализа литературы, приведенной выше, видно, что путем добавления микролегирующих элементов, таких как Ti, Nb и V, можно контро-

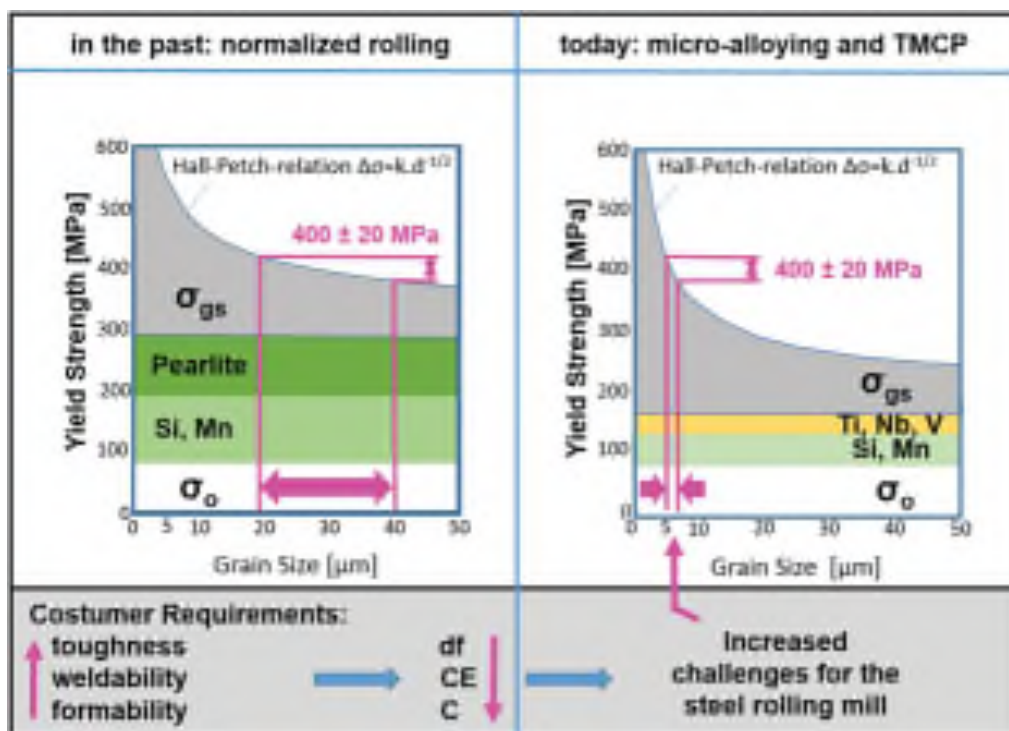


Рис. 17. Типичное различие вкладов механизмов упрочнения в случае рекристаллизационной контролируемой прокатки при высокой температуре чистовой прокатки и термомеханической контролируемой прокатки при температуре чистовой прокатки около 900 °С [103]

Fig. 17. Typical difference in the contributions of hardening mechanisms in the case of recrystallization controlled rolling at a high temperature of finishing rolling and thermomechanical controlled rolling at a finishing temperature of about 900 °C [103]

лирование роста зерен, рекристаллизацию и кинетику выделения частиц. TiN термодинамически достаточно стабилен и способствует предотвращению роста зерна при высоких температурах, особенно в зоне термического влияния сварных соединений.

Nb менее стабилен по сравнению с Ti и примерно при 900 °C образует углеродные нитриды Nb (C, N), которые зарождаются под действием деформации и замедляют рекристаллизацию деформированного аустенита [14–16]. После окончания прокатки деформированный аустенит превращается в феррит и перлит, а V (C, N) выделяется в ферритной фазе, что также дает некоторый прирост прочности. Динамика зависимости температуры от времени изменилась от обычной высокотемпературной прокатки к контролируемой рекристаллизацией прокатке и к термомеханической контролируемой прокатке или ТМ-прокатке плюс быстрое охлаждение после прокатки (рис. 18). Как показано, ТМКП состоит из двух последовательных стадий: контролируемой прокатки и последующего процесса ускоренного охлаждения. Во время чистовой прокатки на полосовом стане горячей прокатки аустенитные зерна вытягиваются в блинообразную форму с высокой плотностью дислокаций.

В период до 1980-х годов для достижения надлежащих механических свойств выбирались

закалка воздухом, воздухом / водяным туманом, маслом или водой, основанная на диаграммах CCT и с учетом толщины листа. В настоящее время охлаждение стало гораздо более гибким, что позволяет использовать новые стратегии с новыми результирующими микроструктурами, как показано на рис. 19 [103].

Для толстолистового проката были введены ускоренное охлаждение (ACC), прямая закалка (DQ) и прямая закалка с самоотпуском (DQST) [103].

Для обеспечения высоких скоростей охлаждения при жестких требованиях к равномерности и управляемости производители оборудования были вынуждены разрабатывать усовершенствованные системы охлаждения. Комплексный контроль остаточных напряжений и деформаций, а также повышение коэффициента теплопередачи заняли много времени и в настоящее время все еще являются предметом исследований и разработок. В других случаях закалку и отпуск заменяли закалкой быстрым охлаждением и изотермической выдержкой в поле бейнитной фазы, а также многими другими возможностями [103]. Новые стратегии охлаждения привели к появлению новых марок стали, таких как двухфазные (DP), комплексно-фазовые (CP) и стали с переходной пластичностью (TRIP).

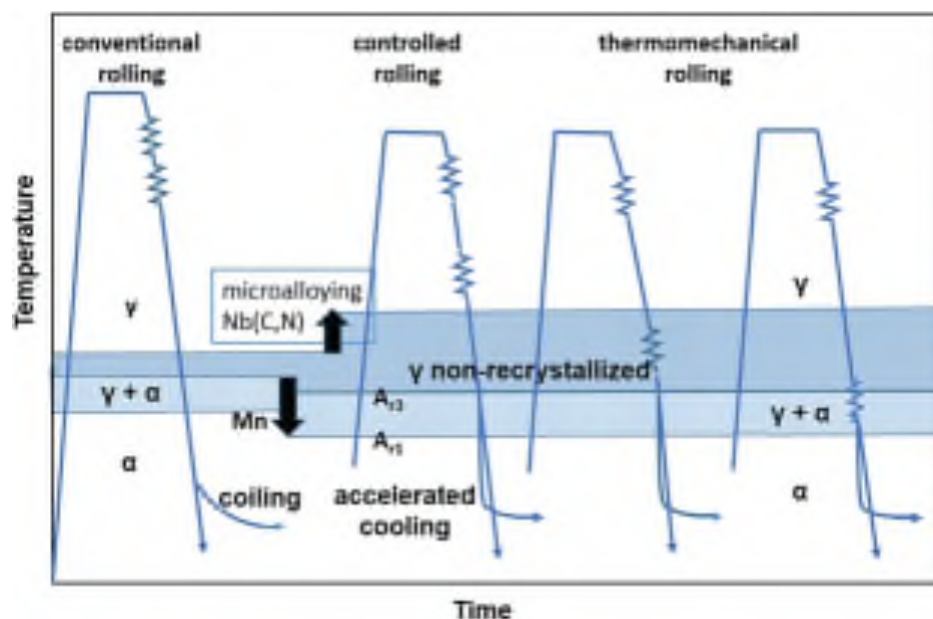


Рис. 18. Стратегии прокатки от обычной прокатки до термомеханической прокатки с ускоренным охлаждением [103]

Fig. 18. Rolling strategies from conventional rolling to thermomechanical rolling with accelerated cooling [103]

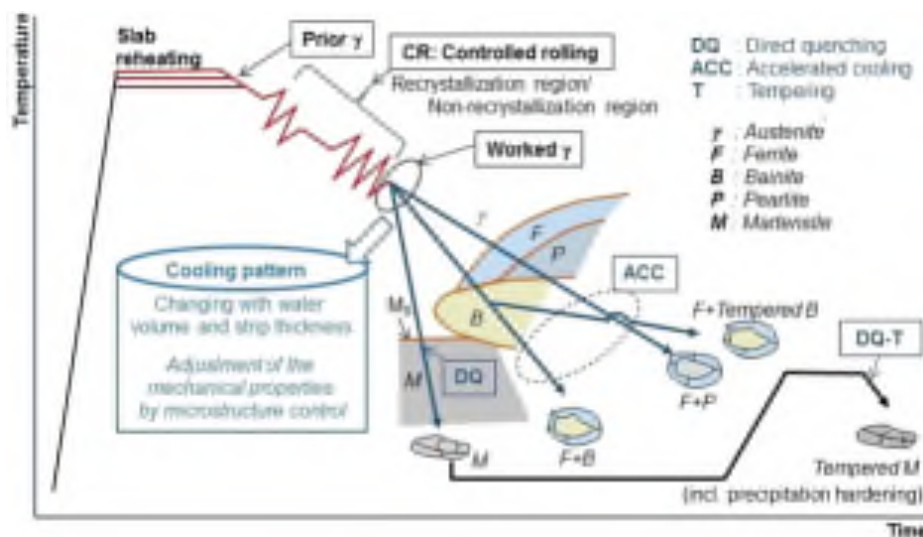


Рис. 19. Схема термомеханической прокатки и охлаждения высокопрочных листов или полос [103]

Fig. 19. Scheme of thermomechanical rolling and cooling of high-strength sheets or strips [103]

Высокоскоростная деформация осуществляется непосредственно ниже температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Из-за тепла, выделяемого в результате деформации, феррит на некоторое время превращается в аустенит, прежде чем снова превратиться в феррит.

Сильное напряжение феррита используется для инициирования динамического восстановления. Хотя такой подход не может привести к сверхмелкому размеру зерна, но может быть достигнут размер зерна феррита ~ 3 мкм. Это происходит из-за того, что дальнейшее измельчение зерна в феррите очень затруднено из-за низкого показателя деформационного упрочнения и более высокой энергии дефекта упаковки феррита.

Деформация крупнозернистого аустенита сверх критической деформации способствует внутризеренному зародышеобразованию феррита внутри аустенитных зерен, что приводит к значительному измельчению ферритных зерен. Считается, что этот механизм работает при образовании слоя сверхтонкого феррита на поверхности тонкой полосы.

Закключение

1. За 71 год использования ниобия в промышленных сталях было доказано, что он полезен благодаря нескольким свойствам, таким как прочность и ударная вязкость. За это время были проведены многочисленные исследования и опубликованы статьи, показывающие, что как

прочность, так и ударная вязкость могут быть улучшены за счет более высоких добавок Nb.

2. На данный момент используются аналитические методики, такие как рентгеновские эксперименты с высоким разрешением, которые можно проводить для точного измерения объемной доли NbC и соответствующего растворенного Nb в стали после условий повторного нагрева, которые трудно измерить с помощью электронной микроскопии или обычной рентгеновской дифракции из-за очень низкой объемной доли (около 0,0001–0,0002) выделений карбида ниобия в исследованных сталях.

3. В последние десятилетия ТМКП была самой важной разработкой для конструкционных сталей и заменила старые марки стали благодаря своим преимуществам, таким как повышенная прочность и ударная вязкость материала в сочетании с лучшей свариваемостью и формованием. ТМКП состоит из двух основных функций: деформации аустенита посредством управления кинетикой рекристаллизации и применения надлежащей стратегии охлаждения для создания микроструктуры в соответствии с техническими требованиями.

4. Основываясь на существующих микроструктурных моделях ТМКП, весь процесс прокатки и охлаждения можно гораздо лучше контролировать, что приводит к более узким допускам и поддерживает производство новых марок стали с улучшенными эксплуатационными



свойствами. Интегрированные встроенные модели заменят автономные модели. Расчеты развития микроструктуры в режиме реального времени и точные датчики помогут контролировать весь производственный процесс и обеспечивать высочайшее качество продукции.

Список литературы

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с. – ISBN 978-5-902194-63-7.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко С.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. Технологии производства стальных бесшовных труб для добычи трудноизвлекаемых углеводородов / А.Г. Ширяев, С.Г. Четвериков, С.Г. Чикалов, И.Ю. Пышминцев, П.В. Крылов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2018. – Т. 61 (11). – С. 866–875. – DOI: 10.17073/0368-0797-2018-11-866-875.
4. API Spec 5CT. Обсадные и насосно-компрессорные трубы. Технические условия. – 9-е изд. – Американский нефтяной институт, 2011. – 287 с.
5. ISO 11960. Нефтяная и газовая промышленность – трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин. – 4-е изд. – Международная организация по стандартизации, 2011. – 269 с.
6. DSTU ISO 11960:2020. Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells. – Geneva, Switzerland: IOS, 2020.
7. ГОСТ Р 53366–2009. Трубы стальные, применяемые в качестве обсадных или насосно-компрессорных труб для скважин в нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия. – М.: Стандартинформ, 2010. – 190 с.
8. СТО Газпром 2-4.1-158–2007. Технические требования к обсадным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2007. – 23 с.
9. СТО Газпром 2-4.1-228–2008. Технические требования к насосно-компрессорным трубам для месторождений ОАО «Газпром». – М.: ОАО «Газпром», 2008. – 32 с.
10. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation / R.J. Davies, S. Almond, R.S. Ward, R.B. Jackson, C. Adams, F. Worrall, L.G. Herringshaw, J.G. Gluyas, M.A. Whitehead // Marine and Petroleum Geology. – 2014. – Vol. 56. – P. 239–254. – DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
11. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments / B. Li, M. Luo, Z. Yang, F. Yang, H. Liu, H. Tang, Z. Zhang, J. Zhang // Materials. – 2019. – Vol. 12 (20). – P. 3310. – DOI: 10.3390/ma12203310.
12. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel / Q. Zhang, Q. Yuan, Z. Xiong, M. Liu, G. Xu // Physics of Metals and Metallography. – 2021. – Vol. 122 (14). – P. 1463–1472. – DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
13. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
14. Baker T.N. Microalloyed steels // Ironmaking & Steelmaking. – 2016. – Vol. 43 (4). – P. 264–307. – DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
15. Baker T.N. Titanium microalloyed steels // Ironmaking & Steelmaking. – 2019. – Vol. 46 (1). – P. 1–55. – DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.
16. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels // Titanium technology in microalloyed steels / ed. by T.N. Baker. – London: The Institute of Materials, 1997. – P. 10–43.
17. Takahashi M. Sheet steel technology for the last 100 years: Progress in sheet steels in hand with the automotive industry // Tetsu To Hagane. – 2014. – Vol. 100 (1). – P. 82–93. – DOI: 10.2355/tetsutohagane.100.82.
18. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels / D. Belato Rosado, W. De Waele, D. Vanderschueren, S. Hertelé // International Journal of Sustainable Construction and Design. – 2013. – Vol. 4 (1). – DOI: 10.21825/scad.v4i1.742.
19. Joo M.S., Suh D.W., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical anisotropy in steels for pipelines // ISIJ International. – 2013. – Vol. 53 (8). – P. 1305–1314. – DOI: 10.2355/isijinternational.53.1305.
20. Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines / L.B. Godefroid, L.C. Candido, R.B. Toffolo, L.H. Barbosa // Materials Research. – 2014. – Vol. 17 (suppl 1). – P. 114–120. – DOI: 10.1590/S1516-14392014005000068.
21. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip // International Metals Reviews. – 1981. – Vol. 26 (1). – P. 185–212. – DOI: 10.1179/imr.1981.26.1.185.
22. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel / W. Wang, W. Yan, L. Zhu, P. Hu, Y. Shan, K. Yang // Materials & Design. – 2009. – Vol. 30 (9). – P. 3436–3443. – DOI: 10.1016/j.matdes.2009.03.026.
23. Influences of austenization temperature and annealing time on duplex ultrafine microstructure and mechanical properties of medium Mn steel / C. Wang,

- W.Q. Cao, Y. Han, C.Y. Wang, C.X. Huang, H. Dong // Journal of Iron and Steel Research International. – 2015. – Vol. 22 (1). – P. 42–47. – DOI: 10.1016/S1006-706X(15)60007-3.
24. Kim N.J., Thomas G. Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1C steel // Metallurgical Transactions A. – 1981. – Vol. 12. – P. 483–489. – DOI: 10.1007/BF02648546.
25. Liang X. The complex phase transformation of austenite in high strength linepipe steels and its influence on the mechanical properties: diss. – University of Pittsburgh, 2012.
26. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels / Y.M. Kim, S.K. Kim, Y.J. Lim, N.J. Kim // ISIJ International. – 2002. – Vol. 42 (12). – P. 1571–1577. – DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
27. Separation phenomenon occurring during the Charpy impact test of API X80 pipeline steels / S.Y. Shin, S. Hong, J.-H. Bae, K. Kim, S. Lee // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2009. – Vol. 40. – P. 2333–2349. – DOI: 10.1007/s11661-009-9943-9.
28. Relationships among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel / X.-L. Yang, Y.-B. Xu, X.-D. Tan, D. Wu // Materials Science and Engineering A. – 2015. – Vol. 641. – P. 96–106. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.029.
29. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel / S. Shanmugam, R.D.K. Misra, J. Hartmann, S. Jansto // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 441 (1–2). – P. 215–229. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.017.
30. Effects of microstructure and pipe forming strain on yield strength before and after spiral pipe forming of API X70 and X80 linepipe steel sheets / S.S. Sohn, S.Y. Han, J.H. Bae, H.S. Kim, S. Lee // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 573. – P. 18–26. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.02.050.
31. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels / S.Y. Han, S.S. Sohn, S. Shin, J.H. Bae, H.S. Kim, S. Lee // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 551. – P. 192–199. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.05.007.
32. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective. / I.S. Bott, L.F.G. De Souza, J.C.G. Teixeira, P.R. Rios // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2005. – Vol. 36. – P. 443–454. – DOI: 10.1007/s11661-005-0315-9.
33. Improvement of mechanical properties of heavy plates for high strength linepipe application i.e. in Arctic Regions / F. Grimpe, H. Meuser, F. Gerdemann, E. Muthmann // 2nd International Conference on Super-High Strength Steels, Garda, Italy, 17–20 October 2010. – Associazione Italiana di Metallurgia (AIM), 2010. – P. 1–13.
34. Challenges to a pipe manufacturer driven by worldwide pipe projects / H.-G. Hillenbrand, C. Kalwa, J. Schröder, C. Kassel // 18th Joint Technical Meeting on Pipeline Research. – 2011. – Vol. 13. – P. 1–12.
35. Nonn A., Kalwa C. Modelling of damage behaviour of high strength pipeline steel // 18th European Conference on Fracture. – Dresden, 2010. – P. 1–8.
36. Пейганович Н.В. Выпуск нефтегазопроводных труб с повышенной эксплуатационной надежностью // Металлург. – 2007. – № 12. – С. 51–55.
37. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. – М.: Металлургиздат, 2003. – 520 с.
38. Ментюков К.Ю. Влияние термомеханической обработки при производстве проката и трубного передела на структуру и механические свойства низколегированных сталей для труб большого диаметра: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. – М., 2017. – 122 с.
39. A review on casing while drilling technology for oil and gas production with well control model and economical analysis / D. Patel, V. Thakar, S. Pandian, M. Shah, A. Sircar // Petroleum. – 2019. – Vol. 5 (1). – P. 1–12. – DOI: 10.1016/j.petlm.2018.12.003.
40. Using casing to drill directional wells / K.R. Fontenot, B. Lesso, R.D. Strickler, T. Warren // Oilfield Review. – 2005. – Vol. 17 (2). – P. 44–61.
41. Simultaneous drill and case technology-case histories, status and options for further development / D. Hahn, W. Van Gestel, N. Fröhlich, G. Stewart // IADC/SPE Drilling Conference, New Orleans, Louisiana, February 2000. – DOI: 10.2118/59126-MS.
42. Radwan A., Karimi M. Feasibility study of casing drilling application in hph environments: A review of challenges, benefits, and limitations // SPE/IADC Middle East Drilling Technology Conference and Exhibition, Muscat, Oman, October 2011. – DOI: 10.2118/148433-MS.
43. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2000. – Vol. 9 (3). – P. 286–296. – DOI: 10.1361/105994900770345935.
44. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning // Materials Science and Technology. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1066–1073. – DOI: 10.1179/174328409X453299.
45. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1963. – Vol. 201 (4). – P. 317–325.



46. Quantitative analysis of mixed niobium-titanium carbonitride solubility in HSLA steels based on atom probe tomography and electrical resistivity measurements. / J. Webel, H. Mohrbacher, E. Detemple, D. Britz, F. Mücklich // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 18. – P. 2048–2063. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.03.098.
47. Tracing microalloy precipitation in Nb-Ti HSLA steel during austenite conditioning / J. Webel, A. Herges, D. Britz, E. Detemple, V. Flaxa, H. Mohrbacher, F. Mücklich // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – P. 243. – DOI: 10.3390/met10020243.
48. *Cuddy L.J.* The effect of microalloy concentration on the recrystallization of austenite during hot deformation // *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, Warrendale, PA: The Metallurgical Society / AIME, 1982. – P.129–140. – ISBN 0-89520-398-7.
49. On strength of microalloyed steels: an interpretive review / A.J. DeArdo, M.J. Hua, K.G. Cho, C.I. Garcia // *Materials Science and Technology*. – 2009. – Vol. 25 (9). – P. 1074–1082. – DOI: 10.1179/174328409X455233.
50. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature / S. Vervynckt, K. Verbeken, B. Lopez, J.J. Jonas // *International Materials Reviews*. – 2012. – Vol. 57 (4). – P. 187–207. – DOI: 10.1179/1743280411y.0000000013.
51. *DeArdo A.J.* Niobium in modern steels // *International Materials Reviews*. – 2003. – Vol. 48 (6). – P. 371–402. – DOI: 10.1179/095066003225008833.
52. *Gladman T.* The physical metallurgy of microalloyed steels. – Institute of Materials, 1997. – 363 p. – (Book / the Institute of Materials; vol. 615). – ISBN 0901716812.
53. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel / K.Y. Xie, T. Zheng, J.M. Cairney, H. Kaul, J.G. Williams, F. Barbaro, C.R. Killmore, S.P. Ringer // *Scripta Materialia*. – 2012. – Vol. 66 (9). – P. 710–713. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.01.029.
54. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties / R. Soto, W. Saikaly, X. Bano, C. Issartel, G. Rigaut, A. Charai // *Acta Materialia*. – 1999. – Vol. 47 (12). – P. 3475–3481. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00190-1.
55. *Zhang L., Kannengiesser T.* Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 613. – P. 326–335. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.106.
56. Non-isothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process / Y. Gu, P. Tian, X. Wang, X.-l. Han, B. Liao, F.-r. Xiao // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 89. – P. 589–596. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.039.
57. Development of high HAZ toughness steel plates for box columns with high heat input welding / A. Kojima, K.-I. Yoshii, T. Hada, O. Saeki, K. Ichikawa, Y. Yoshida, Y. Shimura, K. Azuma // *Nippon Steel Technical Report*. – 2004. – N 90. – P. 39–44.
58. Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels / Y. Chen, D. Zhang, Y. Liu, H. Li, D. Xu // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 84. – P. 232–239. – DOI: 10.1016/j.matchar.2013.08.005.
59. *Karjalainen L.P., Maccagno T.M., Jonas J.J.* Softening and flow stress behaviour of Nb microalloyed steels during hot rolling simulation // *ISI International*. – 1995. – Vol. 35 (12). – P. 1523–1531. – DOI: 10.2355/isijinternational.35.1523.
60. *Hansen S.S., Sande J.B.V., Cohen M.* Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels // *Metallurgical Transactions A*. – 1980. – Vol. 11. – P. 387–402. – DOI: 10.1007/BF02654563.
61. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel / J. Hu, L.X. Du, H. Xie, X.H. Gao, R.D.K. Misra // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 607. – P. 122–131. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.133.
62. Structure-mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling / J. Hu, L.X. Du, J.J. Wang, H. Xie, C.R. Gao, R.D.K. Misra // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 585. – P. 197–204. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.071.
63. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel / J. Byun, J. Shim, Y.W. Cho, D.N. Lee // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51 (6). – P. 1593–1606. – DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00560-8.
64. Crystallography of intragranular ferrite formed on (MnS + V(C, N)) complex precipitate in austenite / G. Miyamoto, T. Shinyoshi, J. Yamaguchi, T. Furuhashi, T. Maki, R. Uemori // *Scripta Materialia*. – 2003. – Vol. 48 (4). – P. 371–377. – DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00451-7.
65. Effect of V and N precipitation on acicular ferrite formation in sulfur-lean vanadium steels / C. Capdevila, C. García-Mateo, J. Chao, F.G. Caballero // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2009. – Vol. 40 (3). – P. 522–538. – DOI: 10.1007/s11661-008-9730-z.
66. *Babu S.S., Bhadeshia H.K.D.H.* Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite // *Materials Transactions, JIM*. – 1991. – Vol. 32 (8). – P. 679–688. – DOI: 10.2320/matertrans1989.32.679.
67. Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling / I. Madariaga,

- I. Gutiérrez, C. García-de Andrés, C. Capdevila // Scripta Materialia. – 1999. – Vol. 41 (3). – P. 229–235. – DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00149-9.
68. *Aminorroaya Yamini S.* Influence of microalloying elements (Ti, Nb) and nitrogen concentrations on precipitation of pipeline steels – A thermodynamic approach // Engineering Reports. – 2021. – Vol. 3 (7). – P. e12337. – DOI: 10.1002/eng2.12337.
69. Nature of large (Ti, Nb)(C, N) particles precipitated during the solidification of Ti, Nb HSLA steel / X. Zhuo, X. Wang, W. Wang, H.G. Lee // Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material. – 2007. – Vol. 14 (2). – P. 112–117. – DOI: 10.1016/S1005-8850(07)60023-1.
70. *Den Boer A.W., Malakhov D.V.* Critical role of carbon during production of ferroniobium alloy additions // Canadian Metallurgical Quarterly. – 2014. – Vol. 53 (4). – P. 423–431. – DOI: 10.1179/1879139514Y.0000000134.
71. The mechanism for coarse Nb-rich particle formation in steel / S. Abraham, R. Bodnar, J. Lonnqvist, J. Hagstrom, E. Rydgren // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2021. – Vol. 52. – P. 3727–3749. – DOI: 10.1007/s11661-021-06324-3.
72. Microstructural features controlling mechanical properties in Nb-Mo microalloyed steels. Part I: Yield strength / P. Uranga, N. Isasti, D. Jorge-Badiola, M.L. Taheri // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2014. – Vol. 45. – P. 4960–4971. – DOI: 10.1007/s11661-014-2450-7.
73. Sn segregation at grain boundary and interface between MnS and matrix in Fe-3 mass% Si alloys doped with tin / S. Suzuki, K. Kuroki, H. Kobayashi, N. Takahashi // Materials Transactions, JIM. – 1992. – Vol. 33 (11). – P. 1068–1076. – DOI: 10.2320/mater-trans1989.33.1068.
74. *Tsunekage N., Tsubakino H.* Effects of sulfur content and sulfide-forming elements addition on impact properties of ferrite-pearlitic microalloyed steels // ISIJ International. – 2001. – Vol. 41 (5). – P. 498–505. – DOI: 10.2355/isijinternational.41.498.
75. *Phillips R., Chapman J.A.* Influence of finish rolling temperature on mechanical properties of some commercial steels rolled to 13/16 in. diameter bars // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1966. – Vol. 204. – P. 615–622.
76. Optimization of metallurgical factors for production of high strength, high toughness steel plate by controlled rolling / M. Hiroyoshi, T. Osuka, I. Kozasu, K. Tsukada // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. – 1972. – Vol. 12. – P. 435–443.
77. *Hall E.O.* The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results // Proceedings of the Physical Society. Section B. – 1951. – Vol. 64 (9). – P. 747. – DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/303.
78. *Petch N.J.* The cleavage strength of polycrystals // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1953. – Vol. 174. – P. 25–28.
79. The plastic deformation of polycrystalline aggregates / R. Armstrong, I. Codd, R.M. Douthwaite, N.J. Petch // The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics. – 1962. – Vol. 7 (73). – P. 45–58. – DOI: 10.1080/14786436208201857.
80. *Hoogendoorn T.M., Spanraft M.J.* Quantifying the effect of microalloy elements on structures during processing // Proceedings. Microalloying '75 – Washington, 1975. – P. 75–89.
81. Microalloyed steels through history until 2018: review of chemical composition, processing and hydrogen service / J.C. Villalobos, A. Del-Pozo, B. Campillo, J. Mayen, S. Serna // Metals. – 2018. – Vol. 8 (5). – P. 351. – DOI: 10.3390/met8050351.
82. *Palmiere E.J., Garcia C.I., DeArdo A.J.* Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1994. – Vol. 25. – P. 277–286. – DOI: 10.1007/BF02647973.
83. *Gauthier G., LeBon A.B.* Discussion: on the recrystallization of austenite // Proceedings. Microalloying '75. – Washington, 1975. – P. 1–3.
84. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process / I. Kozasu, C. Ouchi, T. Sampei, T. Okita // Proceedings. Microalloying '75. – Washington, 1975. – P. 120–134.
85. *DeArdo A.J.* Microalloyed steels: fifty years of progress – An interpretive review. – URL: https://www.researchgate.net/publication/304374754_Microalloyed_Steels_Fifty_Years_of_Progress_-_An_Interpretive_Review (accessed: 06.08.2024).
86. The significance of central segregation of continuously cast billet on banded microstructure and mechanical properties of section steel / F. Guo, X. Wang, J. Wang, R.D.K. Misra, C. Shang // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 76. – DOI: 10.3390/met10010076.
87. *Stalheim D.G.* The use of high temperature processing (HTP) steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications // Iron & Steel. – 2005. – Vol. 40 (11). – P. 699–704.
88. *Misra D., Jansto S.G.* Niobium-based alloy design for structural applications: processing-structure-property paradigm // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015: conference proceedings. – Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2015. – P. 261–266. – DOI: 10.1002/9781119223399.ch27.
89. The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium-titanium microalloyed steel processed via thin slab



casting / V.S.A. Challa, W.H. Zhou, R.D.K. Misra, R. O'Malley, S.G. Jansto // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 595. – P. 143–153. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.12.002.

90. *Sarmiento E.C., Evans J.* Effect of strain accumulation and dynamic recrystallisation on the flow stress of HSLA steels during flat rolling // *Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure, and Properties of HSLA Steels 1992: ISS-AIME*. – Warrendale, Pennsylvania, 1992. – P. 105–112.

91. *Yada H., Matsumura Y., Senuma T.* A new thermomechanical heat treatment for grain refining in low carbon steels // *Proceedings of the 1st International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (THERMEC '88)*, Keidanren Kaikan, Tokyo, Japan. – Tokyo: ISIJ, 1988. – P. 200.

92. The dynamic transformation of ferrite above A_{e3} and the consequences on hot rolling of steels / F. Siciliano, S.F. Rodrigues, C. Aranas Jr, J.J. Jonas // *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*. – 2020. – Vol. 17 (2). – P. 90–95. – DOI: 10.4322/2176-1523.20202230.

93. *Tamura I., Sekine H., Tanaka T.* Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels. – Butterworth-Heinemann, 2013. – ISBN 0-408-11034-1.

94. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: A review / Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh // *Metals and Materials International*. – 2021. – Vol. 27. – P. 2078–2094. – DOI: 10.1007/s12540-020-00700-1.

95. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas // *Progress in Materials Science*. – 2014. – Vol. 60. – P. 130–207. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.

96. *Huang K.E., Logé R.E.* A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 111 (8). – P. 548–574. – DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.

97. *Sanz L., Pereda B., López B.* Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb // *Materials Science and Engineering: A*. –

2017. – Vol. 685. – P. 377–390. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.014.

98. *Buchmayr B.* Thermomechanical treatment of steels – A real disruptive technology since decades // *Steel Research International*. – 2017. – Vol. 88 (10). – P. 1700182. – DOI: 10.1002/srin.201700182.

99. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides / Y. Funakawa, T. Shiozaki, K. Tomita, T. Yamamoto, E. Maeda // *ISIJ International*. – 2004. – Vol. 44 (11). – P. 1945–1951. – DOI: 10.2355/isijinternational.44.1945.

100. *Zaitsev A., Arutyunyan N.* Low-carbon Ti-Mo microalloyed hot rolled steels: special features of the formation of the structural state and mechanical properties // *Metals*. – 2021. – Vol. 11 (10). – P. 1584. – DOI: 10.3390/met11101584.

101. *Zhao J., Jiang Z.* Thermomechanical processing of advanced high strength steels // *Progress in Materials Science*. – 2018. – Vol. 94. – P. 174–242. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.

102. Закономерности выделения карбида титана в малоуглеродистых высокопрочных сталях, микролегированных титаном и молибденом / Н.Г. Шапошников, А.В. Колдаев, А.И. Зайцев, И.Г. Родионова, Д.Л. Дьяконов, Н.А. Арутюнян // *Металлург*. – 2016. – № 8. – С. 49–54.

103. Numerical simulation of temperature field in steel under action of electron beam heating Source / V.Yu. Skeebe, V.V. Ivancivsky, N.V. Martyushev, D.V. Lobanov, N.V. Vakhrushev, A.K. Zhigulev // *Key Engineering Materials*. – 2016. – Vol. 712. – P. 105–111. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.712.105.

104. *Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S.* Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing // *Steel in Translation*. – 2022. – Vol. 52 (11). – P. 1098–1105. – DOI: 10.3103/S096709122211002X.

105. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // *CIS Iron and Steel Review*. – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Thermomechanical rolling in well casing production (research review)

Kirill Baraboshkin^{1, a}, Ruslan Adigamov^{1, b}, Vladimir Yusupov^{2, c}, Irina Kozhevnikova^{3, d},
Antonina Karlina^{1, e, *}

¹ JSC “Severstal Management”, 30 Mira str., Cherepovets, 162608, Russian Federation

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

³ Cherepovets State University, 5 Lunacharsky pr., Cherepovets, Vologda region, 162600, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0004-9054-3523>, ka.baraboshkin@severstal.com; ^b <https://orcid.org/0009-0006-7620-5872>, rradigamov@severstal.com;

^c <https://orcid.org/0000-0002-0640-2217>, vsyusupov@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-0810-2143>, iakozhevnikova@chsu.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0003-3287-3298>, ai.karlina@severstal.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 15 March 2024

Revised: 14 May 2024

Accepted: 05 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Steel

Ferrite

Perlite

Controlled rolling

Thermomechanical rolling

Impact strength

Core shell

Standards

ABSTRACT

Introduction. The modern oil and gas industry requires the development of high strength materials for well casing. Changes in rolled steel production technologies are one of the urgent tasks. Reducing the cost of high quality steel well casing is becoming a major challenge for the oil and gas industry. Multiphase microstructures containing acicular ferrite or an acicular ferrite-dominated phase exhibit good complex properties in *HSLA* steels. This paper focuses on the results obtained using modern methods of thermomechanical rolling. **Results and discussion.** This work analyzes the characteristics of thermomechanical rolling technologies and its impact on the microstructure of rolled steel for well casing. It is shown that predicting mechanical properties based on the microstructural characteristics of steel is complicated due to the large number of parameters involved. This requires an optimal microstructure of the steel. A satisfactory microstructure depends on several factors, such as chemical composition, hot work processing, and accelerated cooling. Alloying elements have a complex effect on the properties of steel, and alloying additives are usually introduced into the steel composition. From a metallurgical point of view, the choice of alloying elements and the metallurgical process can greatly influence the resulting microstructure. **Conclusion.** This review reports the most representative study regarding thermomechanical rolling technologies and microstructural factors in well casing steels. It includes a summary of the most important process variables, material properties, regulatory guidelines, and microstructural and mechanical properties of the metal for well casing production. This review is intended to benefit readers from a variety of backgrounds, from non-metal forming or materials scientists to various industrial application specialists and researchers.

For citation: Baraboshkin K.A., Adigamov R.R., Yusupov V.S., Kozhevnikova I.A., Karlina A.I. Thermomechanical rolling in well casing production (research review). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 24–51. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-24-51. (In Russian).

References

1. Efron L.I. *Metallovedenie v «bol'shoi» metallurgii. Trubnye stali* [Metallurgy in “big” metallurgy. Pipe steels]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2012. 696 p. ISBN 978-5-902194-63-7.
2. Matrosov Yu.I., Litvinenko S.A., Golovanenko S.A. *Stal' dlya magistral'nykh truboprovodov* [Steel for main pipelines]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 288 p.
3. Shiryayev A.G., Chetverikov S.G., Chikalov S.G., Pyshmintsev I.Yu., Krylov P.V. *Tekhnologii proizvodstva stal'nykh besshovykh trub dlya dobychi trudnoizvlekaemykh uglevodorodov* [Manufacturing technologies of steel seamless tubes for production of hard-to-recover hydrocarbons]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2018, vol. 61 (11), pp. 866–875. DOI: 10.17073/0368-0797-2018-11-866-875.

* Corresponding author

Karlina Antonina I., Ph.D. (Engineering), Leading Expert
JSC “Severstal Management”,
30 Mira str.,
162608, Cherepovets, Russian Federation
Tel: +7 950 120-19-50, e-mail: ai.karlina@severstal.com

4. API Spec 5CT. *Obsadnye i nasosno-kompressornye truby. Tekhnicheskie usloviya* [API Spec 5CT. Casing and tubing. Specifications]. 9th ed. American Petroleum Institute Publ., 2011. 287 p.
5. ISO 11960. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing or tubing for wells*. 4th ed. International Organization for Standardization, 2011. 269 p.
6. DSTU ISO 11960:2020. *Petroleum and natural gas industries – Steel pipes for use as casing and tubing for wells*. Geneva, Switzerland, IOS, 2020.
7. GOST R 53366–2009. *Truby stal'nye, primenyaemye v kachestve obsadnykh ili nasosno-kompressornykh trub dlya skvazhin v neft'anoi i gazovoi promyshlennosti. Obshchie tekhnicheskie usloviya* [State Standard R 53366–2009. Steel pipes for use as casing or tubing for wells in petroleum and natural gas industries. General specifications]. Moscow, Standardinform Publ., 2010. 190 p.
8. STO Gazprom 2-4.1-158–2007. *Tekhnicheskie trebovaniya k obsadnym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-158–2007. Technical requirements for casing pipes for Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2007. 23 p.
9. STO Gazprom 2-4.1-228–2008. *Tekhnicheskie trebovaniya k nasosno-kompressornym trubam dlya mestorozhdenii OAO «Gazprom»* [Standard organization STO Gazprom 2-4.1-228–2008. Technical requirements for tubing for OAO Gazprom fields]. Moscow, Gazprom Publ., 2008. 32 p.
10. Davies R.J., Almond S., Ward R.S., Jackson R.B., Adams C., Worrall F., Herringshaw L.G., Gluyas J.G., Whitehead M.A. Oil and gas wells and their integrity: Implications for shale and unconventional resource exploitation. *Marine and Petroleum Geology*, 2014, vol. 56, pp. 239–254. DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2014.03.001.
11. Li B., Luo M., Yang Z., Yang F., Liu H., Tang H., Zhang Z., Zhang J. Microstructure evolution of the semi-macro segregation induced banded structure in high strength oil tubes during quenching and tempering treatments. *Materials*, 2019, vol. 12 (20), p. 3310. DOI: 10.3390/ma12203310.
12. Zhang Q., Yuan Q., Xiong Z., Liu M., Xu G. Effects of Q&T parameters on phase transformation, microstructure, precipitation and mechanical properties in an oil casing steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2021, vol. 122 (14), pp. 1463–1472. DOI: 10.1134/S0031918X21140180.
13. Heisterkamp F., Hulka K., Matrosov Yu.I., Morozov Y.D., Efron L.I., Stolyarov V.I., Chevskaya O.N. *Niobiisoderzhashchie nizkolegirovannyye stali* [Niobium containing low alloy steels]. Moscow, Internet Engineering Publ., 1999. 94 p.
14. Baker T.N. Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2016, vol. 43 (4), pp. 264–307. DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063.
15. Baker T.N. Titanium microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 2019, vol. 46 (1), pp. 1–55. DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496.
16. Pickering F.B. Overview of titanium microalloyed steels. *Titanium technology in microalloyed steels*. Ed. by T.N. Baker. London, The Institute of Materials, 1997, pp. 10–43.
17. Takahashi M. Sheet steel technology for the last 100 years: Progress in sheet steels in hand with the automotive industry. *Tetsu To Hagane*, 2014, vol. 100 (1), pp. 82–93. DOI: 10.2355/tetsutohagane.100.82. (In Japanese).
18. Belato Rosado D., De Waele W., Vanderschueren D., Hertelé S. Latest developments in mechanical properties and metallurgical features of high strength line pipe steels. *International Journal of Sustainable Construction and Design*, 2013, vol. 4 (1). DOI: 10.21825/scad.v4i1.742.
19. Joo M.S., Suh D.W., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical anisotropy in steels for pipelines. *ISIJ International*, 2013, vol. 53 (8), pp. 1305–1314. DOI: 10.2355/isijinternational.53.1305.
20. Godefroid L.B., Candido L.C., Toffolo R.B., Barbosa L.H. Microstructure and mechanical properties of two API steels for iron ore pipelines. *Materials Research*, 2014, vol. 17 (suppl 1), pp. 114–120. DOI: 10.1590/S1516-14392014005000068.
21. Tanaka T. Controlled rolling of steel plate and strip. *International Metals Reviews*, 1981, vol. 26 (1), pp. 185–212. DOI: 10.1179/imr.1981.26.1.185.
22. Wang W., Yan W., Zhu L., Hu P., Shan Y., Yang K. Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel. *Materials & Design*, 2009, vol. 30 (9), pp. 3436–3443. DOI: 10.1016/j.matdes.2009.03.026.
23. Wang C., Cao W.Q., Han Y., Wang C.Y., Huang C.X., Dong H. Influences of austenization temperature and annealing time on duplex ultrafine microstructure and mechanical properties of medium Mn steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, vol. 22 (1), pp. 42–47. DOI: 10.1016/S1006-706X(15)60007-3.
24. Kim N.J., Thomas G. Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1C steel. *Metallurgical Transactions A*, 1981, vol. 12, pp. 483–489. DOI: 10.1007/BF02648546.

25. Liang X. *The complex phase transformation of austenite in high strength linepipe steels and its influence on the mechanical properties*. Diss. University of Pittsburgh, 2012.
26. Kim Y.M., Kim S.K., Lim Y.J., Kim N.J. Effect of microstructure on the yield ratio and low temperature toughness of linepipe steels. *ISIJ International*, 2002, vol. 42 (12), pp. 1571–1577. DOI: 10.2355/isijinternational.42.1571.
27. Shin S.Y., Hong S., Bae J.-H., Kim K., Lee S. Separation phenomenon occurring during the Charpy impact test of API X80 pipeline steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, pp. 2333–2349. DOI: 10.1007/s11661-009-9943-9.
28. Yang X.-L., Xu Y.-B., Tan X.-D., Wu D. Relationships among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 641, pp. 96–106. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.029.
29. Shanmugam S., Misra R.D.K., Hartmann J., Jansto S. Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 441 (1–2), pp. 215–229. DOI: 10.1016/j.msea.2006.08.017.
30. Sohn S.S., Han S.Y., Bae J.H., Kim H.S., Lee S. Effects of microstructure and pipe forming strain on yield strength before and after spiral pipe forming of API X70 and X80 linepipe steel sheets. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 573, pp. 18–26. DOI: 10.1016/j.msea.2013.02.050.
31. Han S.Y., Sohn S.S., Shin S., Bae J.H., Kim H.S., Lee S. Effects of microstructure and yield ratio on strain hardening and Bauschinger effect in two API X80 linepipe steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 551, pp. 192–199. DOI: 10.1016/j.msea.2012.05.007.
32. Bott I.S., Souza L.F.G. De, Teixeira J.C.G., Rios P.R. High-strength steel development for pipelines: a Brazilian perspective. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36, pp. 443–454. DOI: 10.1007/s11661-005-0315-9.
33. Grimpe F., Meuser H., Gerdemann F., Muthmann E. Improvement of mechanical properties of heavy plates for high strength pipeline application i.e. in Arctic regions. *2nd International Conference on Super-High Strength Steels*, 17–20 October 2010. Associazione Italiana di Metallurgia (AIM), 2010, pp. 1–13.
34. Hillenbrand H.-G., Kalwa C., Schröder J., Kassel C. Challenges to a pipe manufacturer driven by worldwide pipe projects. *18th Joint Technical Meeting on Pipeline Research*, 2011, vol. 13, pp. 1–12.
35. Nonn A., Kalwa C. Modelling of damage behaviour of high strength pipeline steel. *18th European Conference on Fracture*, Dresden, 2010, pp. 1–8.
36. Peiganovich N.V. Vypusk neftegazoprovodnykh trub s povyshennoi ekspluatatsionnoi nadezhnost'yu [Production of oil-and-gas pipeline tubes and casings with increased operate reliability]. *Metallurg = Metallurgist*, 2007, № 12, pp. 51–55. (In Russian).
37. Shabalov I.P., Morozov Yu.D., Efron L.I. *Stali dlya trub i stroitel'nykh konstruksii s povyshennymi ekspluatatsionnymi svoistvami* [Steels for pipes and building structures with increased performance properties]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 2003. 520 p.
38. Mentuykov K.Yu. *Vliyanie termomekhanicheskoi obrabotki pri proizvodstve prokata i trubnogo peredela na strukturu i mekhanicheskie svoistva nizkolegirovannykh stalei dlya trub bol'shogo diametra*. Diss. dokt. tekhn. nauk [The influence of thermomechanical processing in the production of rolled products and pipe processing on the structure and mechanical properties of low-alloy steels for large-diameter pipes. Dr. eng. sci. diss.]. Moscow, 2017. 122 p.
39. Patel D., Thakar V., Pandian S., Shah M., Sircar A. A review on casing while drilling technology for oil and gas production with well control model and economical analysis. *Petroleum*, 2019, vol. 5 (1), pp. 1–12. DOI: 10.1016/j.petlm.2018.12.003.
40. Fontenot K.R., Lesso B., Strickler R.D., Warren T. Using casing to drill directional wells. *Oilfield Review*, 2005, vol. 17 (2), pp. 44–61.
41. Hahn D., Van Gestel W., Fröhlich N., Stewart G. Simultaneous drill and case technology-case histories, status and options for further development. *IADC/SPE Drilling Conference*, New Orleans, Louisiana, February 2000. DOI: 10.2118/59126-MS.
42. Radwan A., Karimi M. Feasibility study of casing drilling application in hpht environments: A review of challenges, benefits, and limitations. *SPE/IADC Middle East Drilling Technology Conference and Exhibition*, Muscat, Oman, October 2011. DOI: 10.2118/148433-MS.
43. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2000, vol. 9 (3), pp. 286–296. DOI: 10.1361/105994900770345935.
44. Morrison W.B. Microalloy steels – the beginning. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1066–1073. DOI: 10.1179/174328409X453299.
45. Morrison W.B. Influence of small niobium additions on properties of carbon-manganese steels. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1963, vol. 201 (4), pp. 317–325.

46. Webel I., Mohrbacher H., Detemple E., Britz D., Mücklich F. Quantitative analysis of mixed niobium-titanium carbonitride solubility in HSLA steels based on atom probe tomography and electrical resistivity measurements. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 18, pp. 2048–2063. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.03.098.
47. Webel J., Herges A., Britz D., Detemple E., Flaxa V., Mohrbacher H., Mücklich F. Tracing microalloy precipitation in Nb-Ti HSLA steel during austenite conditioning. *Metals*, 2020, vol. 10, p. 243. DOI: 10.3390/met10020243.
48. Cuddy L.J. The effect of microalloy concentration on the recrystallization of austenite during hot deformation. *Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite*, Warrendale, PA, The Metallurgical Society / AIME, 1982, pp. 129–140. ISBN 0-89520-398-7.
49. DeArdo A.J., Hua M.J., Cho K.G., Garcia C.I. On strength of microalloyed steels: an interpretive review. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25 (9), pp. 1074–1082. DOI: 10.1179/174328409X455233.
50. Vervynckt S., Verbeken K., Lopez B., Jonas J.J. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. *International Materials Reviews*, 2012, vol. 57 (4), pp. 187–207. DOI: 10.1179/1743280411y.0000000013.
51. DeArdo A.J. Niobium in modern steels. *International Materials Review*, 2003, vol. 48 (6), pp. 371–402. DOI: 10.1179/095066003225008833.
52. Gladman T. *The physical metallurgy of microalloyed steels*. Institute of Materials Publ., 1997. 363 p.
53. Xie K.Y., Zheng T., Cairney J.M., Kaul H., Williams J.G., Barbaro F., Killmore C.R., Ringer S.P. Strengthening from Nb-rich clusters in a Nb-microalloyed steel. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 66 (9), pp. 710–713. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.01.029.
54. Soto R., Saikaly W., Bano X., Issartel C., Rigaut G., Charai A. Statistical and theoretical analysis of precipitates in dual-phase steels microalloyed with titanium and their effect on mechanical properties. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47 (12), pp. 3475–3481. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00190-1.
55. Zhang L., Kannengiesser T. Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 613, pp. 326–335. DOI: 10.1016/j.msea.2014.06.106.
56. Gu Y., Tian P., Wang X., Han X.-l., Liao B., Xiao F.-r. Non-isothermal prior austenite grain growth of a high-Nb X100 pipeline steel during a simulated welding heat cycle process. *Materials and Design*, 2016, vol. 89, pp. 589–596. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.039.
57. Kojima A., Yoshii K.-I., Hada T., Saeki O., Ichikawa K., Yoshida Y., Shimura Y., Azuma K. Development of high HAZ toughness steel plates for box columns with high heat input welding. *Nippon Steel Technical Report*, 2004, no. 90, pp. 39–44.
58. Chen Y., Zhang D., Liu Y., Li H., Xu D. Effect of dissolution and precipitation of Nb on the formation of acicular ferrite/bainite ferrite in low-carbon HSLA steels. *Materials Characterization*, 2013, vol. 84, pp. 232–239. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.08.005.
59. Karjalainen L.P., Maccagno T.M., Jonas J.J. Softening and flow stress behaviour of Nb microalloyed steels during hot rolling simulation. *ISIJ International*, 1995, vol. 35 (12), pp. 1523–1531. DOI: 10.2355/isijinternational.35.1523.
60. Hansen S.S., Sande J.B.V., Cohen M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 1980, vol. 11, pp. 387–402. DOI: 10.1007/BF02654563.
61. Hu J., Du L.X., Xie H., Gao X.H., Misra R.D.K. Microstructure and mechanical properties of TMCP heavy plate microalloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 607, pp. 122–131. DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.133.
62. Hu J., Du L.X., Wang J.J., Xie H., Gao C.R., Misra R.D.K. Structure-mechanical property relationship in low carbon microalloyed steel plate processed using controlled rolling and two-stage continuous cooling. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 585, pp. 197–204. DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.071.
63. Byun J., Shim J., Cho Y.W., Lee D.N. Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51 (6), pp. 1593–1606. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00560-8.
64. Miyamoto G., Shinyoshi T., Yamaguchi J., Furuhashi T., Maki T., Uemori R. Crystallography of intragranular ferrite formed on (MnS + V(C, N)) complex precipitate in austenite. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 48 (4), pp. 371–377. DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00451-7.
65. Capdevila C., García-Mateo C., Chao J., Caballero F.G. Effect of V and N precipitation on acicular ferrite formation in sulfur-lean vanadium steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40 (3), pp. 522–538. DOI: 10.1007/s11661-008-9730-z.
66. Babu S.S., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanism of the transition from bainite to acicular ferrite. *Materials Transactions, JIM*, 1991, vol. 32 (8), pp. 679–688. DOI: 10.2320/matertrans1989.32.679.

67. Madariaga I., Gutiérrez I., García-de Andrés C., Capdevila C. Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling. *Scripta Materialia*, 1999, vol. 41 (3), pp. 229–235. DOI: 10.1016/S1359-6462(99)00149-9.
68. Aminorroaya Yamini S. Influence of microalloying elements (Ti, Nb) and nitrogen concentrations on precipitation of pipeline steels – A thermodynamic approach. *Engineering Reports*, 2021, vol. 3 (7), p. e12337. DOI: 10.1002/eng2.12337.
69. Zhuo X., Wang X., Wang W., Lee H.G. Nature of large (Ti, Nb)(C, N) particles precipitated during the solidification of Ti, Nb HSLA steel. *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, 2007, vol. 14 (2), pp. 112–117. DOI: 10.1016/S1005-8850(07)60023-1.
70. Den Boer A.W., Malakhov D.V. Critical role of carbon during production of ferroniobium alloy additions. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2014, vol. 53 (4), pp. 423–431. DOI: 10.1179/1879139514Y.0000000134.
71. Abraham S., Bodnar R., Lonnqvist J., Hagstrom J., Rydgren E. The mechanism for coarse Nb-rich particle formation in steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, vol. 52, pp. 3727–3749. DOI: 10.1007/s11661-021-06324-3.
72. Uranga P., Isasti N., Jorge-Badiola D., Taheri M.L. Microstructural features controlling mechanical properties in Nb-Mo microalloyed steels. Part I: Yield strength. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 4960–4971. DOI: 10.1007/s11661-014-2450-7.
73. Suzuki S., Kuroki K., Kobayashi H., Takahashi N. Sn segregation at grain boundary and interface between MnS and matrix in Fe-3 mass% Si alloys doped with tin. *Materials Transactions, JIM*, 1992, vol. 33 (11), pp. 1068–1076. DOI: 10.2320/matertrans1989.33.1068.
74. Tsunekage N., Tsubakino H. Effects of sulfur content and sulfide-forming elements addition on impact properties of ferrite-pearlitic microalloyed steels. *ISIJ International*, 2001, vol. 41 (5), pp. 498–505. DOI: 10.2355/isijinternational.41.498.
75. Phillips R., Chapman J.A. Influence of finish rolling temperature on mechanical properties of some commercial steels rolled to 13/16 in. diameter bars. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1966, vol. 204, pp. 615–622.
76. Hiroyoshi M., Osuka T., Kozasu I., Tsukada K. Optimization of metallurgical factors for production of high strength, high toughness steel plate by controlled rolling. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1972, vol. 12, pp. 435–443.
77. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 1951, vol. 64 (9), p. 747. DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/303.
78. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1953, vol. 174, pp. 25–28.
79. Armstrong R., Codd I., Douthwaite R.M., Petch N.J. The plastic deformation of polycrystalline aggregates. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 1962, vol. 7 (73), pp. 45–58. DOI: 10.1080/14786436208201857.
80. Hoogendoorn T.M., Spanraft M.J. Quantifying the effect of microalloy elements on structures during processing. *Proceedings. Microalloying '75*, Washington, 1975, pp. 75–89.
81. Villalobos J.C., Del-Pozo A., Campillo B., Mayen J., Serna S. Microalloyed steels through history until 2018: review of chemical composition, processing and hydrogen service. *Metals*, 2018, vol. 8 (5), p. 351. DOI: 10.3390/met8050351.
82. Palmiere E.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. Compositional and microstructural changes which attend reheating and grain coarsening in steels containing niobium. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, vol. 25, pp. 277–286. DOI: 10.1007/BF02647973.
83. Gauthier G., LeBon A.B. Discussion: on the recrystallization of austenite. *Proceedings. Microalloying '75*, Washington, 1975, pp. 1–3.
84. Kozasu I., Ouchi C., Sampei T., Okita T. Hot rolling as a high-temperature thermo-mechanical process. *Proceedings. Microalloying '75*, Washington, 1975, pp. 120–134.
85. DeArdo A.J. *Microalloyed steels: fifty years of progress – An interpretive review*. Available at: https://www.researchgate.net/publication/304374754_Microalloyed_Steels_Fifty_Years_of_Progress_-_An_Interpretive_Review (accessed 06.08.2024).
86. Guo F., Wang X., Wang J., Misra R.D.K., Shang C. The significance of central segregation of continuously cast billet on banded microstructure and mechanical properties of section steel. *Metals*, 2020, vol. 10, p. 76. DOI: 10.3390/met10010076.
87. Stalheim D.G. The use of high temperature processing (HTP) steel for high strength oil and gas transmission pipeline applications. *Iron & Steel*, 2005, vol. 40 (11), pp. 699–704.



88. Misra D., Jansto S.G. Niobium-based alloy design for structural applications: processing-structure-property paradigm. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015: conference proceedings*. Hoboken, NJ, USA, John Wiley & Sons, Inc., 2015, pp. 261–266.
89. Challa V.S.A., Zhou W.H., Misra R.D.K., O'Malley R., Jansto S.G. The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium–titanium microalloyed steel processed via thin slab casting. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 595, pp. 143–153. DOI: 10.1016/j.msea.2013.12.002.
90. Sarmiento E.C., Evans J. Effect of strain accumulation and dynamic recrystallisation on the flow stress of HSLA steels during flat rolling. *Proceedings of an International Symposium on Processing, Microstructure, and Properties of HSLA Steels: ISS-AIME 1992*, Warrendale, Pennsylvania, 1992, pp. 105–112.
91. Yada H., Matsumura Y., Senuma T. A new thermomechanical heat treatment for grain refining in low carbon steels. *Proceedings of the 1st International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (THERMEC '88)*, Keidanren Kaikan, Tokyo, Japan, 1988, p. 200.
92. Siciliano F., Rodrigues S.F., Aranas Jr C., Jonas J.J. The dynamic transformation of ferrite above A_{c3} and the consequences on hot rolling of steels. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, 2020, vol. 17 (2), pp. 90–95. DOI: 10.4322/2176-1523.20202230.
93. Tamura I., Sekine H., Tanaka T. *Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels*. Butterworth-Heinemann, 2013. ISBN 0-408-11034-1.
94. Nasiri Z., Ghaemifar S., Naghizadeh M., Mirzadeh H. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: A review. *Metals and Materials International*, 2021, vol. 27, pp. 2078–2094. DOI: 10.1007/s12540-020-00700-1.
95. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 60, pp. 130–207. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.
96. Huang K.E., Logé R.E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Materials & Design*, 2016, vol. 111 (8), pp. 548–574. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.09.012.
97. Sanz L., Pereda B., López B. Effect of thermomechanical treatment and coiling temperature on the strengthening mechanisms of low carbon steels microalloyed with Nb. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 685, pp. 377–390. DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.014.
98. Buchmayr B. Thermomechanical Treatment of steels – A real disruptive technology since decades. *Steel Research International*, 2017, vol. 88 (10), p. 1700182. DOI: 10.1002/srin.201700182.
99. Funakawa Y., Shiozaki T., Tomita K., Yamamoto T., Maeda E. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides. *ISIJ International*, 2004, vol. 44 (11), pp. 1945–1951. DOI: 10.2355/isijinternational.44.1945.
100. Zaitsev A., Arutyunyan N. Low-carbon Ti-Mo microalloyed hot rolled steels: special features of the formation of the structural state and mechanical properties. *Metals*, 2021, vol. 11 (10), p. 1584. DOI: 10.3390/met11101584.
101. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*, 2018, vol. 94, pp. 174–242. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.
102. Shaposhnikov N.G., Koldaev A.V., Zaitsev A.I., Rodionova I.G., Dyakonov D.L., Arutyunyan N.A. Features of titanium carbide precipitation in low-carbon high-strength steels microalloyed with titanium and molybdenum. *Metallurgist*, 2016, vol. 60 (7–8), pp. 810–816. DOI: 10.1007/s11015-016-0370-z. Translated from *Metallurg*, 2016, no. 8, pp. 49–54.
103. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Martyushev N.V., Lobanov D.V., Vakhrushev N.V., Zhigulev A.K. Numerical simulation of temperature field in steel under action of electron beam heating source. *Key Engineering Materials*, 2016, vol. 712, pp. 105–111. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.712.105.
104. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Yusupov V.S. Study of the phase transition kinetics in the experimental melting of rolled coils of K55 grade strength steel for pipes manufacturing. *Steel in Translation*, 2022, vol. 52 (11), pp. 1098–1105. DOI: 10.3103/S096709122211002X.
105. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev P.A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, Vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Моделирование и оптимизация процесса накатывания роликом Al6061-T6 для достижения минимального отклонения от круглости, минимальной шероховатости поверхности и повышения ее микротвердости

Раши Дживеди^{1, а}, Авинаш Соматкар^{1, 2, б}, Сатиш Чинчаникар^{2, с, *}

¹ Университет технологий и медицинских наук Шри Сатя Саи, Сехор, Мадхья-Прадеш, 466001, Индия

² Институт информационных технологий Вишвакармы, Кондва (Бадрек), Пуне – 411048, Махараштра, Индия

^а <https://orcid.org/0000-0002-9755-5330>, rashmidwivedi29@gmail.com; ^б <https://orcid.org/0000-0002-2885-2104>, avinash.somatkar@viit.ac.in;

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

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.787

История статьи:

Поступила: 09 июня 2024

Рецензирование: 17 июня 2024

Принята к печати: 22 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Накатывание роликом

Al6061-T6

Шероховатость поверхности

Микротвердость

Отклонение от круглости

Оптимизация

АННОТАЦИЯ

Введение. Накатывание роликом – один из наиболее распространенных методов повышения качества поверхности деталей, износостойкости, микротвердости и коррозионной стойкости. Процесс включает в себя сжатие и разглаживание заготовки давлением закаленного ролика. Его часто используют для повышения производительности производства и срока службы деталей в таких отраслях, как автомобилестроение, аэрокосмическая промышленность и производство медицинского оборудования. **Цель работы.** Обзор литературы показывает, что процесс накатывания роликом эффективно улучшает общее качество поверхности и твердость заготовки. Кроме того, накатывание роликом рассматривается как доступный метод повышения функциональности и прочности обрабатываемых деталей за счет снижения вероятности появления поверхностных дефектов, таких как царапины и трещины. Однако было опубликовано очень мало исследований по моделированию и оптимизации накатывания роликом Al6061-T6 для достижения минимального отклонения от круглости, минимальной шероховатости и высокой микротвердости. **Методы исследования.** В текущей работе накатывание роликом Al6061-T6 моделируется и оптимизируется для достижения требуемых значений микротвердости, отклонений от круглости и минимальной шероховатости поверхности. В условиях сухой резки эффективность накатывания роликом образцов Al6061 оценивалась с точки зрения технологических факторов, таких как скорость резания, подача и количество проходов. На основе результатов экспериментов разработаны математические модели для прогнозирования шероховатости поверхности, микротвердости и отклонения от круглости. **Результаты и обсуждение.** Коэффициент корреляции для разработанных моделей оказался близким к 0,9, это свидетельствует о том, что их можно надежно использовать для прогнозирования и оптимизации накатывания роликом в процессе обработки Al6061-T6. Согласно этому исследованию использование следующих параметров обработки приводит к наименьшему отклонению круглости (4,282 мкм), наиболее высокой микротвердости (119,2 HV) и наименьшей шероховатости поверхности (0,802 мкм): скорость резания 344 об/мин, подача 0,25 мм/об и четыре прохода. Кроме того, исследование показывает, что увеличение количества проходов (более четырех) не способствует значительному улучшению шероховатости поверхности или микротвердости. Однако это приводит к небольшому увеличению отклонения от круглости. Поэтому для достижения оптимальных результатов рекомендуется использовать максимум четыре прохода при накатывании роликом образцов из Al6061 в условиях сухой резки. Эти результаты подразумевают, что накатывание роликом может эффективно улучшить общее качество и твердость поверхности заготовки. Кроме того, накатывание роликом рассматривается как доступный метод повышения функциональности и прочности обрабатываемых деталей за счет снижения вероятности появления поверхностных дефектов, таких как царапины и трещины.

Для цитирования: Дживеди Р., Соматкар А., Чинчаникар С. Моделирование и оптимизация процесса накатывания роликом Al6061-T6 для достижения минимального отклонения от круглости, минимальной шероховатости поверхности и повышения ее микротвердости // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 52–65. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-52-65.

Введение

Качество поверхности заготовок, полученных в результате различных процессов обработки металлов давлением и механической обработки, повышается с помощью традиционных

*Адрес для переписки

Чинчаникар Сатиш, д.т.н., профессор

Институт информационных технологий Вишвакармы,

Кондва (Бадрек), Пуне – 411048, Махараштра, Индия

Тел.: +91-2026950401, e-mail: satish.chinchanikar@viit.ac.in

методов удаления стружки – шлифования, доводки и шабрения. Тем не менее все еще проводятся исследования, направленные на поиск новых способов производства заготовок за один процесс и отказ от вторичных процедур отделки. Это связано с тем, что более высокие стандарты качества отделки, снижение производственных затрат и сокращение времени производства повышают конкурентоспособность.

Одним из наиболее широко применяемых методов обработки поверхностей является полирование, которое проводят на различных металлических заготовках с помощью валковых и шаровых форм. Полирование – это процесс, который сглаживает дефекты поверхности металла, улучшая его блеск и долговечность, и обычно используется в таких отраслях, как автомобилестроение, авиакосмическая промышленность и производство ювелирных изделий. Процедура полирования улучшает качество поверхности заготовки на микроскопическом уровне без образования сколов. Это типичный метод отделки, применяемый на фрезерных или токарных станках для повышения качества поверхности, износостойкости, микротвердости и коррозионной стойкости [1]. Крайне важно добиться высокого уровня качества поверхности после полировки [2].

В сочетании с машинной подачей напряжение полировального устройства, превышающее предел текучести, искажает микромасштабные вершины поверхности и заполняет впадины на полируемой длине [3, 4]. Полированные материалы приобретают более четкую внешнюю форму из-за пластической деформации, чему способствует постоянное воздействие полировального инструмента на поверхность заготовки. Установлено, что прикладываемое к заготовке усилие и количество проходов, совершаемых при полировальной операции, напрямую связаны с твердостью заготовки. Такое полирование обычно выполняется без использования каких-либо смазок. Различные параметры процесса полирования, включая тип взаимодействия при полировании, количество проходов, скорость и глубина полирования (сухого или мокрого), были предметом различных исследований [5, 6].

Объединив процессы накатывания роликом и электрохимического точения, Эбейд и Эй-Тавил (Ebeid and Ei-Taweel) [7] исследовали шероховатость поверхности и увеличение скорости удале-

ния материала при обработке сплава Al-Zn-Mg. Для определения лучших качеств были исследованы результаты экспериментов с использованием стратегии Тагучи. В свою очередь, Луо и др. (Luo et al.) [8] исследовали влияние подачи, скорости и глубины входа на мощность формообразования в машине для обработки латуни H62 и алюминиевого композита LY12 с применением инструмента из поликристаллического драгоценного камня. Результаты показали, что на силу полировки больше всего влияют такие факторы, как глубина внедрения инструмента, подача и скорость.

Одним из достижений в области накатки является одновременное использование скольжения и качения для улучшения качества поверхности круглых и полых металлических заготовок, изготовленных из сталей ASTM 2017 и ASTM 1055. Влияние глубины внедрения инструмента, подачи и скорости обработки также было различным для заготовок из разных материалов [9]. Накатка роликом применялась Сундарараджаном и Нагараджаном (Sundararajan and Nagarajan) [10] для улучшения качества поверхности заготовки из стали EN8. Полирование проводилось при скорости вращения вала от 100 до 2700 об/мин и при постоянной скорости подачи. Анализ шероховатости поверхности и твердости стали C40E во время полирования провели Кумар и др. (Kumar et al.) [11]. Параметрами накатки были скорость, подача, глубина внедрения инструмента и количество проходов.

Пшибыльский (Przybylski) [12] выполнил механическую обработку с последующей накаткой. Его исследование показало, что выполнение накатки сразу после механической обработки на том же станке сокращает время сборки и избавляет от дополнительных операций отделки. Ширсат и др. (Shirsat et al.) [13] исследовали параметрическое влияние усилия, скорости, подачи, ширины заготовки и габаритов шарика на поверхность металлического материала после накатки. В исследовании использовались масла марок SAE 20, 30, 40 и SAE 50. Их исследование показало, что применение масла SAE 30 обеспечивает наилучшее качество поверхности, а усилие, прилагаемое к заготовке при накатке, оказывает наибольшее влияние на готовую поверхность по сравнению с другими параметрами процесса, которые рассматривались в исследовании.

довании. В цикле накатки роликом заготовки из титанового сплава TA2 Юань и др. (Yuan et al.) [14] представили оригинальную методику выбора рациональных границ полирования, таких как скорость, подача и глубина внедрения инструмента. Полученные в результате моделирования границы отражают неровности поверхности и микротвердость внешнего слоя полученной заготовки. Проведены различные исследования в рамках этой классификации [15, 16].

Кобаноглу и Озтюрк (Cobanoglu and Ozturk) [17] исследовали качество поверхности и микротвердость углеродистой стали AISI 1040 в процессе полирования роликом. Параметрами обработки были скорость, подача и сила полирования. Пробные испытания были выполнены с использованием метода Тагучи. Для определения влияния каждого параметра процесса на поверхность и микротвердость применялся дисперсионный анализ (ANOVA). Исследование показало, что величина подачи существенно влияет на качество поверхности в процессе полирования роликом. Несколько исследований показали, что разработанная система полирования увеличивает срок службы металлических изделий и их износостойкость [18, 19].

Из рассмотренной литературы следует, что процесс накатки роликом эффективно улучшает общее качество поверхности и твердость обрабатываемой детали. Кроме того, накатка роликом считается доступным методом повышения функциональности и надежности обработанных деталей за счет снижения вероятности появления дефектов поверхности, таких как царапины и трещины. Однако было опубликовано очень мало исследований по моделированию и оптимизации процесса накатки роликом сплава Al6061-T6 для получения минимальной шероховатости поверхности, лучшей микротвердости и круглости. **С этой целью** в рамках данного исследования была проведена накатка роликом заготовки из сплава Al6061-T6 для моделирова-

ния и оптимизации процесса, обеспечивающего высокую микротвердость, минимальное отклонение от круглости и минимальную шероховатость поверхности. Накатка образцов из сплава Al6061 роликами оценивалась в условиях сухого резания с учетом таких факторов, как скорость резания, подача и количество проходов. На основе результатов экспериментов были разработаны математические модели для прогнозирования шероховатости поверхности, микротвердости и отклонения от круглости.

Материалы и методы исследования

В настоящем исследовании использован алюминиевый сплав 6061 (Al6061-T6), имеющий общее применение. Этот сплав известен своим отношением предела прочности к весу, коррозионной стойкостью и свариваемостью, что делает его подходящим для различных конструктивных компонентов и популярным в производственных процессах. Это дисперсионно-твердеющий алюминиевый сплав. Магний и кремний являются двумя наиболее важными его компонентами. Главное преимущество алюминиевого сплава 6061 – его хорошая свариваемость. Выбранный образец имеет диаметр 30 мм и длину 160 мм. Длина каждой обрабатываемой поверхности составляла 50 мм. Такая деталь-представитель очень часто встречается в конструкциях самолетов. Свойства и химический состав алюминиевого сплава 6061 приведены в табл. 1.

В настоящем исследовании использовался один твердосплавный накатной ролик. Твердосплавный ролик подпружинен в двух осевых направлениях и обеспечивает необходимое давление во время операции полирования. Изношенный твердосплавный ролик можно восстановить путем переточки/притирки, что продлит срок службы инструмента. Инструмент с твердосплавным роликом подходит для

Таблица 1

Table 1

Химический состав сплава Al6061-T6
Chemical composition of Al6061-T6 alloy

Элемент	Al	Cu	Cr	Mg	Mn	Si	Zn	Fe	Ti
Количество (масс. %)	95,8	0,15	0,2	1,1	0,15	0,75	0,25	0,19	0,15

всех наружных поверхностей валов, конических валов, радиусов, уступов и других, он может применяться на токарных станках с ЧПУ, револьверных или обычных токарных станках. С предварительно обточенной поверхности полированием можно снять слой толщиной от 0,1 до 0,2 мкм. Инструмент для накатки роликом, использованный в настоящем исследовании, показан на рис. 1.



Рис. 1. Инструмент для накатывания роликом, использованный в настоящем исследовании

Fig. 1. Roller burnishing tool used in the present study

Эксперименты проводились при варьировании подачи, скорости, количества проходов и при постоянной глубине внедрения инструмента 0,5 мм. Для понимания критических факторов, влияющих на показатели устойчивости (шероховатость поверхности, микротвердость и отклонение от круглости), использовали планирование эксперимента (DOE). Центральный композиционный план (CCD) применялся для разработки эмпирических моделей и анализа всех откли-

ков. Для планирования экспериментов использовалась тестовая матрица с ротатбельным центральным композиционным планированием (CCRD) со значением альфа 1,6817. Каждый числовой параметр варьировался по пяти уровням: плюс и минус альфа (осевые точки), плюс и минус единица (факториальные точки) и центральная точка. В этом исследовании было проведено двадцать экспериментов по накатке роликами, варьирующихся в зависимости от параметров процесса, для разработки моделей шероховатости поверхности, микротвердости и ошибок отклонения от круглости. Кодированные уровни и соответствующие им фактические значения параметров резания приведены в табл. 2.

Средние значения шероховатости поверхности измерены с помощью автономного устройства Taylor Hobson Talysurf на оборудовании Surtronic Duo. Шероховатость поверхности измеряли в трех равноотстоящих друг от друга точках по окружности заготовки для получения статистически значимого значения. Отклонение от круглости измерялось с помощью КИМ портального типа (производитель: Zeiss, модель: Contura, диапазон: 1200×800×800 мм). Геометрические отклонения были получены путем измерения округлости в двенадцати сечениях калибруемой площади с использованием микрометрического индикатора часового типа с диапазоном измерения 12,5 мм, ценой деления 0,001 мм и предельно допустимой погрешностью (ПДП) 4 мкм. Микротвердость измеряли микротвердомером по Виккерсу с использованием алмазного индентора с углом 136° на 100 грамм и временем выдержки 20 секунд.

Таблица 2

Table 2

Кодированные уровни и соответствующие фактические параметры резания
Coded levels and corresponding actual cutting parameters

Параметры	Уровни для значения альфа, равного				
	-1,6817	-1	0	+1	+1,6817
Скорость резания V , об/мин	100	200	300	400	500
Подача f , мм/об	0,1	0,15	0,2	0,25	0,3
Количество проходов N (мм)	0,5	1	1,5	2	2,5
Глубина внедрения, мм	0,5				

Результаты и их обсуждение

В этом разделе на основе разработанных уравнений регрессии обсуждается влияние параметров процесса накатки роликом на реакции процесса. Кривые, показывающие различные реакции, построены путем изменения одного из входных параметров и сохранения других параметров постоянными, чтобы понять физику процесса и влияние параметров резания на различные реакции. Кроме того, определен вклад параметров резания в различные реакции, а также получены данные о влиянии параметров

резания на различные реакции. Наконец, для оптимизации технологических характеристик при накатке роликами сплава Al6061-T6 использовался функциональный подход, основанный на желательности.

Были проведены эксперименты с изменением скорости резания, подачи и количества проходов (входных параметров). Экспериментальная матрица и результаты определения шероховатости поверхности, микротвердости и максимального отклонения от круглости при накатке роликами сплава Al6061-T6 приведены в табл. 3.

Таблица 3

Table 3

Матрица эксперимента накатывания роликом
Roller burnishing experimental matrix

Скорость резания V , об/мин	Подача f , мм/об	Количество проходов N	Шероховатость поверхности Ra , мкм	Микротвердость HV	Отклонение от круглости Re , мкм
300	0,2	3	0,81	117	7,7
200	0,15	2	0,82	114	9,6
200	0,15	4	0,89	116	8,6
200	0,25	2	0,92	116	5,4
200	0,25	4	0,9	125	8,7
400	0,15	2	0,94	118	10,1
400	0,15	4	0,84	111	1,6
400	0,25	2	0,97	110	8,4
400	0,25	4	0,79	113	2,9
300	0,2	3	0,81	117	8,4
300	0,2	3	0,81	117	8,6
100	0,2	3	0,92	112	13,2
500	0,2	3	0,93	104	4,2
300	0,1	3	0,94	123	1,5
300	0,3	3	0,96	124	2
300	0,2	1	0,95	123	8,7
300	0,2	5	0,86	125	4
300	0,2	3	0,83	117	6,9
300	0,2	3	0,82	113	8,3
300	0,2	3	0,81	118	8,7

Были получены следующие уравнения:

$$\begin{aligned}
 Ra = & 0,9734 + 3,38068 \cdot 10^{-4} V - \\
 & - 2,7693 f + 0,0563 N - 3,25 \cdot 10^{-3} Vf - \\
 & - 4,125 \cdot 10^{-4} VN - 0,425 fN + 2,6136 \cdot 10^{-6} V^2 + \\
 & + 12,9545 f^2 + 0,02113 N^2; \quad (1)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 HV = & 119,534 + 0,2611 V - 233,0681 f - \\
 & - 12,0056 N - 0,425 Vf - 0,0187 VN + 42,5 fN - \\
 & 2,3636 \cdot 10^{-4} V^2 + 604,5454 f^2 + 1,6363 N^2; \quad (2)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 Re = & -9,525 + 0,01281 V + 157,125 f + \\
 & + 3,3937 N + 0,0925 Vf - 0,0203 VN + 18,25 fN + \\
 & + 2,125 \cdot 10^{-5} V^2 - 610 f^2 - 0,375 N^2. \quad (3)
 \end{aligned}$$

Адекватность разработанных уравнений была проверена методом дисперсионного анализа (ANOVA). R -квадрат – это коэффициент множественных определений, который измеряет долю вариаций в точках данных. Всегда желательно, чтобы коэффициент корреляции (R -квадрат (R -Squared)) находился в диапазоне от -1 до $+1$. Уравнение имеет смысл, если R очень близко к $+1$. Скорректированный R -квадрат (Adjusted R -Squared) – это показатель степени отклонения от среднего значения, объясняемого моделью. Прогнозируемый R -квадрат (Predicted R -Squared) – это показатель того, насколько хорошо модель предсказывает значение отклика. Скорректированные и прогнозируемые значения R -квадрата должны отличаться друг от друга примерно на $0,20$, чтобы обеспечить «приемлемое соответствие». Если это не так, то проблема, возможно, связана либо с данными, либо с моделью. Достаточная точность – это показатель диапазона прогнозируемого отклика на связанную с ним ошибку, другими словами, отношение сигнал/шум. Его желаемое значение равно четырем или более. Результаты ANOVA для определения шероховатости поверхности, микротвердости и погрешности круглости при шлифовании заготовки валиком приведены в табл. 4. Результаты ANOVA для определения шероховатости поверхности показывают, что модельное значение F равно $46,91$, – это означает, что модель является значимой. Значения «Prob > F » менее $0,0500$ указывают на то, что условия модели являются значимыми. В этом случае f , N , $V \times f$, $V \times N$, $f \times N$, V_2 , f_2 , N_2 являются значимыми условиями модели. Результаты ANOVA для определения микротвердости показывают, что модельное значение

F равно $11,99$, следовательно, модель является значимой. Вероятность того, что такое большое модельное значение F могло возникнуть из-за шума, составляет всего $0,03$ %. В этом случае V , $V \times f$, $V \times N$, $f \times N$, V_2 , f_2 , N_2 являются значимыми модельными параметрами. Результаты анализа отклонений от круглости, полученные с помощью ANOVA, показывают, что модельное значение F , равное $17,62$, означает, что модель является значимой. В этом случае V , N , $V \times N$, $f \times N$, f_2 являются значимыми модельными терминами.

Значения R -квадрата, которые измеряют долю вариаций в точках данных, превышают $0,9$ для всех разработанных моделей. Таким образом, разработанные эмпирические уравнения являются надежными для прогнозирования шероховатости поверхности, микротвердости и отклонения от круглости при вальцовочной полировке сплава Al6061-T6 (уравнения (1–3)).

Для лучшего понимания путем изменения скорости резания, подачи и количества проходов с использованием разработанных уравнений (1–3) соответственно построены двухмерные (2D) графики. Кривые, показывающие шероховатость поверхности, микротвердость и отклонение от круглости, строятся путем изменения одного из входных параметров и сохранения постоянными других параметров. На рис. 2, а показано изменение измеренных характеристик в зависимости от скорости резания, построенное с использованием значения подачи $0,2$ мм/об и трех проходов. Можно видеть, что шероховатость поверхности уменьшается с повышением скорости резания до $360 \dots 380$ об/мин, а затем увеличивается. Видно также, что микротвердость увеличивается с повышением скорости резания. Однако существует

Таблица 4

Table 4

Дисперсионный анализ (ANOVA) для определения шероховатости поверхности, микротвердости и отклонения от круглости

ANOVA for surface roughness, microhardness, and roundness

Факторы	Шероховатость поверхности R_a	Микротвердость HV	Отклонение от круглости R_e
R -квадрат	0,9769	0,9152	0,9407
Скорректированный R -квадрат	0,956	0,8389	0,8873
Прогнозируемый R -квадрат	0,8472	0,855	0,8933
Адекватная точность	19,328	15,464	16,002
F -значение модели	46,91	11,99	17,62

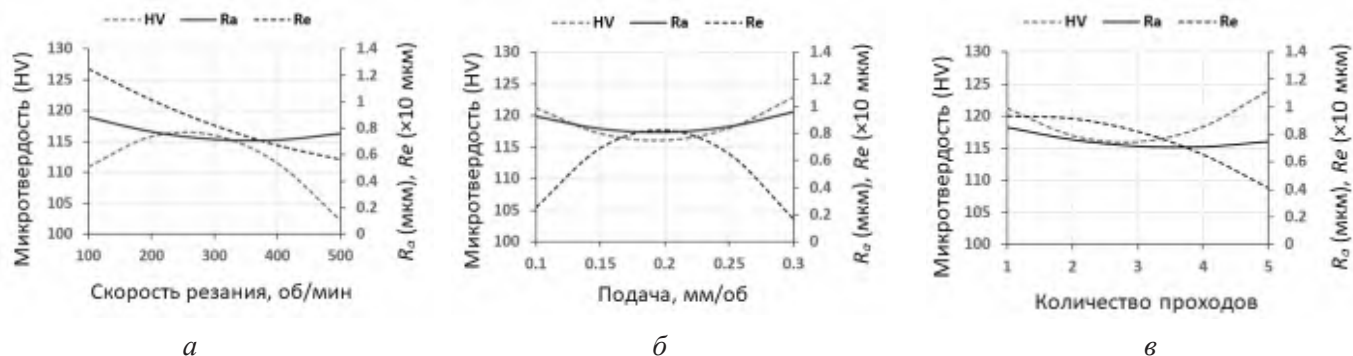


Рис. 2. Отклики, изменяющиеся в зависимости от (а) скорости резания, (б) подачи и (в) количества проходов

Fig. 2. Responses varying with (а) cutting sped, (б) feed, and (в) number of passes

оптимум, и его можно рассматривать как уменьшающийся при превышении скорости резания в 280...300 об/мин. С другой стороны, отклонение от круглости может уменьшаться с увеличением скорости резания.

На рис. 2, б показано изменение измеренных характеристик в зависимости от подачи, построенное с использованием значения скорости резания 300 об/мин и трех проходов. На рис. 2, в показано изменение измеренных характеристик в зависимости от количества проходов, построенное с использованием значения скорости резания 300 об/мин и подачи 0,2 мм/об.

На рис. 2, б можно увидеть оптимальные значения для откликов, изменяющихся в зависимости от подачи. Минимальную погрешность в шероховатости и круглости поверхности можно получить при подаче в диапазоне 0,18...0,22 мм/об, скорости резания 300 об/мин и трех проходах. При этом максимальной микротвердости можно добиться, используя более высокие значения подачи. При увеличении подачи до 0,2 мм/об можно наблюдать снижение шероховатости поверхности и микротвердости, а также увеличение отклонения от круглости. Однако эти реакции можно рассматривать как изменение тенденций, выходящих за пределы значения подачи 0,2 мм/об.

Минимальное отклонение от круглости и максимальную микротвердость можно получить, используя как меньшую, так и бóльшую подачу. Однако минимальную шероховатость поверхности можно получить при подаче в диапазоне 0,18...0,22 мм/об. Можно заметить, что шероховатость поверхности уменьшается с увеличением числа проходов. Однако при че-

тырех проходах не видно существенного эффекта в снижении шероховатости поверхности. Погрешность в определении круглости может быть сведена к минимуму при увеличении числа проходов. Аналогичным образом максимальная микротвердость может быть достигнута при большем количестве проходов.

Результаты ANOVA для F -значений шероховатости поверхности, микротвердости и погрешности круглости приведены в табл. 5. Факторы, которые оказали существенное влияние на результаты, подчеркнуты. Аналогично процентные доли различных элементов, полученные путем деления F -значения соответствующего элемента на общее F -значение, также приведены в табл. 5. Можно видеть, что на шероховатость поверхности в основном влияет более высокая величина подачи (почти 30,76 %), за которой следует более высокая величина скорости резания, а также эффект взаимодействия скорости резания и количества проходов (почти 20 и 15,88 % соответственно), при этом скорость резания и подача оказывают незначительное влияние. Однако можно считать, что количество проходов имеет большое значение для снижения шероховатости поверхности. Процентное соотношение этих важных параметров модели выделено жирным шрифтом в табл. 5.

Что касается микротвердости, скорости резания и взаимодействующих элементов, то эффекты и элементы более высокого порядка могут рассматриваться как значимые в зависимости от подачи и количества проходов. Можно видеть, что на микротвердость в основном влияет более высокий уровень скорости резания (почти 31,02 %), за которым следует скорость резания

Дисперсионный анализ (ANOVA) для определения F -значений и процентного вклада различных параметров

ANOVA for F -values and % contribution of different parameters

Элементы	Шероховатость поверхности Ra		Микротвердость HV		Отклонение от круглости Re	
	F -значения	Процентный вклад	F -значения	Процентный вклад	F -значения	Процентный вклад
Скорость резания V , об/мин	0,3382	0,07	<u>15,8251</u>	16,91	<u>40,2758</u>	25,89
Подача f , мм/об	6,3512	1,23	0,6335	0,68	0,6619	0,43
Количество проходов N	<u>63,1738</u>	12,25	1,5631	1,67	<u>24,0589</u>	15,47
Взаимодействие $V \times f$	<u>12,7024</u>	2,46	7,4668	7,98	1,4796	0,95
Взаимодействие $V \times N$	<u>81,8517</u>	15,88	5,8132	6,21	<u>28,7154</u>	18,46
Взаимодействие $f \times N$	<u>21,7218</u>	4,21	7,4668	7,98	5,7595	3,70
V^2	<u>103,2749</u>	20,03	<u>29,0338</u>	31,02	0,9816	0,63
f^2	<u>158,5728</u>	30,76	<u>11,8708</u>	1,68	<u>50,5574</u>	32,50
N^2	<u>67,5406</u>	13,10	<u>13,9156</u>	14,87	3,0571	1,97
Итоговое F -значение	515,5274	100	93,5887	100	155,5472	100

* Важные элементы выделены подчеркиванием, а вклады – полужирным шрифтом.

(почти 16,91 %), большее количество проходов и подача (почти 14,87 и 12,68 % соответственно), при этом подача и количество проходов практически не влияют друг на друга (табл. 5). На погрешность круглости оказывает существенное влияние более высокий порядок подачи (почти 32,5 %), за которым следует скорость резания (почти 25,89 %), а также совместное влияние скорости резания и количества проходов (почти 18,46 %) и количества проходов (почти 15,47 %).

Видно также, что количество проходов существенно влияет на шероховатость поверхности, а скорость резания существенно влияет на микротвердость и погрешность круглости. Из рис. 2 и табл. 5 видно, что допустимые отклонения по своей природе противоречат параметрам процесса. Поэтому для получения положительных результатов требуется многоцелевая оптимизация этих противоречивых параметров.

В настоящей работе параметры процесса накатки роликом оптимизированы с использованием метода функции желательности для получе-

ния минимальной шероховатости поверхности, максимальной микротвердости и минимальной погрешности круглости. При таком подходе каждая переменная реакции преобразуется в функцию желательности, а оптимизация нескольких переменных реакции преобразуется в оптимизацию одной функции желательности [20–22]. Переменные процесса и диапазон функций реакции приведены в табл. 6.

Минимальные и максимальные пределы шероховатости поверхности, микротвердости и отклонения от круглости получены на основе экспериментальных наблюдений и отражены в табл. 6. Каждая характеристика преобразуется в соответствующую функцию желательности с помощью одностороннего преобразования [16]. В настоящем исследовании была проведена многоцелевая оптимизация процесса накатки роликом с использованием модуля оптимизации программного обеспечения Design-Expert®. Для исследования оптимизации было рассмотрено около 100 точек данных, имеющих различные

Таблица 6

Table 6

Ограничения для оптимизации параметров процесса
Constraints for optimization of process parameters

Параметры	Заданный уровень	Мин. предел	Макс. предел
Скорость резания V , об/мин	В диапазоне	100	500
Подача f , мм/об	В диапазоне	0,1	0,2
Количество проходов N	В диапазоне	1	5
Шероховатость поверхности Ra	Минимизировать	0,79	0,97
Микротвердость HV	Минимизировать	104	125
Отклонение от круглости Re	Минимизировать	1,5	13,2

комбинации технологических параметров, в диапазоне, показанном в табл. 6. Для каждого уровня независимых параметров были рассчитаны желательные значения шероховатости поверхности, желательные значения микротвердости и желательные значения погрешности круглости. Затем была рассчитана единая функция желательности, а именно желательность минимальной шероховатости поверхности, максимальной микротвердости и минимальной погрешности круглости. В табл. 7 приведены оптимизированные параметры процесса для минимальной шероховатости поверхности, максимальной микротвердости и минимальной погрешности круглости. В качестве оптимального параметра было выбрано решение, имеющее наивысший уровень желательности, как показано в табл. 7.

В ходе настоящего исследования было установлено, что скорость резания 344 об/мин, скорость подачи 0,25 мм/об и четыре прохода являются оптимальными параметрами для накатки роликом заготовки из сплава Al6061-T6, позволяющими получить минимальную шероховатость поверхности 0,807 мкм, максимальную микротвердость 119,2 HV и минимальную погрешность круглости 4,282 мкм. На основе экспериментальных наблюдений и исследований по оптимизации было установлено, что накатка роликом является лучшим вариантом для получения более совершенной геометрии заготовки из сплава Al6061-T6. Однако это указывает на необходимость дальнейших исследований в области накатки роликом сплавов Al6061-T6 с использованием различных методов охлаждения для получения улучшенной геометрии обрабо-

танной поверхности с шероховатостью поверхности, приближающейся к 0,3...0,4 мкм, и более высокой микротвердостью.

Выводы

В настоящей работе была предпринята попытка исследовать процесс накатки роликом сплава Al6061-T6. Можно сделать следующие выводы.

1. Шероховатость поверхности уменьшалась при увеличении скорости резания до 360...380 об/мин, а затем увеличивалась. Микротвердость возрастала с увеличением скорости резания. Однако для нее был некий оптимум, и при достижении скорости резания 280...300 об/мин микротвердость снижалась. С другой стороны, погрешность круглости уменьшалась с увеличением скорости резания.

2. Минимальная погрешность шероховатости и круглости поверхности была получена при значениях подачи в диапазоне 0,18...0,22 мм/об, скорости резания 300 об/мин и трех проходах. Однако максимальная микротвердость была получена при более высоких значениях подачи. Уменьшение шероховатости поверхности и микротвердости, а также увеличение погрешности в определении круглости были замечены при увеличении величины подачи до 0,2 мм/об. Однако было замечено, что при увеличении величины подачи до 0,2 мм/об эти показатели изменяются в лучшую сторону.

3. Минимальная погрешность кругления и максимальная микротвердость были получены при использовании как более низких, так и более высоких значений подачи. Однако мини-

Семейство оптимизированных параметров обработки

A family of optimized process parameters

№	Скорость резания V , об/мин	Подача f , мм/об	Количество проходов N	Шероховатость поверхности Ra	Микротвердость HV	Отклонение от круглости Re	Желательность
1	344,48	0,25	4	0,807	119,2	4,282	0,7927
2	342,62	0,25	4	0,808	119,3	4,340	0,7926
3	348,05	0,25	4	0,806	118,9	4,172	0,7925
4	347,97	0,25	4	0,805	118,8	4,206	0,7914
5	355,29	0,25	4	0,804	118,2	3,950	0,7909
6	343,96	0,25	4	0,806	119,1	4,359	0,7906
7	345,53	0,25	3,99	0,807	119,1	4,273	0,7905
8	348,67	0,25	3,98	0,806	118,7	4,195	0,7886
9	344,31	0,25	3,97	0,808	119,1	4,346	0,7872
10	335,65	0,24	4	0,805	119,3	4,781	0,7835
11	336,95	0,25	3,94	0,811	119,5	4,623	0,7816
12	342,96	0,25	3,93	0,809	118,9	4,465	0,7799
13	308,15	0,24	4	0,815	121,1	5,762	0,7627
14	315,59	0,25	3,87	0,820	120,6	5,374	0,7610
15	336,65	0,2	4	0,795	116,6	5,236	0,7350
16	349,45	0,15	4	0,840	115,6	2,645	0,7111
17	359,16	0,16	4	0,838	115,1	2,346	0,7102

мальная шероховатость поверхности была получена при использовании значения подачи в диапазоне 0,18...0,22 мм/об). Было замечено, что шероховатость поверхности уменьшается с увеличением количества проходов. Однако не было обнаружено существенного улучшения в снижении шероховатости поверхности после четырех проходов. Отклонение от круглости было сведено к минимуму при увеличении числа проходов, а максимальная микротвердость была достигнута при увеличении числа проходов.

4. На шероховатость поверхности в основном влияла более высокая величина подачи (почти 30,76 %), за которой следует более высокая величина скорости резания и эффект взаимодействия скорости резания и количества проходов (почти 20 и 15,88 % соответственно), при этом скорость резания и подача оказывают незначительное влияние. Однако количество проходов было со-

считено значительным для снижения шероховатости поверхности.

5. На микротвердость в основном влиял более высокий уровень скорости резания (почти 31,02 %), за которым следовала скорость резания (почти 16,91 %), количество проходов и величина подачи (почти 14,87 и 12,68 % соответственно), при этом подача и количество проходов практически не влияли (табл. 5). Было обнаружено, что на отклонение от круглости значительно влияет более высокая величина подачи (почти 32,5 %), за которой следуют скорость резания (почти 25,89 %), совместное влияние скорости резания и количества проходов (почти 18,46 %) и количество проходов (почти 15,47 %).

6. Скорость резания 344 об/мин, скорость подачи 0,25 мм/об и четыре прохода являются оптимальными параметрами для накатки роликом заготовок из сплава Al6061-T6, что позволяет

получить минимальную шероховатость поверхности 0,807 мкм, максимальную микротвердость 119,2 HV и минимальную погрешность круглости 4,282 мкм.

Список литературы

1. *El-Axir M.H.* An investigation into the ball burnishing of aluminum alloy 6061-T6 // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture.* – 2007. – Vol. 221 (12). – P. 1733–1742. – DOI: 10.1243/09544054JEM818.
2. *Klocke F., Liermann J.* Roller burnishing of hard turned surfaces // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – 1998. – Vol. 38. – P. 419–423. – DOI: 10.1016/S0890-6955(97)00085-0.
3. *Murthy R.L., Kotiveerachari B.* Burnishing of metallic surfaces – a review // *Precision Engineering.* – 1981. – Vol. 3. – P. 172–179. – DOI: 10.1016/01416359(81)90010-6.
4. *Korzynski M.* Modeling and experimental validation of the force–surface roughness relation for smoothing burnishing with a spherical tool // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – 2007. – Vol. 47. – P. 1956–1964. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.03.002.
5. Characteristics of Rb40 steel superficial layer under the ball and roller burnishing / H. Hamadache, L. Laouar, N.E. Zeghib, K. Chaoui // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2006. – Vol. 180 (1–3). – P. 130–136. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.05.013.
6. Investigation of the burnishing force during the burnishing process with a cylindrical surfaced tool / H. Luo, J. Liu, L. Wang, Q. Zhong // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture.* – 2006. – Vol. 220. – P. 893–904. – DOI: 10.1243/09544054B07604.
7. *Ebeid S.J., Ei-Taweel T.A.* Surface improvement through hybridization of electrochemical turning and roller burnishing based on the Taguchi technique // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture.* – 2005. – Vol. 219 (5). – P. 423–430. – DOI: 10.1243/095440505X3228.
8. The effect of burnishing parameters on burnishing force and surface microhardness / H. Luo, J. Liu, L. Wang, Q. Zhong // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2006. – Vol. 28. – P. 707–713. – DOI: 10.1007/s00170-004-2412-0.
9. Development and burnishing characteristics of roller burnishing method with rolling and sliding effects / M. Okada, S. Suenobu, K. Watanabe, Y. Yamashita, N. Asakawa // *Mechatronics.* – 2015. – Vol. 29. – P. 110–118. – DOI: 10.1016/j.mechatronics.2014.11.002.
10. *Sundararajan P.N., Nagarajan N.* Study of internal roller burnishing operation on En8 material // *International Journal of Research and Innovation in Engineering Technology.* – 2015. – Vol. 1 (12). – P. 10–12.
11. Experimental investigation of the effect of roller burnishing process parameters on surface roughness and surface hardness of C40E steel / N. Kumar, A. Sachdeva, L.P. Singh, H. Tripathi // *International Journal of Machining and Machinability of Materials.* – 2016. – Vol. 18. – P. 185–99. – DOI: 10.1504/IJMMM.2016.075470.
12. *Przybylski W.* Integrated production technology of cylindrical surfaces by turning and burnishing // *Advances in Manufacturing Science and Technology.* – 2016. – Vol. 40 (3). – DOI: 10.2478/amst-2016-0014.
13. *Shirsat U., Ahuja B., Dhuttargaon M.* Effect of burnishing parameters on surface finish // *Journal of The Institution of Engineers (India): Series C.* – 2017. – Vol. 98. – P. 431–436. – DOI: 10.1007/s40032-016-0320-3.
14. Effect of roller burnishing process parameters on the surface roughness and microhardness for TA2 alloy / X.L. Yuan, Y.W. Sun, L.S. Gao, S.L. Jiang // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* – 2016. – Vol. 85. – P. 1373–1383. DOI: 10.1007/s00170-015-8031-0.
15. *Bourebria M., Laouar L.H., Dominiak S.* Improvement of surface finish by ball burnishing: approach by fractal dimension // *Surface Engineering.* – 2017. – Vol. 3. – P. 255–262. – DOI: 10.1080/02670844.2016.1232778.
16. *Luca L., Neagu-Ventzel S., Marinescu I.* Effects of working parameters on surface finish in ball-burnishing of hardened steels // *Precision Engineering.* – 2005. – Vol. 29. – P. 253–256. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2004.02.002.
17. *Cobanoglu T., Ozturk S.* Effect of burnishing parameters on the surface quality and hardness // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture.* – 2015. – Vol. 229. – P. 286–294. – DOI: 10.1177/0954405414527962.
18. An investigation of the mechanics of roller burnishing through finite element simulation and experiments / P. Balland, L. Tabourot, F. Degre, V. Moreau // *International Journal of Machine Tools and Manufacture.* – 2013. – Vol. 65. – P. 29–36. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.09.002.
19. Ball burnishing application for finishing sculptured surfaces in multi-axis machines / A. Rodríguez, L.N. López de Lacalle, A. Celaya, A. Fernández, A. Lamikiz // *International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems.* – 2011. – Vol. 4. – P. 220–237. – DOI: 10.1504/IJMMS.2011.041470.
20. *Чинчаникар С., Гейдж М.Г.* Моделирование рабочих характеристик и мультикритериальная оптимизация при токарной обработке нержавеющей

стали AISI 304 (12X18H10T) резцами с износостойким покрытием и с износостойким покрытием, подвергнутым микропескоструйной обработке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 117–135. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-117-135.

21. *Chinchanikar S., Choudhury S.K.* Effect of work material hardness and cutting parameters on performance of coated carbide tool when turning hardened steel:

an optimization approach // Measurement. – 2013. – Vol. 46 (4). – P. 1572–1584. – DOI: 10.1016/j.measurement.2012.11.032.

22. *Gaikwad V.S., Chinchanikar S.* Mechanical behaviour of friction stir welded AA7075-T651 joints considering the effect of tool geometry and process parameters // Advances in Materials and Processing Technologies. – 2022. – Vol. 8 (4). – P. 3730–3748. – DOI: 10.1080/2374068X.2021.1976554.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Modeling and optimization of roller burnishing of Al6061-T6 process for minimum surface roughness, better microhardness and roundness

Rashmi Dwivedi^{1, a}, Avinash Somatkar^{1, 2, b}, Satish Chinchani^{2, c, *}

¹ Mechanical Engineering Department, Sri Satya Sai University of Technology & Medical Science, Sehore, Madhya Pradesh, 466001, India

² Department of Mechanical Engineering, Vishwakarma Institute of Information Technology, Pune, 411048, India

^a <https://orcid.org/0000-0002-9755-5330>, rashmidwivedi29@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0002-2885-2104>, avinash.somatkar@viit.ac.in;

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

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 09 June 2024

Revised: 17 June 2024

Accepted: 22 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Roller burnishing

Al6061-T6

Surface roughness

Microhardness

Roundness

Optimization

ABSTRACT

Introduction. Roller burnishing is one of the most common methods of improving the surface quality of parts, wear resistance, microhardness, and corrosion resistance. The process involves compressing and smoothing the workpiece using the pressure of a hardened roller. It is often used to improve part performance and lifespan in sectors including automotive, aerospace, and medical equipment manufacturing. The literature reviewed shows that the roller burnishing process effectively improves the overall surface quality and hardness of the workpiece. In addition, roller burnishing is considered as an affordable method to enhance the functionality and robustness of machined parts by reducing the likelihood of surface defects such as scratches and cracks. However, very few studies have been reported on the modeling and optimization of roller burnishing of Al6061-T6 for minimum surface roughness, better microhardness, and roundness. **The methods of investigation.** In the current work, roller burnishing of Al6061-T6 is modeled and optimized for superior microhardness, roundness, and minimal surface roughness. Under dry-cutting conditions, the performance of roller burnishing of Al6061 specimens is assessed in terms of process factors such as cutting speed, feed, and number of passes. Mathematical models to predict the surface roughness, microhardness, and deviation in roundness are developed based on the experimental results. **Results and Discussion.** The coefficient of correlation for the developed models is found to be close to 0.9, which indicates that it can be reliably used to predict and optimize the roller burnishing of the Al6061-T6. According to this study, the use of the following cutting parameters leads to the lowest variation in roundness (4.282 μm), the better microhardness (119.2 Hv), and the lowest surface roughness (0.802 μm): cutting speed 344 rpm, feed 0.25 mm/rpm and four passes. Further, the study reveals that increasing the number of passes (beyond four) does not significantly improve the surface roughness or microhardness. However, it does lead to a slight increase in the roundness deviation. Therefore, in order to achieve optimal results, it is recommended to use a maximum of four passes during roller burnishing of Al6061 specimens under dry cutting conditions. These results imply that roller burnishing can effectively improve the overall quality and hardness of the workpiece surface. In addition, roller burnishing is considered as an affordable method to increase the functionality and robustness of machined parts by reducing the likelihood of surface defects like scratches and cracks.

For citation: Dwivedi R., Somatkar A., Chinchani S. Modeling and optimization of roller burnishing of Al6061-T6 process for minimum surface roughness, better microhardness and roundness. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 52–65. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-52-65. (In Russian).

References

1. El-Axir M.H. An investigation into the ball burnishing of aluminum alloy 6061-T6. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2007, vol. 221 (12), pp. 1733–1742. DOI: 10.1243/09544054JEM818.
2. Klocke F., Liermann J. Roller burnishing of hard turned surfaces. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 1998, vol. 38, pp. 419–423. DOI: 10.1016/S0890-6955(97)00085-0.
3. Murthy R.L., Kotiveerachari B. Burnishing of metallic surfaces – a review. *Precision Engineering*, 1981, vol. 3, pp. 172–179. DOI: 10.1016/01416359(81)90010-6.
4. Korzynski M. Modeling and experimental validation of the force–surface roughness relation for smoothing burnishing with a spherical tool. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, pp. 1956–1964. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2007.03.002.

* Corresponding author

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

Vishwakarma Institute of Information Technology,

411048, Pune, India

Tel.: +91-2026950401, e-mail: satish.chinchani@viit.ac.in

5. Hamadache H., Laouar L., Zeghib N.E., Chaoui K. Characteristics of Rb40 steel superficial layer under the ball and roller burnishing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, vol. 180 (1–3), pp. 130–136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.05.013.
6. Luo H., Liu J., Wang L., Zhong Q. Investigation of the burnishing force during the burnishing process with a cylindrical surfaced tool. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2006, vol. 220, pp. 893–904. DOI: 10.1243/09544054B07604.
7. Ebeid S.J., Ei-Taweel T.A. Surface improvement through hybridization of electrochemical turning and roller burnishing based on the Taguchi technique. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2005, vol. 219 (5), pp. 423–430. DOI: 10.1243/095440505X3228.
8. Luo H., Liu J., Wang L., Zhong Q. The effect of burnishing parameters on burnishing force and surface microhardness. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2006, vol. 28, pp. 707–713. DOI: 10.1007/s00170-004-2412-0.
9. Okada M., Suenobu S., Watanabe K., Yamashita Y., Asakawa N. Development and burnishing characteristics of roller burnishing method with rolling and sliding effects. *Mechatronics*, 2015, vol. 29, pp. 110–118. DOI: 10.1016/j.mechatronics.2014.11.002.
10. Sundararajan P.N., Nagarajan N. Study of internal roller burnishing operation on En8 material. *International Journal of Research and Innovation in Engineering Technology*, 2015, vol. 1 (12), pp. 10–12.
11. Kumar N., Sachdeva A., Singh L.P., Tripathi H. Experimental investigation of the effect of roller burnishing process parameters on surface roughness and surface hardness of C40E steel. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2016, vol. 18, pp. 185–99. DOI: 10.1504/IJMMM.2016.075470.
12. Przybylski W. Integrated production technology of cylindrical surfaces by turning and burnishing. *Advances in Manufacturing Science and Technology*, 2016, vol. 40 (3). DOI: 10.2478/amst-2016-0014.
13. Shirsat U., Ahuja B., Dhuttargaon M. Effect of burnishing parameters on surface finish. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series C*, 2017, vol. 98, pp. 431–436. DOI: 10.1007/s40032-016-0320-3.
14. Yuan X.L., Sun Y.W., Gao L.S., Jiang S.L. Effect of roller burnishing process parameters on the surface roughness and microhardness for TA2 alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, vol. 85, pp. 1373–1383. DOI: 10.1007/s00170-015-8031-0.
15. Bourebia M., Laouar L.H., Dominiak S. Improvement of surface finish by ball burnishing: approach by fractal dimension. *Surface Engineering*, 2017, vol. 33, pp. 255–262. DOI: 10.1080/02670844.2016.1232778.
16. Luca L., Neagu-Ventzel S., Marinescu I. Effects of working parameters on surface finish in ball-burnishing of hardened steels. *Precision Engineering*, 2005, vol. 29, pp. 253–256. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2004.02.002.
17. Cobanoglu T., Ozturk S. Effect of burnishing parameters on the surface quality and hardness. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2015, vol. 229, pp. 286–294. DOI: 10.1177/0954405414527962.
18. Balland P., Tabourot L., Degre F., Moreau V. An investigation of the mechanics of roller burnishing through finite element simulation and experiments. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2013, vol. 65, pp. 29–36. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.09.002.
19. Rodríguez A., López de Lacalle L.N., Celaya A., Fernández A., Lamikiz A. Ball burnishing application for finishing sculptured surfaces in multi-axis machines. *International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems*, 2011, vol. 4, pp. 220–237. DOI: 10.1504/IJMMS.2011.041470.
20. Chinchani S., Gadge M.G. Performance modeling and multi-objective optimization during turning AISI 304 stainless steel using coated and coated-microblasted tools. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 117–135. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-117-135. (In Russian).
21. Chinchani S., Choudhury S.K. Effect of work material hardness and cutting parameters on performance of coated carbide tool when turning hardened steel: an optimization approach. *Measurement*, 2013, vol. 46 (4), pp. 1572–1584. DOI: 10.1016/j.measurement.2012.11.032.
22. Gaikwad V.S., Chinchani S. Mechanical behaviour of friction stir welded AA7075-T651 joints considering the effect of tool geometry and process parameters. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, vol. 8 (4), pp. 3730–3748. DOI: 10.1080/2374068X.2021.1976554.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Экспериментальные исследования режимов шлифования рельсов с применением нового скоростного электропривода

Андрей Ильиных^{1, а, *}, Александр Пикалов^{2, б}, Владимир Милорадович^{2, в}, Марина Галай^{1, д}

¹ Сибирский государственный университет путей сообщения, ул. Дуси Ковальчук, 191, 630049, Россия

² Центр инфраструктурных технологий АО «СТМ», Москва, Подкопаевский переулок, д. 4Б, 109028, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-4234-6216>, asi@stu.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0002-9584-9896>, pikalov.2023@internet.ru;

^в <https://orcid.org/0000-0002-8258-5801>, vmiloradovich@internet.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-7897-1750>, galayms@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.923

История статьи:

Поступила: 03 июня 2024

Рецензирование: 17 июня 2024

Принята к печати: 22 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Шлифование рельсов

Скоростной электропривод

Режимы шлифования

Железнодорожный путь

Финансирование

Результаты исследований, представленные в статье, получены с использованием мер государственной поддержки на развитие кооперации российских образовательных организаций высшего образования, государственных научных учреждений и организаций реального сектора экономики, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичных производств, предусмотренных постановлением Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 218 по теме «Высокопроизводительная технология скоростного шлифования рельсов и оборудование для ее реализации на основе интеллектуальных цифровых модулей», соглашение № 075-11-2022-014 от 08 апреля 2022 г.

АННОТАЦИЯ

Введение. Операция шлифования рельсов используется на железнодорожном транспорте как превентивная мера образования и развития дефектов контактно-усталостного происхождения, волнообразного износа и деформаций поперечного профиля рельсов. В настоящее время АО «Калужский завод «Ремпутьмаш»» совместно с Сибирским государственным университетом путей сообщения ведет разработку нового рельсошлифовального поезда повышенной производительности – РШП 2.0, который превосходит существующие аналоги по производительности в 3,5 раза. В основу РШП 2.0 положена технология скоростного шлифования рельсов, для реализации которой требуется обеспечение скорости резания до 100 м/с. Вращение шлифовального круга задается электродвигателем. На сегодняшний день электропривода промышленного исполнения, способного реализовать требуемые характеристики (7000 об/мин, 45 кВт, 60 Н·м), не существует. **Цель работы.** Исследование режимов шлифования рельсов с применением нового скоростного электропривода шлифовального круга, содержащего в качестве электродвигателя синхронный двигатель с постоянными магнитами и преобразователь частоты, питающий электродвигатель переменным напряжением повышенной частоты и обеспечивающий регулирование скорости шлифовального круга. **Методы исследования.** Для получения данных о работе нового электропривода в условиях, максимально приближенных к реальным режимам работы, и возможности реализации технологии скоростного шлифования проведены исследовательские испытания на специально разработанной рельсошлифовальной установке. Измерение частоты вращения шлифовального круга производилось лазерным тахометром «Мегеон 18005»; оценка съема металла после механической обработки осуществлялась профилографом рельсовым ПР-03; давление в пневмосистеме измерялось с помощью преобразователей давления измерительных ОВЕН ПД100И-ДИ1,6-111-0,5. **Результаты и обсуждение.** По результатам испытаний было установлено, что новый скоростной электропривод обладает повышенными эксплуатационными характеристиками за счет повышенной производительности и возможности регулирования скорости шлифовального круга, в результате этого обеспечивается необходимый съем металла с головки рельса при значительном увеличении скорости перемещения рельсошлифовального поезда.

Для цитирования: Экспериментальные исследования режимов шлифования рельсов с применением нового скоростного электропривода / А.С. Ильиных, А.С. Пикалов, В.К. Милорадович, М.С. Галай // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 66–78. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-66-78.

*Адрес для переписки

Ильиных Андрей Степанович, д.т.н., доцент

Сибирский государственный университет путей сообщения,

ул. Дуси Ковальчук, 191,

630049, г. Новосибирск, Россия

Тел.: 8 (383) 328-04-13, e-mail: asi@stu.ru

Введение

Шлифование железнодорожных рельсов является одной из операций по текущему содержанию верхнего строения пути, которая формирует профиль рельса и удаляет дефекты, возникающие при эксплуатации. Для шлифования рельсов применяют специальные поезда – рельсошлифовальные. На таких поездах установлены абразивные круги, которые обрабатывают поверхность головки рельса по схеме плоского шлифования [1–4].

Для работы рельсошлифовальных поездов на сети железных дорог организуют специальные «технологические окна», когда перегоны закрывают для движения любых видов подвижного состава, что приводит к финансовым потерям для транспортных компаний. Организация таких «окон» обусловлена тем, что скорость рельсошлифовального поезда очень мала и составляет от 4 до 8 км/ч при частоте вращения шлифовального круга 3600 об/мин [5–7]. Поэтому задача уменьшения времени работы рельсошлифовального поезда путем увеличения рабочей скорости относится к приоритетным направлениям по развитию железнодорожной отрасли.

Для решения этой задачи реализуется проект РШП 2.0, выполняемый Сибирским государственным университетом путей сообщения и Калужским заводом «Ремпутьмаш». В рамках этого проекта ведется разработка рельсошлифовального поезда РШП 2.0, рабочая скорость которого будет увеличена до 15 км/ч, при этом величина съема металла останется неизменной и составит 0,2 мм. В соответствии с проведенными ранее исследованиями по скоростному шлифованию рельсов [8–10] и теорией резания [11–13] увеличения рабочей скорости рельсошлифовального поезда можно достичь путем повышения частоты вращения шлифовального круга [14].

Предварительно проведенные промышленные и лабораторные испытания [15, 16] показали возможность повышения рабочей скорости РШП 2.0 до 15 км/ч при частоте вращения шлифовального круга 5000 об/мин, а в перспективе до 20...30 км/ч при 6000...7000 об/мин. При этом величина съема металла с рельса остается неизменной и в среднем составляет 0,2 мм.

Принципиально рабочее оборудование РШП 2.0 не отличается от применяемых рельсошлифовальных поездов и характеризуется силовым

замыканием кинематической цепи «абразивный круг – обрабатываемая поверхность» [17]. За счет пневмоцилиндра шлифовальные круги прижимаются к поверхности головки рельса. Пневмоцилиндр воздействует на электродвигатель, установленный в рычажном механизме рабочего оборудования (рис. 1). Давление в пневмоцилиндре регулируется в зависимости от нагрузки на электродвигателе, которая характеризуется силой тока в статоре. Схема управления усилием прижатия шлифовального круга представлена на рис. 2.

При шлифовании рельсов необходимо обеспечить определенный съем металла, чтобы получить требуемый профиль рельса. Однако реализовать шлифование с определенным съемом металла не представляется возможным из-за упругой подвески шлифовальной головки. Кроме того, отклонения съема металла от предполагаемых значений будут приводить к нарушениям точности формирования поперечного профиля рельса [18, 19], а также к изменениям условий работы абразивного инструмента [20] и ухудшению параметров качества обработанной поверхности.

Уменьшение разности между заданным съемом металла при шлифовании и фактически полу-

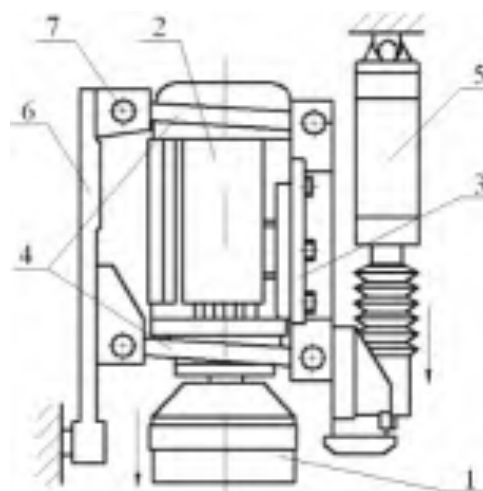


Рис. 1. Схема крепления шлифовальной головки:

1 – абразивный круг; 2 – электродвигатель; 3 – подмоторная плита; 4 – параллелограммная подвеска; 5 – пневмоцилиндр; 6 – плита блока; 7 – ось

Fig. 1. Grinding head mounting pattern:

1 – abrasive wheel; 2 – electric motor; 3 – motor-mounting plate; 4 – parallelogram suspension; 5 – pneumatic cylinder; 6 – block plate; 7 – axis

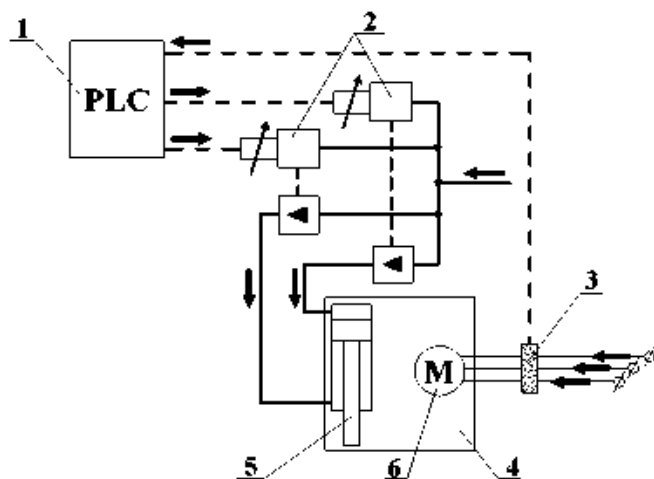


Рис. 2. Общая схема управления усилием прижатия шлифовального круга:

1 – блок управления режимами шлифования; 2 – пропорциональный клапан; 3 – преобразователь регулировочного блока; 4 – шлифовальный блок; 5 – пневмоцилиндр; 6 – электродвигатель привода шлифовального круга

Fig. 2. General pattern for controlling the pressing force of the grinding wheel:

1 – grinding mode control unit; 2 – proportional valve; 3 – converter of the adjusting block; 4 – grinding block; 5 – pneumatic cylinder; 6 – electric motor of the grinding wheel drive

чаемым возможно путем установления эмпирических зависимостей технологических параметров режимов шлифования. Основным элементом, который определяет режимы шлифования, является привод шлифовального круга – электродвигатель. Характеристики электродвигателя определяют настройки системы управления усилием прижатия шлифовального круга (рис. 2).

Ключевой задачей при создании РШП 2.0 является наличие промышленного образца ско-

ростного электропривода шлифовального круга с повышенной частотой вращения вала. В ходе предварительных исследований режимов скоростного шлифования рельсов [15, 16] были определены требуемые технические характеристики скоростного электропривода для обеспечения необходимой производительности рельсошлифовального поезда, которые представлены в табл. 1. Кроме указанных технических характеристик с целью расширения технологических возможностей нового рельсошлифовального поезда в конструкции нового электропривода необходимо обеспечить возможность регулировки частоты вращения шлифовального круга.

В настоящее время электродвигатели общепромышленного производства с требуемыми техническими характеристиками отсутствуют, а создание нового электродвигателя усложняется ограничениями по габаритам, связанными с необходимостью его размещения в подвагонном пространстве рельсошлифовального поезда. В связи с этим АО «Тайфун» спроектировал и изготовил опытный образец нового скоростного электродвигателя по требуемым габаритным параметрам.

Для принятия решения о применении нового электропривода в РШП 2.0 требуется проведение комплекса исследований и испытаний с целью подтверждения технических характеристик электродвигателя и их соответствия требуемым режимам шлифования.

Постановка задач исследований

Основной задачей, решаемой АО «Тайфун» при разработке скоростного электропривода,

Таблица 1

Table 1

Основные характеристики скоростного электропривода Main characteristics of high-speed electric drive

Техническая характеристика	Значение
Частота вращения вала электродвигателя, изменяемая в диапазоне, об/мин	3600...7000
Мощность, не менее, кВт	45
Крутящий момент на валу электродвигателя, не менее, Н·м	60
Габаритные размеры:	
максимальный диаметр, мм	260
максимальная длина, мм	580

являлось улучшение его эксплуатационных характеристик за счет повышенной производительности и возможности регулирования скорости вращения шлифовального круга. Электропривод включает в себя электродвигатель, приводящий в движение шлифовальный круг, и преобразователь частоты, питающий электродвигатель переменным напряжением повышенной частоты и обеспечивающий регулирование скорости шлифовального круга. Результат достигался за счет того, что в качестве электродвигателя использовали синхронный двигатель с постоянными магнитами скоростного исполнения со встроенным датчиком магнитного поля, а преобразователь частоты имел повышенную несущую частоту и был оборудован быстродействующими цифровыми интерфейсами управления.

В принятой концепции нового электропривода можно отметить следующие преимущества использования в электродвигателе постоянных магнитов:

- компактность (уменьшение размеров электродвигателя практически в два раза в сравнении с общепромышленным исполнением при тех же параметрах);
- плавное регулирование частоты вращения вала электродвигателя;
- КПД электродвигателя до 97 % и максимальные удельные показатели.

В соответствии с конструкторской документацией АО «Тайфун» был изготовлен опытный образец рельсошлифовального скоростного электропривода, содержащий в качестве электродвигателя синхронный двигатель с постоянными магнитами (рис. 3) со следующими техническими характеристиками:

- номинальная мощность – 46,5 кВт;
- номинальная частота вращения – 7000 об/мин;
- номинальные параметры питающего трехфазного напряжения – 380 В; 233,33 Гц;
- питание преобразователя частоты – входное трехфазное напряжение от 285 до 494 В частотой 50 Гц;
- выходное напряжение с частотного преобразователя – трехфазное напряжение до 494 В частотой до 400 Гц;
- номинальный момент на валу электродвигателя – 63,4 Н·м;
- действующее значение фазного тока – 100 А;
- КПД – 96 %.



Рис. 3. Скоростной электродвигатель производства АО «Тайфун»

Fig. 3. High-speed electric motor produced by JSC “Typhoon”

Кроме того, электропривод имеет возможность плавной регулировки частоты вращения вала электродвигателя от 0 до 7000 об/мин. При этом преобразователь частоты обеспечивает выходную мощность до 105 кВт, имеет несущую частоту 8 кГц, выдерживает длительный ток с действующим значением 100 А, оборудован дискретными и аналоговыми входами и выходами, а также цифровыми интерфейсами управления Ethernet, RS-485 и CAN, при этом интерфейс CAN является быстродействующим и имеет скорость 250 000 бод. Пуск, остановка, реверс, плавное изменение частоты вращения вала электродвигателя, защита от перегрузок, перегревов и коротких замыканий осуществляются частотным преобразователем.

Новый скоростной шлифовальный электродвигатель производства АО «Тайфун» принципиально отличается от ранее применяемого на рельсошлифовальных поездах по массе и рабочим характеристикам. В связи с этим требуется уточнение его оптимальных режимов работы по токовым нагрузкам, которые будут определяться усилием прижатия шлифовального круга к рельсу, обеспечиваемым соответствующим давлением в пневмосистеме. Таким образом, основной **целью исследований** являлась настройка нового скоростного электропривода и получение данных о его работе в условиях, максимально приближенных к реальным режимам работы.

Методика исследований

Исследовательские испытания скоростного электропривода осуществлялись на экспериментальной рельсошлифовальной установке

(УРШ) [15]. УРШ состоит из отдельного участка пути длиной 100 м со стандартной колеей 1520 мм (рис. 4, *а*), по которому перемещается рельсошлифовальная тележка (рис. 4, *б*). Тележка приводится в движение при помощи привода лебедочного типа, содержащего двигатель и передачу (муфту, тормоз, редуктор одноступенчатый), а также барабана с однослойной навивкой. В качестве источника энергии используется

дизель-генераторная установка мощностью 200 кВт. Работа УРШ в режиме испытаний автоматическая, она контролируется системой управления и управляется с персонального компьютера. Для исследования режимов шлифования с новым скоростным шлифовальным электроприводом он был установлен на рельсошлифовальную установку УРШ (рис. 4, *в*, *г*).


а

б

в

г

Рис. 4. Общий вид рельсошлифовальной установки (УРШ):

а – участок пути; *б* – рельсошлифовальная тележка; *в* – скоростной электродвигатель АО «Тайфун»; *г* – частотный преобразователь АО «Тайфун»

Fig. 4. Overview of the rail grinding unit (the URSH):

а – section of railway track; *б* – rail grinding trolley; *в* – high-speed electric motor of JSC “Typhoon”; *г* – frequency converter of JSC “Typhoon”

Прижатие шлифовального круга к обрабатываемой поверхности рельса осуществляется на основе разности давлений в штоковой и поршневой полостях пневмоцилиндра. Регулировка давлений в полостях пневмоцилиндра производилась пропорциональным регулятором давления на основе данных о токовой нагрузке в обмотках скоростного электродвигателя в соответствии со схемой, представленной на рис. 2.

При испытаниях скоростного электропривода использовались следующие средства измерения и контроля: измерение частоты вращения шлифовального круга производилось лазерным тахометром «Мегеон 18005»; оценка съема металла после механической обработки осуществлялась профилографом рельсовым ПР-03; давление в пневмосистеме измерялось с помощью преобразователей давления измерительных ОВЕН ПД100И-ДИ1,6-111-0,5.

В исследованиях использовались специально разработанные высокоскоростные рельсошлифовальные круги марки ПП 35-250×75×150ZK125BT производства АО «Экспериментальный завод «Металлист – Ремпутьмаш»», рассчитанные на рабочие скорости до 100 м/с [21].

Исследования нового скоростного электропривода для реализации технологии скоростного шлифования рельсов проводились в следующей последовательности.

1. В пневмосистеме прижатия шлифовального круга к рельсу устанавливалось давление воздуха 0,5 атм.

2. При заданном давлении производилось по три шлифовальных прохода на каждом режиме шлифования:

- скорость 15 км/ч при частоте вращения шлифовального круга 5000 об/мин;
- скорость 20 км/ч при частоте вращения шлифовального круга 6000 об/мин;
- скорость 30 км/ч при частоте вращения шлифовального круга 7000 об/мин.

3. В процессе шлифования фиксировались показания токовой нагрузки на обмотках статора шлифовального круга.

4. После каждого прохода производилось измерение поперечного профиля рельсов с оценкой съема металла с рельса и определением среднего значения съема металла по результатам трех проходов.

5. После изменения давления воздуха в пневмосистеме прижатия шлифовального круга

к рельсу действия пп. 2–4 повторялись. В испытаниях устанавливались следующие значения давлений в пневмосистеме: 0,5; 0,8; 1,0; 1,2; 1,5; 1,8; 2,0; 2,5; 2,8; 3 и 3,5 атм.

Результаты и их обсуждения

Обобщенные результаты исследования режимов работы скоростного электропривода представлены в табл. 2.

На основе результатов измерений (табл. 2) установлены зависимости изменения средних значений съема металла с головки рельса от токовой нагрузки в обмотках статора скоростного электродвигателя, которые представлены на рис. 5.

Из графиков (рис. 5) видно, что наблюдается тенденция увеличения съема металла с возрастанием токовой нагрузки в обмотках электродвигателя до определенных значений, после которых значения съема металла начинают снижаться. Эта закономерность характерна для всех исследуемых режимов шлифования. Можно предположить, что такая зависимость характеризует эффективность работы абразивного инструмента с установленными режимами шлифования. Так, минимальная токовая нагрузка характеризуется незначительным усилием прижатия шлифовального круга к рельсу, что приводит к недостаточному внедрению абразивных зерен в обрабатываемую поверхность с образованием стружки минимального сечения и постепенным затуплением абразивных зерен при минимальных силах резания. При этом сил, действующих на единичное абразивное зерно, недостаточно для обновления абразивных зерен. Как следствие, происходит засаливание поверхности шлифовального круга. В этом случае наблюдается минимальный съем металла, который составляет 0,1...0,15 мм в зависимости от режимов.

Возрастающее давление на шлифовальный круг, которое характеризуется увеличением токовой нагрузки электродвигателя, приводит к уменьшению влияния эффекта засаливания шлифовального круга. Затупившиеся абразивные зерна начинают более активно обновляться на более острые, которые обеспечивают больший съем металла. На графике можно видеть, что в пиковых точках съем металла достигает значений 0,28...0,35 мм в зависимости от режимов шлифования.

Таблица 2

Table 2

Результаты исследования режимов работы скоростного электропривода

Results of a study of the operating modes of a high-speed electric drive

Давление в пневмоцилиндре (усилие прижатия), атм	Режимы шлифования					
	15 км/ч (5000 об/мин)		20 км/ч (6000 об/мин)		30 км/ч (7000 об/мин)	
	Токовая нагрузка, А	Средний съем металла, мм	Токовая нагрузка, А	Средний съем металла, мм	Токовая нагрузка, А	Средний съем металла, мм
0,5	72	0,15	78	0,11	74	0,10
0,8	86	0,21	81	0,12	82	0,11
1,0	94	0,26	91	0,21	86	0,15
1,2	102	0,33	95	0,22	96	0,21
1,5	105	0,35	101	0,30	99	0,24
1,8	115	0,20	103	0,32	104	0,17
2,0	119	0,19	110	0,20	106	0,14
2,5	123	0,19	115	0,18	110	0,12
2,8	131	0,12	125	0,14	115	0,10
3,0	140	0,10	130	0,10	125	0,05
3,5	140	0,10	140	0,05	130	0,03

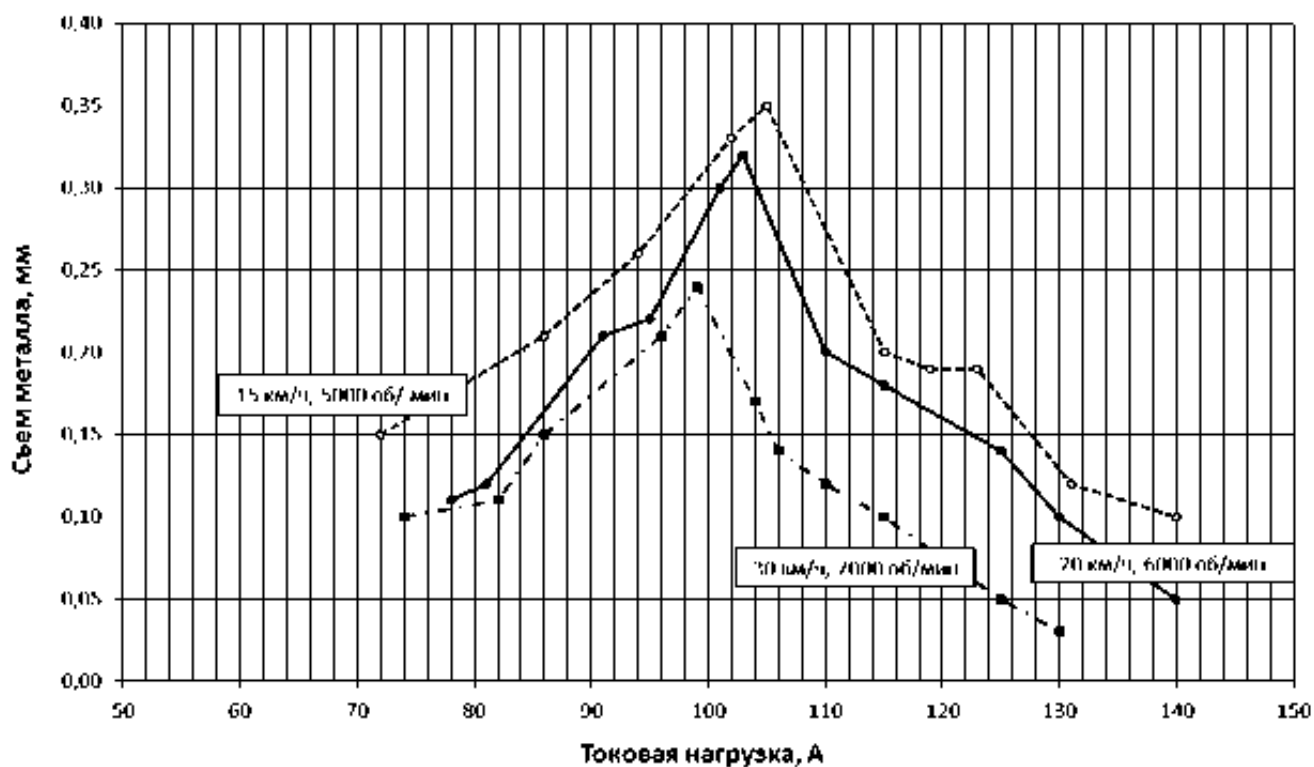


Рис. 5. Средние значения съема металла при различной токовой нагрузке на обмотках статора скоростного электродвигателя

Fig. 5. Average values of metal removal at different current loads on windings of high-speed motor stator

Еще большее увеличение нагрузки на шлифовальный круг приводит к значительному возрастанию сил резания, которые в значительной степени превосходят силы удержания абразивных зерен в связке, что вызывает выламывание абразивных зерен без снятия стружки. При этом происходит снижение съема металла вплоть до минимальных значений 0,03...0,1 мм.

Таким образом, экстремумы на представленных графиках (рис. 5) характеризуют максимальную режущую способность шлифовальных кругов, и эти значения могут быть приняты в качестве оптимальных режимов работы абразивного инструмента.

Наибольшее значение съема металла около 0,35 мм обеспечивается при скорости шлифования 15 км/ч. При увеличении скорости шлифования более 15 км/ч наблюдается снижение съема металла и уменьшение значений токовой нагрузки. Так, при 15 км/ч и 5000 об/мин максимальный сьем металла достигается при токовой нагрузке 105...110 А, а при 30 км/ч и 7000 об/мин – при нагрузке 95...100 А. Это говорит о том, что каждой скорости шлифования соответствует свое необходимое значение усилия прижатия шлифовального круга к рельсу для обеспечения оптимальных сил резания.

С учетом действующего значения фазного тока для нового скоростного электропривода (100 А) были определены возможные съемы металла при различных режимах шлифования и их оптимальные значения, которые представлены в табл. 3.

Для обеспечения указанных в табл. 3 токовых нагрузок электродвигателя требуется обеспечить соответствующее давление прижатия

шлифовального круга к рельсу в зависимости от режимов шлифования. Необходимое давление прижатия круга к рельсу показано на рис. 6.

Из графиков (рис. 6) видно, что при рабочем диапазоне токовых нагрузок нового скоростного электропривода 90...100 А в зависимости от скоростей шлифования требуется обеспечение давления в пневмосистеме прижатия шлифовального круга к рельсу в пределах 0,7...1,8 атм.

Полученные значения оптимальных параметров давления прижатия шлифовального круга к рельсу и токовых нагрузок электродвигателя позволяют определить требуемые параметры и характеристики пневмопривода шлифовальной головки и электрических систем при проектировании нового рельсошлифовального поезда, которые дадут возможность реализовывать необходимые режимы шлифования с обеспечением заданного съема металла с рельса.

Выводы

По результатам проведенных испытаний режимов шлифования рельсов с применением нового скоростного электропривода шлифовального круга можно сделать следующие выводы.

1. Новый скоростной рельсошлифовальный электропривод обладает повышенными эксплуатационными характеристиками благодаря повышенной производительности и возможности регулирования скорости шлифовального круга, за счет чего обеспечивается необходимый сьем металла с головки рельса при значительном повышении скорости перемещения рельсошлифовального поезда. Скоростной электропривод работоспособен и работает под нагрузками, за-

Таблица 3

Table 3

Токовые нагрузки на электродвигателе для обеспечения требуемого съема металла при различных скоростях шлифования

Current loads of electric motor to allow metal to ensure the required metal removal at different grinding speeds

Рабочая скорость шлифования, км/ч, при частоте вращения шлифовального круга	Сьем металла, мм				
	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35
15 (5000 об/мин)	70...75 А	80...85 А	90...95 А	95...100 А	105...110 А
20 (6000 об/мин)	80...85 А	85...90 А	95...100 А	100...105 А	–
30 (7000 об/мин)	85...90 А	90...95 А	–	–	–

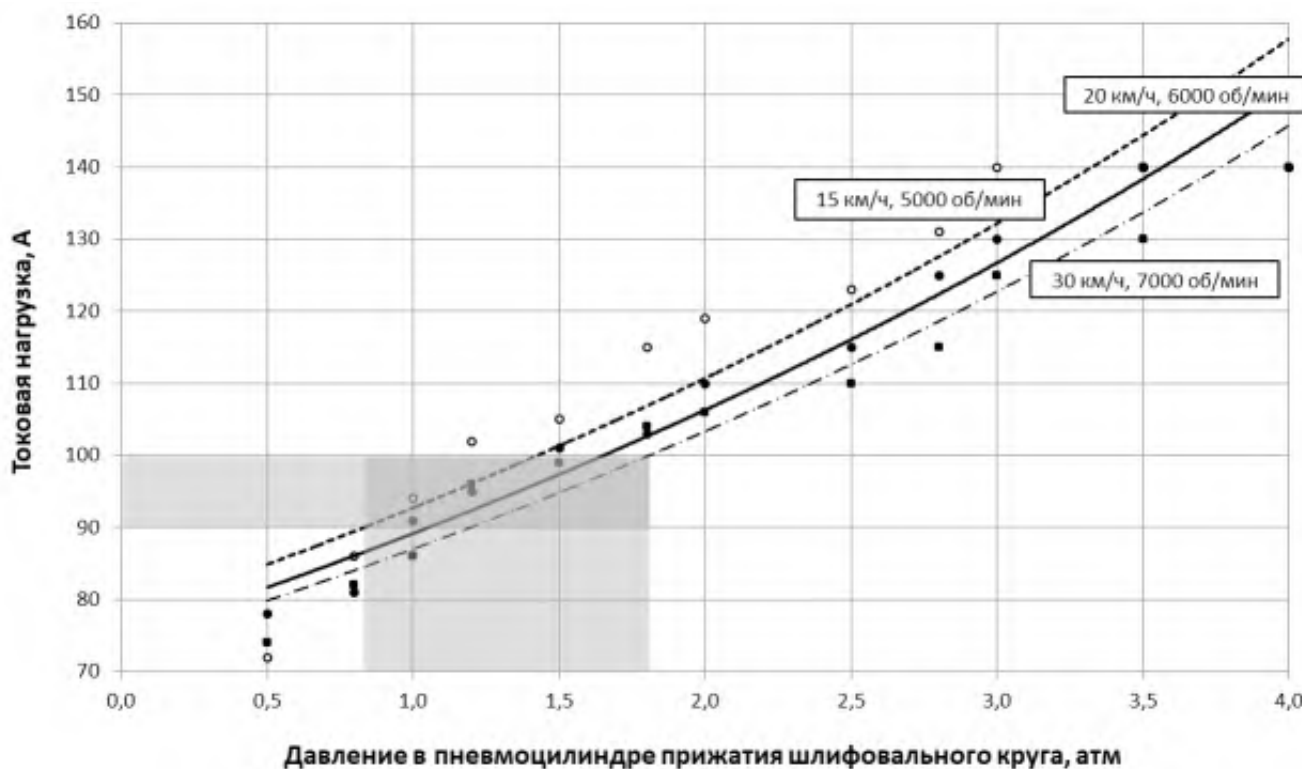


Рис. 6. Средние значения токовых нагрузок на электродвигателе при различном давлении прижатия в пневмосистеме

Fig. 6. Average values of current load of electric motor at different pressure in the pneumatic system

ложенными в техническом задании на электропривод, с требуемыми моментами и частотами вращения.

2. В скоростном электроприводе преобразователь частоты поддерживает вращение вала электродвигателя с постоянным моментом при частоте вращения 5000...7000 об/мин и скорости рельсошлифовального поезда 15...30 км/ч, обеспечивая при этом сьем металла толщиной от 0,2 до 0,3 мм при повышенных рабочих скоростях.

3. На всех режимах шлифования вал электродвигателя вращается устойчиво, равномерно, без заеданий и посторонних шумов. Электродвигатель выдерживает заданную при шлифовании радиальную нагрузку на валу (до 3 кН), распределенную по длине выходного конца вала, и осевую нагрузку на валу до 3 кН.

4. Установлены оптимальные токовые нагрузки работы скоростного электродвигателя в зависимости от скорости шлифования.

5. Установлены значения давления в пневмосистеме прижатия шлифовального круга к рельсу для обеспечения оптимальных токовых нагрузок.

6. Результаты исследований будут использоваться при проектировании рельсошлифовального поезда РШП 2.0, реализующего технологию скоростного шлифования.

Список литературы

1. Funke H. Rail grinding. – Berlin: Transpress, 1986. – 153 p.
2. Fan W., Liu Y., Li J. Development status and prospect of rail grinding technology for high speed railway // Journal of Mechanical Engineering. – 2018. – Vol. 54 (22). – P. 184–193. – DOI: 10.3901/JME.2018.22.184.
3. Schoch W. Grinding of rails on high-speed railway lines: a matter of great importance // Rail Engineering International. – 2007. – Vol. 36 (1). – P. 6–8.
4. Абдурашитов А.Ю., Сухов В.В. Влияние использования рельсошлифовальных поездов на продление жизненного цикла рельса // Путь и путевое хозяйство. – 2023. – № 8. – С. 20–22.
5. Суслов А.Г., Бишутин С.Г., Захаров Л.А. Инновационные технологии рельсообработки высокоскоростных железных дорог // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2020. – № 8. – С. 11–17. – DOI: 10.30987/2223-4608-2020-8-11-17.
6. Verma S., Joseph Selvi B., Yogesh Shah V. Influence of rail grinding operations on the World's Largest

Multimodal Network // International Conference on Advances in Design, Materials, Manufacturing and Surface Engineering for Mobility. SAE Technical Paper. – SAE International, 2022. – DOI: 10.4271/2022-28-0560.

7. Investigating the effect of grinding time on high-speed grinding of rails by a passive grinding test machine / P. Liu, W. Zou, J. Peng, F. Xiao // *Micromachines*. – 2022. – Vol. 13 (12). – P. 2118. – DOI: 10.3390/mi13122118.

8. Ильиных А.С. Скоростное шлифование рельсов в пути // *Мир транспорта*. – 2011. – № 3. – С. 56–61.

9. Хвостиков А.С. Повышение эффективности скоростного шлифования рельсов в пути // *Современные наукоемкие технологии*. – 2023. – № 5. – С. 30–35.

10. Тауберт М., Пюшель А. Скоростное шлифование рельсов // *Железные дороги мира*. – 2010. – № 7. – С. 31–33.

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

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

13. Островский В.И. Теоретические основы процесса шлифования. – Л.: ЛГУ, 1981. – 143 с.

14. Koshin A.A., Chaplygin B.A., Isakov D.V. Adequacy of the operating conditions of abrasive grains // *Russian Engineering Research*. – 2011. – Vol. 31 (12). – P. 1221–1226.

15. Экспериментальные исследования режимов скоростного шлифования рельсов / А.С. Ильиных, А.С. Пикалов, В.К. Милорадович, М.С. Галай // *Обработка металлов (технология, оборудование,*

инструменты). – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 19–35. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-19-35.

16. Повышение производительности рельсошлифовальных поездов методом скоростного шлифования / А.С. Ильиных, А.С. Пикалов, М.С. Галай, В.К. Милорадович // *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки*. – 2022. – № 4 (216). – С. 46–56. – DOI: 10.17213/15603644202244656.

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

18. A laboratory demonstration of rail grinding and analysis of running roughness and wear / M. Mesaritis, M. Shamsa, P. Cuervo, J. Santa, A. Toro, M. Marshall, R. Lewis // *Wear*. – 2020. – Vol. 456–457. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203379.

19. Satoh Y., Iwafuchi K. Effect of rail grinding on rolling contact fatigue in railway rail used in conventional line in Japan // *Wear*. – 2008. – Vol. 265 (9–10). – P. 1342–1348. – DOI: 10.1016/j.wear.2008.02.036.

20. Modelling and simulation of the grinding force in rail grinding that considers the swing angle of the grinding stone / K. Zhou, H. Ding, S. Zhang, J. Guo, Q. Liu, W. Wang // *Tribology International*. – 2019. – Vol. 137. – P. 274–288. – DOI: 10.1016/j.triboint.2019.05.012.

21. Ильиных А.С., Милорадович В.К., Галай М.С. Исследование влияния компонентов абразивного инструмента на его эксплуатационные свойства при скоростном шлифовании рельсов // *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки*. – 2023. – № 3. – С. 28–37. – DOI: 10.17213/1560-3644-2023-3-28-37.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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

Experimental studies of rail grinding modes using a new high-speed electric drive

Andrey Ilinykh^{1, a, *}, Aleksandr Pikalov^{2, b}, Vladimir Miloradovich^{2, c}, Marina Galay^{1, d}

¹ Siberian Transport University, 191 Dusy Kovalchuk st., Novosibirsk, 630049, Russian Federation

² Moscow Center for Infrastructure Technologies JSC “STM”, 4B Podkopaevsky pereulok, 109028, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-4234-6216>,  asi@stu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-9584-9896>,  pikalov.2023@internet.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-8258-5801>,  vmiloradovich@internet.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-7897-1750>,  galayms@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 03 June 2024

Revised: 17 June 2024

Accepted: 22 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Rail grinding

High-speed electric drive

Grinding modes

Railway track

Funding

The research was carried out with the financial support of subsidies from the Federal Budget for the development of cooperation between Russian educational institutions of higher education, state scientific institutions and organizations of the real sector of the economy in order to implement complex projects to create high-tech industries. The financial support is stipulated by the Decree of the Government of the Russian Federation of April 9, 2010 No. 218 on the topic “High-performance technology for high-speed rail grinding and equipment for its implementation based on intelligent digital modules”, agreement No. 075-11-2022-014 of April 08, 2022.

ABSTRACT

Introduction. The operation of rail grinding is used in railway transport as a preventive measure for the formation and development of defects of contact and fatigue origin, wave wear and deformation of transverse profile rails. Currently, JSC Kaluga Plant “Remputmash”, together with Siberian State University, is developing a new high-capacity rail train named *PHSP 2.0*. *PHSP 2.0* is 3.5 times more productive than existing analogues. *PHSP 2.0* technology is based on high-speed rail grinding, which requires cutting speed up to 100 m/s. The rotation of grinding wheel is controlled by an electric motor. Today there is no industrial electric drive capable of implementing the required characteristics (7,000 rpm, 45 kW, 60 H·m). **The aim of this work is** to study the modes of rail grinding using a new high-speed electric grinding wheel containing a synchronous electric motor with permanent magnets and frequency converter, which feeds motor with an *AC* voltage with an increased frequency and provides control of the grinding wheel rotation speed. **Research methods.** In order to obtain results of operation of the new electric drive in conditions as close as possible to real-world operating modes and the possibility of implementing high-speed grinding technology, research tests were carried out on a specially designed rail-welding machine. The measurement of grinding wheel speed was carried out by the laser tachometer “Megeon 18005”; the assessment of metal removal after mechanical processing was carried out by the profiler rail *PR-03*; the pressure in pneumatic system was measured with pressure transducers of measuring units *VDH 100I-DY1,6-111-0.5*. **Results and discussion.** According to research results, new high-speed electric drive was found to have increased performance due to increased performance and ability to adjust speed of grinding wheel, thus providing the necessary removal of rail head metal with a significant increase in the speed of rail train movement.

For citation: Ilinykh A.S., Pikalov A.S., Miloradovich V.K., Galay M.S. Experimental studies of rail grinding modes using a new high-speed electric drive. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 66–78. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-66-78. (In Russian).

* Corresponding author

Ilinykh Andrey S, D.Sc. (Engineering), Professor
Siberian Transport University,
191 Dusy Kovalchuk st.,
630049, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: +7 383 328-03-92, e-mail: asi@stu.ru

References

1. Funke H. *Rail grinding*. Berlin, Transpress, 1986. 153 p.
2. Fan W., Liu Y., Li J. Development status and prospect of rail grinding technology for high speed railway. *Journal of Mechanical Engineering*, 2018, vol. 54 (22), pp. 184–193. DOI: 10.3901/JME.2018.22.184.
3. Schoch W. Grinding of rails on high-speed railway lines: a matter of great importance. *Rail Engineering International*, 2007, vol. 36 (1), pp. 6–8.
4. Abdurashitov A.Yu., Sukhov V.V. Vliyanie ispol'zovaniya rel'soshlifoval'nykh poezdov na prodlenie zhiznennogo tsikla rel'sa [The impact of the use of rail-grinding trains on the prolongation of the rail life cycle]. *Put' i putevoe khozyaistvo = Railway Track and Facilities*, 2023, no. 8, pp. 20–22.
5. Suslov A.G., Bishutin S.G., Zakharov L.A. Innovatsionnye tekhnologii rel'soobrabotki vysokoskorostnykh zheleznykh dorog [Innovation technologies of rail working for high-speed railways]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2020, no. 8, pp. 11–17. DOI: 10.30987/2223-4608-2020-8-11-17.
6. Verma S., Joseph Selvi B., Yogesh Shah V. Influence of rail grinding operations on the World's Largest Multimodal Network. *International Conference on Advances in Design, Materials, Manufacturing and Surface Engineering for Mobility. SAE Technical Paper*. SAE International, 2022. DOI: 10.4271/2022-28-0560.
7. Liu P., Zou W., Peng J., Xiao F. Investigating the effect of grinding time on high-speed grinding of rails by a passive grinding test machine. *Micromachines*, 2022, vol. 1, p. 2118. DOI: 10.3390/mi13122118.
8. Ilyinykh A.S. Skorostnoe shlifovanie rel'sov v puti [Speed rail grinding]. *Mir transporta = World of Transport and Transportation*, 2011, no. 3, pp. 56–61.
9. Khvostikov A.S. Povyshenie effektivnosti skorostnogo shlifovaniya rel'sov v puti [Improving the efficiency of high-speed grinding of rails in transit]. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii = Modern High Technologies*, 2023, no. 5, pp. 30–35.
10. Taubert M., Pyushel' A. Skorostnoe shlifovanie rel'sov [High-speed grinding of rails]. *Zheleznye dorogi mira*, 2010, no. 7, pp. 31–33. (In Russian).
11. Zenga W., Lib Z., Peib Z., Treadwell C. Experimental observation of tool wear in rotary ultrasonic machining of advanced ceramics. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2005, vol. 45 (12–13), pp. 1468–1473.
12. Doman D., Warkentin A., Bauer R. A survey of recent grinding wheel topography models. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, vol. 46, pp. 343–352. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.05.013.
13. Ostrovskii V.I. *Teoreticheskie osnovy protsessa shlifovaniya* [Theoretical basis of the grinding process]. Leningrad, LGU Publ., 1981. 143 p.
14. Koshin A.A., Chaplygin B.A., Isakov D.V. Adequacy of the operating conditions of abrasive grains. *Russian Engineering Research*, 2011, vol. 31 (12), pp. 1221–1226.
15. Ilyinykh A.S., Pikalov A.S., Miloradovich V.K., Galay M.S. Experimental studies of high-speed grinding rails modes. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 3, pp. 19–35. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-19-35. (In Russian).
16. Ilyinykh A.S., Pikalov A.S., Galay M.S., Miloradovich V.K. Povyshenie proizvoditel'nost rel'soshlifoval'nykh poezdov metodom skorostnogo shlifovaniya [Increasing the performance of rail grinding trains by the method of speed grinding]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Severo-Kavkazskii region. Tekhnicheskie nauki = University News. North-Caucasian Region. Technical Sciences Series*, 2022, no. 4 (216), pp. 46–56. DOI: 10.17213/15603644202244656.
17. Aksenov V.A., Ilyinykh A.S., Galay M.S., Matafonov A.V. Osobennosti formirovaniya tekhnologicheskogo protsessa ploskogo shlifovaniya tortsom kruga pri uprugoi podveske shlifoval'noi golovki [Features of formation of the fl at grinding technological process by an end face of a circle with an elastic suspension grinding head]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2016, vol. 18, no. 4, pp. 34–47. DOI: 10.15593/2224-9877/2016.4.03.
18. Mesaritis M., Shamsa M., Cuervo P., Santa J., Toro A., Marshall M., Lewis R. A laboratory demonstration of rail grinding and analysis of running roughness and wear. *Wear*, 2020, vol. 456–457. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203379.
19. Satoh Y., Iwafuchi K. Effect of rail grinding on rolling contact fatigue in railway rail used in conventional line in Japan. *Wear*, 2008, vol. 265 (9–10), pp. 1342–1348. DOI: 10.1016/j.wear.2008.02.036.

20. Zhou K., Ding H., Zhang S., Guo J., Liu Q., Wang W. Modelling and simulation of the grinding force in rail grinding that considers the swing angle of the grinding stone. *Tribology International*, 2019, vol. 137, pp. 274–288. DOI: 10.1016/j.triboint.2019.05.012.

21. Ilinykh A.S., Miloradovich V.K., Galay M.S. Issledovanie vliyaniya komponentov abrazivnogo instrumenta na ego ekspluatatsionnye svoistva pri skorostnom shlifovanii rel'sov [Study of influence of abrasive tool components on operational properties for high-speed rail grinding]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Severo-Kavkazskii region. Tekhnicheskie nauki = Bulletin of Higher Educational Institutions. North Caucasus Region. Technical Sciences*, 2023, no. 3, pp. 28-37. DOI: 10.17213/1560-3644-2023-3-28-37.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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

Оценка возможности контактно-стыковой сварки оплавлением труб из теплоустойчивой стали 15X5M

Юлия Карлина^{1, а, *}, Владимир Конюхов^{2, 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

^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 622.691

История статьи:

Поступила: 09 июня 2024

Рецензирование: 17 июня 2024

Принята к печати: 28 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Послесварочная термообработка

Отжиг для снятия напряжений

Отпуск, нормализация, термообработка

Сварное соединение

Неоднородная микроструктура

Твердость

Свойства

Контактно-стыковая сварка

АННОТАЦИЯ

Введение. Cr-Mo-стали используются при высоких температурах и давлениях, в том числе в критических компонентах современных сверхкритических и ультрасверхкритических тепловых электростанций. Благодаря уникальной способности выдерживать высокие температуры и давления эти стали также используются в критически важных компонентах ядерных реакторов на быстрых нейтронах. Неоднородность микроструктуры и механических свойств по всему сварному соединению является решающим фактором, приводящим к снижению его работоспособности и преждевременному выходу из строя. Послесварочная термообработка является основным методом улучшения механических свойств. Однако механизм эволюции механических свойств, связанных с неоднородной микроструктурой, после термообработки остается неясным, что затрудняет проектирование процесса термообработки и комплексную оценку его эффекта. **Цель работы:** провести оценку возможности контактно-стыкового способа сварки труб из стали 15X5M, подобрать технологические параметры при контактно-стыковой сварке труб с получением высоких показателей механических свойств. **Методы исследования.** Эксперименты выполнялись на контактно-стыковой машине МСО-201Н. Были проведены механические испытания на статистическое растяжение, анализ химического состава и металлографические исследования. **Результаты и обсуждение.** Технологические параметры контактно-стыковой сварки оплавлением труб, изменяемые в ходе наших исследований, показывают, что давление осадки и припуск на искрение влияют на конечные прочностные свойства сварного стыка. По результатам металлографических исследований можно отметить особенности эволюции микроструктуры. Заметное снижение содержания первичного огрубевшего феррита наблюдается в структуре сварного шва после отпускной термообработки. Применение послесварочной термообработки позволило уменьшить твердость в сварном стыке до уровня нормативных требований. **Представленные результаты.** Влияние термообработки на механические свойства анализируется на основе сравнения режимов термообработки отпуска для снятия напряжений и нормализации с отпуском с точки зрения повышения механических свойств при испытаниях на растяжение. Результаты показывают, что после отпускной термообработки эволюция механических свойств в каждой подзоне сварного соединения является последовательной, т. е. твердость и прочность на разрыв уменьшаются, а ударная вязкость увеличивается. Примечательно, что наиболее существенное повышение вязкости наблюдается в зоне сварного шва, прежде всего за счет значительного уменьшения присутствия доэвтектоидного феррита.

Для цитирования: Карлина Ю.И., Конюхов В.Ю., Опарина Т.А. Оценка возможности контактно-стыковой сварки оплавлением труб из теплоустойчивой стали 15X5M // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 79–93. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-79-93.

Введение

Для эксплуатации электростанции при повышенной температуре и давлении существенно возрастает потребность в материале с высокой

длительной прочностью, высокой теплопроводностью и высокой коррозионной стойкостью [1–8]. Многочисленные важные компоненты теплоэлектростанций, например паропроводы, котлы, теплообменники и другие, работают при повышенных температурах и высоких давлениях. Следовательно, эти компоненты должны быть устойчивы к ползучести и коррозии на протяжении всего срока службы 30–40 лет. За последние полвека рабочая температура пара

*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

в котле выросла с 450 до 568 °С, а давление – примерно в шесть раз, до 25 МПа, что увеличивает мощность котла. Оборудование, используемое для изготовления котла, состоит из коллектора и труб различной конструкции. Для таких компонентов, как сосуды под давлением, требуется низкая температура воды и пара. Сосуды под давлением в основном подвергаются воздействию пара и воды от котла, а также дымовых газов от экономайзеров, стенок печи, подогревателей и пароперегревателей. Компоненты в основном изготавливаются из стальных труб небольшого диаметра.

Повышение теплового КПД электростанций за счет увеличения рабочей температуры и давления пара, поступающего в турбину, привело к разработке новейшей категории жаропрочных сталей. Наиболее часто используемыми материалами на электростанциях, работающих при высоких температурах и высоком давлении, являются ферритная/мартенситная сталь с повышенной стойкостью к ползучести, суперсплавы на основе никеля и аустенитная нержавеющая сталь [1–5]. Потенциальными материалами-кандидатами для ультрасверхкритических электростанций являются сплавы на основе Ni, такие как сплав инокель 617, сплав 625 и сплав 740 [3, 4]. Эти сплавы на основе Ni обладают превосходной коррозионной стойкостью, хорошей стойкостью к окислению и высоким пределом ползучести при температуре 650 °С. Однако поскольку Ni, Cr и Mo являются ключевыми легирующими элементами в этих сплавах, то сплавы на основе Ni дорогостоящие [5–9]. Кроме того, они технически сложны в изготовлении.

В середине 1960-х годов стали с содержанием 12 % CrMoV были разработаны для изготовления тонкостенных и толстостенных компонентов электростанций. Рабочая температура таких компонентов составляла 565 °С. Предел ползучести сталей с содержанием 12 % CrMoV был получен путем упрочнения твердого раствора и дисперсионного упрочнения. В современных котлах используются хромомолибденовые стали 5Cr-1Mo, 9Cr-1Mo, модифицированные стали 9Cr-1Mo с Nb, V, W или 12Cr, обладающие лучшими термическими и механическими свойствами по сравнению с аустенитными нержавеющими сталями серии 300.

Отечественные аналоги – сталь 15X5M и ее модификации 15X5МФ и 12X8ВФ [10, 11]. Хром (Cr), вольфрам (W) и молибден (Mo) являются основными легирующими элементами, присутствующими в стали и обеспечивающими лучшее сопротивление ползучести при повышенных температуре и давлении. Прочность хромомолибденовых сталей обусловлена высокой плотностью дислокаций. Материалы размягчаются по мере уменьшения плотности дислокаций – например, когда дислокации движутся, встречаются и аннигилируют друг друга. Стали с содержанием Cr от 2–13 % сохраняют плотность дислокаций при высоких температурах и, следовательно, прочность, поскольку микроструктура замедляет движение дислокаций. Дислокациям трудно пересечь границы зерен, а карбиды и выделения по границам зерен относительно неподвижны и вызывают закрепление дислокаций, как показано в работах [2–5].

Ползучесть – это термически активируемый процесс. Его определяют как медленную нестационарную деформацию материала под действием постоянной нагрузки. Требования к высокой рабочей температуре и давлению, предъявляемые к современному энергоблоку, приводят к разработке ферритных и мартенситных сталей с повышенной стойкостью к высокотемпературной ползучести (CSEF). Для атомных и тепловых электростанций ферритные стали с повышенной прочностью ползучести (CSEF) считаются лучшим материалом по сравнению с аустенитной нержавеющей сталью из-за ее низкого коэффициента теплового расширения, хорошей теплопроводности и высокой прочности при ползучести. Ползучесть возникает вследствие длительного воздействия на материал постоянного приложенного напряжения ниже предела текучести материала. Необходимо знать механические свойства стали, включая снижение модуля Юнга, предел текучести и снижение предела прочности при различных уровнях напряжения и повышенных температурах. Чтобы выявить механические свойства при повышенных температурах, необходимо установить взаимосвязи «напряжение – деформация». В настоящее время для изменения механических свойств при высоких температурах используются испытания как в установившемся состоянии, так и в переходном. При этом зависящие от температу-

ры физические механизмы, такие как объемная диффузия, дислокации скольжения и переползания, являются реакцией на явления ползучести в кристаллическом материале.

Сварка плавлением (ручная дуговая, в защитных газах, под слоем флюса) – это обычно используемый процесс сварки стали 15Х5М и ее модификаций 15Х5МФ и 12Х8ВФ, который включает в себя интенсивное тепловложение и его рассеивание за счет теплопроводности в основной металл [6–9]. Предварительный нагрев при сварке теплоустойчивых сталей, склонных к закалке, помогает обеспечить качество сварного шва и снижает вероятность образования трещин. Перед сваркой труб или пластин из стали толщиной до 20 мм и более в цехах или на местах, как правило, используется предварительный нагрев до 300...450 °С [11–18]. За процессом сварки обычно следует индукционная термообработка с целью замены грубой микроструктуры, связанной с подводом большого количества тепла во время операции соединения, более мелкими зернами предварительного аустенита и мелкими ферритными фазами.

Это связано с тем, что микроструктура, прилегающая к зоне сплавления, при быстром охлаждении трансформируется в такие твердые фазы, как мартенсит и бейнит. Эти твердые фазы приводят к низкой ударной вязкости и высоким показателям твердости материала из-за содержания значительного количества остаточных напряжений. Таким образом, для сварных швов труб необходим дополнительный цикл послесварочной термообработки, чтобы восстановить механические свойства и снизить вероятность хрупкого разрушения в зоне соединения. Наиболее широко используемым режимом послесварочной обработки является цикл нормализации. Нормализующая обработка позволяет значительно улучшить характеристики выравнивания сварного шва, однако параметры процесса включают в себя максимальную температуру нагрева, скорость нагрева, время выдержки и начальную температуру водяного охлаждения. Помимо нормализующей обработки для повышения ударной вязкости трубопровода проводят вторичную нормализацию, закалку и отпуск, закалку и другие термомеханические обработки [4, 12–19].

Хотя сварка сталей с высоким содержанием хрома стала хорошо известным методом, кото-

рый широко используется в традиционной энергетике, характеристики сварных швов сталей с высоким содержанием Cr и Cr-Mo по-прежнему часто считаются фактором, ограничивающим срок службы при высоких температурах. Фактически высокий процент отказов в энергетике, как сообщается, связан со сваркой [4–9]. Более того, несмотря на обширный опыт сварки сталей с высоким содержанием хрома, многие сертифицированные процедуры сварки были разработаны для конкретных применений, а условия окружающей среды новых применений могут сильно повлиять на сварной шов.

В работе [19] проведен анализ на основе мирового опыта отказов по причине неправильного способа термообработки теплоустойчивых сталей после сварки. Делается вывод, что повреждение ползучести и наблюдаемые механизмы растрескивания возникли в результате высокой степени механического напряжения, испытываемого разрушенной трубой в зоне термического влияния (ЗТВ), непосредственно прилегающей к сварному шву трубы [20].

Одним из решений этой проблемы является разработка нового материала, микроструктура в ЗТВ которого аналогична микроструктуре основного металла. Это было достигнуто, например, за счет добавления бора [5–7]. Для достижения хорошего качества сварных соединений используются несколько эффектов: оптимизация процедуры и параметров сварки, разработка подходящего присадочного металла и применение послесварочной термообработки. В настоящее время проводятся исследования по разработке новых процессов сварки (лазерной, электронно-лучевой, сварки трением) для улучшения характеристик стали 15Х5М и ее модификаций 15Х5МФ и 12Х8ВФ; это является перспективным направлением [6–9, 12–33].

Например [22], стыковая сварка магнитно-импульсной дугой (МИАВ) – метод соединения, который заменяет традиционные методы сварки, такие как контактная сварка, сварка трением, оплавление и стыковая сварка. Это твердотельный процесс, при котором вращающаяся дуга нагревает торцы трубок, после чего следует процессковки, завершающий соединение заготовок. Плотность магнитного потока и ток взаимодействуют, создавая силу Лоренца, которая заставляет дугу двигаться вдоль прилегающих

поверхностей. Установлено, что этот процесс обеспечивает высокую прочность на разрыв и бездефектные сварные швы в черных материалах, и по этой причине он преимущественно используется в автомобильной промышленности для соединения металлических труб. Кроме того, эту процедуру соединения можно применять при изготовлении котлов, теплообменников, печных трубопроводов в нефтехимической промышленности и при производстве других критически важных для безопасности деталей машин высокого давления. Применяя сварку (МПАВ), можно за 10...15 с выполнять соединения труб наружным диаметром от 75 до 450 мм и толщиной стенки до 10...35 мм [22].

Однако, как считают многие исследователи [1, 5, 8, 9, 15], работники электростанций могут медлить с внедрением новых материалов и новых методов сварки по ряду причин, включая разработку новых отраслевых норм и стандартов [11], а также уверенность в долговременной работе уже смонтированных сварных узлов в машинах и механизмах.

В то же время хорошо известный способ – контактно-стыковая сварка труб оплавлением – широко применяется в котлостроении, трубопроводном строительстве и производстве нефтяного оборудования. В зависимости от сечения и материала трубы выбирается непрерывная или оплавляющая сварка с предварительным подогревом.

В данной статье представлены результаты исследований по контактно-стыковой сварке оплавлением труб из стали 15Х5М. **Цель работы:** провести оценку возможности контактно-стыкового способа сварки труб из стали 15Х5М и подобрать технологические параметры контактно-стыковой сварки труб с получением высоких показателей механических свойств.

Материалы и методы исследований

Базовым материалом, использованным в данном исследовании, была бесшовная труба наружным диаметром 25 мм и толщиной стенки 2,5 мм. Материалом труб служила сталь 15Х5М (табл. 1), поставляемая в нормализованном и отпущенном состоянии в соответствии с ГОСТ 550–75. При анализе химического состава материалов труб использовались следующие средства измерений и испытательное оборудование: спектрометр рентгеновский СРМ-25 и экспресс-анализатор на углерод АН-7529. Механические свойства в состоянии поставки представлены в табл. 2. Для определения механических свойств стали из образца труб было отобрано три пробы в соответствии с отраслевыми нормативами [11].

Для сварки использовали машину контактной стыковой сварки МСО-201Н, сила сварочного тока составляла 7400...8000 А. Процесс контактной сварки труб показан на рис. 1.

В ходе проведения исследований рассматривали образцы после сварки и после дополнительной термообработки. Режимы термообработки образцов сваренных труб: температура нормализации 950...1000 °С, отпуска – 780...800 °С. Термообработка проводилась на индукционной установке МГЗ-102 с частотой тока 2500 Гц в кольцевом разъемном одновитковом индукторе с внутренним диаметром 40 мм и шириной 30 мм. Режимы отпуска (температура 500...600 °С) подбирались экспериментальным путем за счет изменения силы тока в диапазоне 25...30 А и регулировки напряжения возбуждения генератора 180...200 В, при этом мощность составляла 5...6 кВт. В режиме проведения нормализации (850...1000 °С) сила тока была в диапазоне 50...60 А, напряжение возбуждения генератора 350...370 В, мощность составляла

Таблица 1

Table 1

Химический состав труб для сварки
Chemical composition of pipes for welding

Марка стали / Steel grade	Содержание элементов, % / Elemental content, %							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P
15Х5М по ГОСТ 20072–74 / 0.15C-5Cr-Mo According to GOST 20072-74	< 0,15	< 0,5	< 0,5	4,5...6,0	0,45...0,60	<< 0,6	< 0,025	< 0,030
По факту / In fact	0,1	0,35	0,22	5,51	0,52	0,35	0,012	0,012

Механические свойства трубы из стали 15X5M
Mechanical properties of 0.15C-5Cr-Mo steel pipe

Сортамент / Assortment	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа, не менее / Yield strength, $\sigma_{0,2}$, МПа, min	Временное сопротивление разрыву, σ_B , МПа, не менее / Ulti- mate strength, σ_B , МПа, min	Относительное удлинение при разрыве, δ_5 , %, не менее / Percentage elongation, δ_5 , %, min	Относительное сужение, ψ , %, не менее / Percentage reduction of area, ψ , %, min	Твер- дость, НВ, не более / Hardness, HB, max
Труба по ГОСТ 550–75 / Pipe according to GOST 550-75	216	421	22	50	170
По факту / In fact	220	450	25	54	128



Рис. 1. Сварка труб на установке МСО-201Н

Fig. 1. Pipe welding on the MCO-201H machine

17,5...22,2 кВт. Влияние параметров сварки на термические циклы сварного шва, микроструктуру и механические свойства соединений исследовали путем изменения давления осадки, припуска осадки и времени тока осадки при условии постоянства основных параметров. Эффективность и характер разрушения различных сварных труб оценивались путем проведения испытаний на механическое растяжение на электромеханической испытательной машине Instron грузоподъемностью 1000 кН. Твердость согласно требованиям ГОСТ на теплоустойчивые стали определяли на твердомере Бринелля ИТБ-3000-III-АЖП. Сварные образцы подвергались испытанию на сплющивание и загиб, которое являлось испытанием контроля качества для оценки пластичности и целостности сты-

кового сварного соединения. Микроструктуры определяли с помощью оптического микроскопа MET-2 и растрового электронного микроскопа JEOL JIB-4501, оснащенного спектрометром энергодисперсионной спектроскопии (EDS) модели Bruker X / Flash 6/60 и X-спектрометром, а также оснащенного детектором дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD). Полученные данные были проанализированы с помощью программного обеспечения HKL Channel 5.

Результаты исследований

Основной металл (рис. 2) по структуре содержит феррит и равномерно по всей площади шлифа – зернистые карбиды в виде включений до 1 мкм. Известно, что часть молибдена находится в феррите, в карбидах находятся хром и углерод, именно этот факт обеспечивает теплоустойчивость стали [1–5]. Было замечено, что основной материал состоит в основном из зерен α -феррита с распределенным вокруг него некоторым количеством Fe_3C . Зона термического влияния представляла собой область, в которой повышенная температура была достаточно высокой (но ниже температуры плавления), чтобы изменить микроструктуру. Во время сварки основной материал из-за повышенной температуры трансформировался в более мелкие равноосные зерна в зоне ЗТВ. Новые зерна зарождались и росли на границах зерен. Однако кратковременность процесса сварки ограничивала рост зерна.

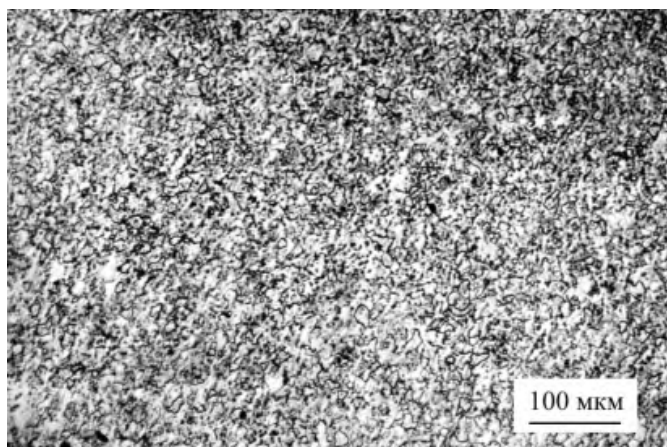


Рис. 2. Микроструктура основного металла

Fig. 2. Base metal microstructure

В сварных трубах без термообработки в зоне сварного стыка на расстоянии по 7 мм в обе стороны основная структура – сорбит, имеются также отдельные области игольчатого бейнита (рис. 3). Как и ожидалось, размер зерен вблизи линии сплавления был значительно больше, чем в удаленной зоне. Особенностью бейнитного феррита было то, что феррит рос от границы зерен предшествующего аустенита к внутреннему зерну и образовывал параллельные рейки. Бейнитный феррит возник в результате смеси сдвиговых и диффузионных превращений при высокой скорости охлаждения. Твердость металла составляет 295...321 НВ.

В переходной зоне к основному металлу на расстоянии 10...12 мм находится структура сорбита и феррита (рис. 4). Микроструктура представляет собой равноосную мелкозернистую

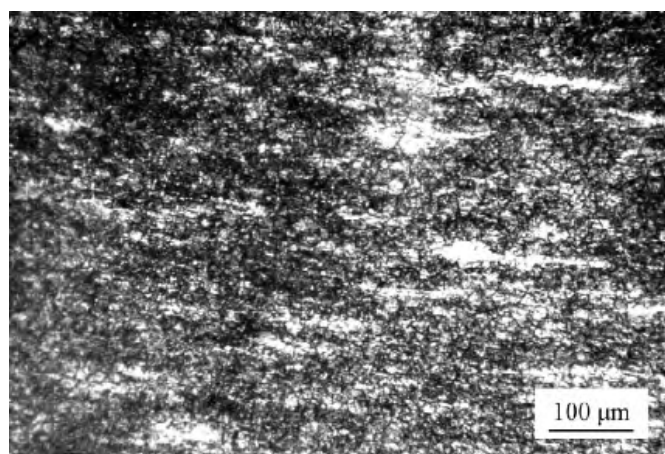


Рис. 4. Микроструктура металла в переходной зоне к основному металлу

Fig. 4. Microstructure of metal in the transition zone to the base one

микроструктуру вследствие динамической рекристаллизации. При этом размер ферритного зерна по сравнению с основным металлом уменьшился с 25 мкм примерно до 4 мкм, а твердость снизилась до 180...235 НВ. По мере продвижения (при исследовании на оптическом микроскопе) по ЗТВ к основному металлу структура сорбита и феррита плавно переходит в структуру основного металла «феррит + зернистые карбиды» (рис. 2).

После местной термообработки сварного стыка в режиме отпуска по линии сплавления формируется структура «феррит + сорбит» (рис. 5). Протяженность этой зоны 0,5 мм. Твердость в этой зоне 134...150 НВ.

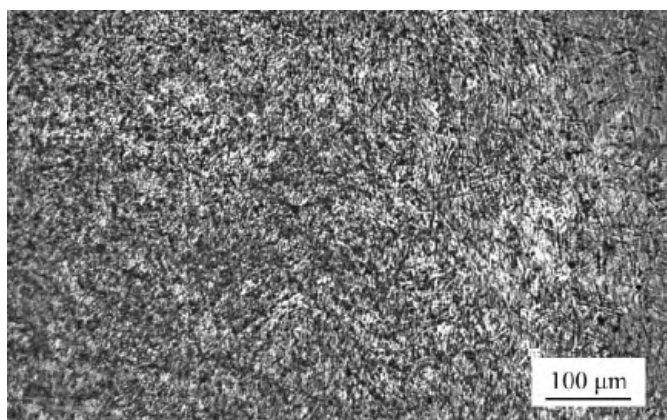


Рис. 3. Микроструктура металла сварных труб в зоне стыка на расстоянии по 7 мм

Fig. 3. Microstructure of welded pipe metal in the joint zone at a distance of 7 mm each

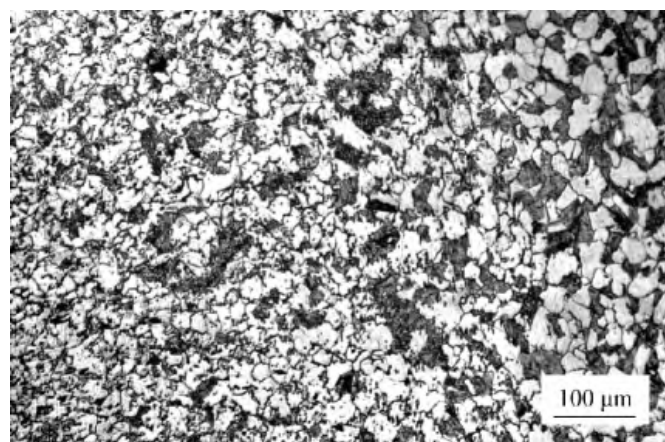


Рис. 5. Микроструктура металла в районе стыка после отпуска

Fig. 5. Microstructure of metal in the joint area after tempering

После местной термообработки сварного стыка по режиму «нормализация + отпуск» структуры в зоне стыка (рис. 6) и ЗТВ по 15 мм от оси состоят из сорбита и поля феррита с твердостью в этой зоне 207...212 НВ. В этой области происходит снижение значений твердости из-за присутствия феррита.

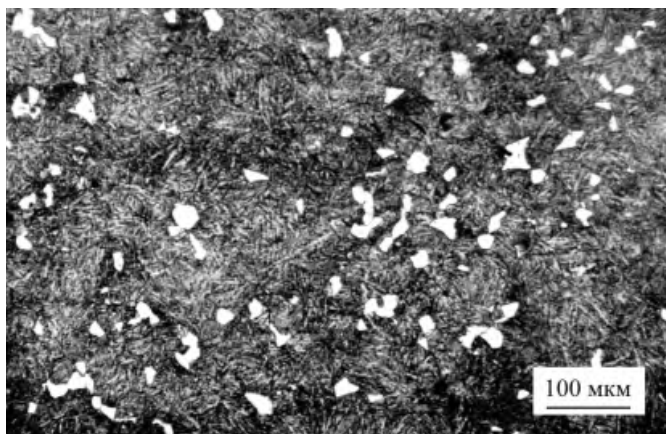


Рис. 6. Микроструктура металла в зоне термического влияния после нормализации и отпуска

Fig. 6. Microstructure of metal in HAZ after normalization and tempering

На рис. 7 показано распределение твердости по сварному стыку после сварки, после сварки и отпуска, а также после сварки и комплексной термообработки «нормализация + отпуск». Видно, что термообработка сварного стыка существенно снижает твердость.

На рис. 8 визуальны показаны результаты испытаний на сплющивание и изгиб сварных образцов. Как сварной, так и образец основного

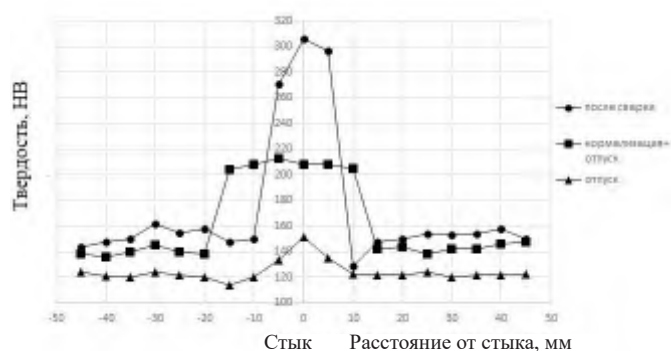


Рис. 7. Распределение твердости по сварному стыку после различных обработок

Fig. 7. Hardness distribution in the welded joint after various treatment modes

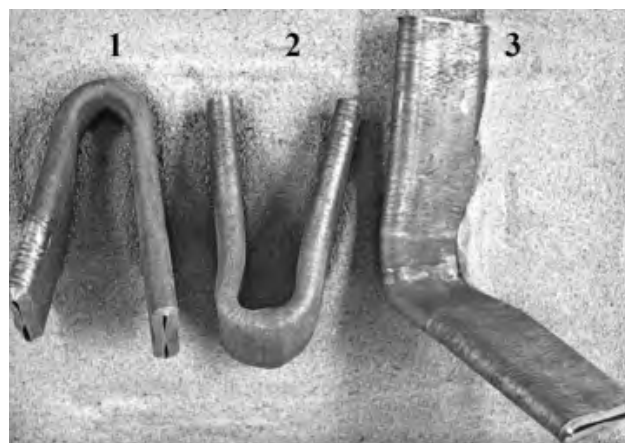


Рис. 8. Сварные стыки труб после испытания на сплющивание + изгиб:

1 – исходная труба; 2 – сваренная труба в состоянии после отпуска; 3 – сваренная труба в состоянии после нормализации с отпуском

Fig. 8. Welded pipe joints after flattening + bending test:

1 – original pipe; 2 – welded pipe in condition after tempering; 3 – welded pipe in condition after complex heat treatment normalization + tempering

материала выдержали испытание на изгиб без видимых дефектов и трещин. Угол загиба труб в исходном состоянии и после местной термообработки по режиму отпуска составил 180°. В то же время после операции нормализации с отпуском угол загиба уменьшился и составил всего 45...70°.

Прочность на разрыв сварных соединений, выполненных с различными параметрами сварки, указана в табл. 3 по результатам испытаний трех образцов в каждой серии. По результатам испытаний предел прочности соединений из стали 15Х5М лежит в пределах 400...470 МПа, что значительно выше значений для основного металла. При испытаниях на растяжение разрушение металла трубы из стали 15Х5М происходило на расстоянии 60...70 мм от стыка.

Результаты и их обсуждение

Технологические параметры контактно-стыковой сварки оплавлением труб, изменяемые в ходе наших исследований, показывают, что давление осадки и припуск на искрение влияют на конечные прочностные свойства сварного стыка (табл. 3). Стыковая сварка оплавлением представляет собой двухэтапный процесс контактной электросварки. На начальном этапе сварки две

Таблица 3

Table 3

Прочность на разрыв сварных соединений из стали 15X5M, выполненных с разными параметрами сварки

Ultimate strength of 0.15C-5Cr-Mo steel welded joints made with different welding parameters

№ серии / Series no.	1	2	3
Припуск на этапе искрения, мм / Sparking allowance, mm	12	6	12
Давление осадки, МПа / Upsetting pressure, MPa	120	120	140
Припуск на осадку, мм / Upsetting allowance, mm	18	18	18
Время тока осадки, с / Upsetting current time, s	5	5	5
Предел прочности, МПа, среднее из трех образцов / Ultimate strength, MPa, average of three specimens	398	405	470

свариваемые детали полностью нагреваются, чтобы получить соответствующую способность к пластической деформации. Процесс осадки: после завершения процесса оплавления к соединению была приложена достаточная сила осадки, чтобы закрыть зазор между прилегающими поверхностями и удалить жидкий металл, а также оксидные включения. Стадия осадки наступает, когда два торца сближаются под действием осевой силы с контролируемой скоростью. Между тем в соединении произошла определенная пластическая деформация, что привело к динамической рекристаллизации и рекристаллизации в процессе осадки с образованием прочного соединения. Термические циклы сварки имеют высокие пиковые температуры и высокие скорости нагрева и охлаждения. При увеличении припуска на искрение с 6 до 12 мм скорость нагрева (пиковая температура / время нагрева) снижается. Во время мгновенного нагрева чем больше допуск на вспышку, тем больше времени требуется для достижения пиковой температуры, что приводит к снижению скорости нагрева. В процессе охлаждения время $t_{8/5}$ увеличивается с 26,0 до 32,5 с, так как припуск на осадку увеличивается с 12 до 16 мм, что можно объяснить увеличением погонной энергии при сварке.

При стыковой сварке оплавлением граница раздела обоих образцов труб была нагрета до температуры плавления, большая часть образовавшегося жидкого металла выплеснулась из границы раздела, а оставшийся жидкий металл образовал очень мелкие зерна. Пиковые температуры в ЗТВ находились в диапазоне солидус – ликвидус, поэтому ее ширина также была огра-

ниченна. В зависимости от пиковых температур и микроструктурных характеристик нагретые образцы труб можно разделить на четыре зоны: расплавленную, полурасплавленную, крупнозернистую и мелкозернистую.

По результатам металлографических исследований выделим следующие особенности эволюции микроструктуры. Заметное снижение содержания первичного огрубевшего феррита наблюдается в структуре сварного шва после отпускной термообработки. Следует отметить, что блочный первичный огрубевший феррит по границам зерен всегда рассматривается как основной фактор, способствующий быстрому распространению трещин и снижению ударной вязкости. Следовательно, можно предположить, что общие характеристики сварного шва могут быть значительно улучшены. В крупнозернистой зоне термического влияния с правой стороны от линии сплавления часть бейнита подвергается распаду, и характерная пластинчатая структура феррита становится менее отчетливой, что приводит к более однородному распределению микроструктуры. После термообработки (отпуска) сварного стыка размер зерен в мелкозернистой зоне увеличивается за счет распада части перлита, а феррит увеличивается в размерах (рис. 6). В зоне основного металла существенного изменения размера зерен не происходит, но содержание перлита заметно снижается.

При анализе результатов рис. 7 установлено, что распределение микротвердости по сварным соединениям в режимах термообработки после сварки «отпуск» и «нормализация + отпуск», отжига и отпускной термообработки существенно

снижается. Общая тенденция по размерам областей ЗТВ выглядит следующим образом: область сварного шва больше зоны термического влияния, которая, в свою очередь, больше зоны основного материала. Эта разница в твердости по сварному стыку и ЗТВ в совокупности отражается в вариациях содержания элементов, микроструктуры и размера зерен в разных микроразонах сварного соединения. Точнее, зона сварного шва обладает наибольшей микротвердостью из-за более высокого содержания таких элементов, как Mn и Si, которые играют важную роль в упрочнении твердого раствора. Кроме того, микроструктура зоны сварного шва состоит преимущественно из бейнита и феррита, что также обуславливает наиболее высокую микротвердость. Во время стыковой сварки оплавлением зона нагрева выше температуры 1300° С (WZ) испытала термический цикл с более высокой пиковой температурой и большей пластической деформацией, вызванной движением дислокаций, в результате чего в этой зоне произошла динамическая рекристаллизация и рекристаллизация. Известно, что пластическая деформация, испытываемая в зоне сварного стыка, имела тенденцию к увеличению количества дислокаций, в то время как количество дислокаций имело тенденцию к уменьшению во время динамической рекристаллизации и процесса рекристаллизации. Зона термического влияния имеет микроструктуру, аналогичную зоне основного металла, но относительно меньшие размеры зерен, что приводит к более высоким значениям твердости. Кроме того, после термообработки в режиме отпуска происходит значительное снижение микротвердости по всему сварному соединению. Уменьшается разница в твердости между разными зонами, особенно между зоной термического влияния и зоной основного металла. В сочетании с наблюдением за микроструктурой предполагается, что снижение твердости происходит главным образом за счет частичного распада бейнита и перлита, а также роста областей феррита (рис. 6), обладающих меньшей твердостью, и за счет образования структур отпуска.

Анализ кривых растяжения-деформации при испытаниях трубных образцов показал, что окончательное разрушение происходило в зоне основного материала образцов как в условиях термообработки по режиму нормализации с от-

пуском, так и в условиях режима отпуска. Причин может быть две: во-первых, содержание легирующих элементов в сварочном шве выше, чем в основном металле (как показано в табл. 3), что указывает на более высокую прочность полученного сварного шва по сравнению с прочностью основного металла труб. Во-вторых, крупнозернистая область в зоне термического влияния испытывает упрочнение сплава за счет диффузии элементов из металла шва, в то время как мелкозернистая зона, характеризующаяся малыми и равномерно распределенными размерами зерен, способствует упрочнению в зоне термического воздействия. В результате общая прочность зоны термического влияния выше, чем у основного металла.

В ходе исследований показано, что процесс контактно-стыковой сварки оплавлением формирует закалочные структуры типа игольчатого бейнита с твердостью 380 HB в сварном стыке и ЗТВ, увеличивая прочность, но ограничивая пластичность, как это видно из испытаний на растяжение и оптического микроскопического анализа. Измерения твердости четко подтверждают эти результаты, показывая увеличение твердости в зоне сварного стыка и ЗТВ образцов. Тем не менее при испытаниях на изгиб трещин зарегистрировано не было, но высокая твердость сварного шва перемещает центр изгиба от сварного шва к основному материалу.

Значения твердости образцов после сварки несколько увеличились за счет образования бейнита в ЗТВ. Быстрое охлаждение в ЗТВ, где температура (в процессе сварки) была выше Ac3, может способствовать образованию в сварном соединении твердых фаз, таких как мартенсит и бейнит. Значения твердости после сварки составили 310 HB. Это связано с тем, что микроструктура, полностью преобразованная в реечную, имела высокую плотность дислокаций. Однако поскольку преобладал бейнит, то реечный мартенсит практически не наблюдался. В процессе нормализации происходило восстановление и рост зерна, тогда как значения твердости уменьшались по сравнению с твердостью образца после сварки (рис. 7). После отпуска значения твердости были примерно на 130...150 HB ниже по сравнению со значениями твердости образца после сварки. На рис. 7 показаны изменения твердости, происходящие в зоне сплавления

и ЗТВ при отпуске и нормализации с отпуском. При повышении температуры отпуска до 600 °С твердость снижалась, но при дальнейшем повышении температуры сохранялась стабильной. Следовательно, можно понять, что 600 °С может быть лучшей температурой отпуска с точки зрения твердости.

Таким образом, очевидно, что после контактно-стыковой сварки труб из стали 15X5M образующиеся в ЗТВ структуры типа бейнита повышают прочностные свойства сварного стыка и твердость, поэтому требуется дополнительно проводить термообработку стыка. Стоит отметить, что в образцах не ощущалось никакого эффекта холодного растрескивания из-за времени ожидания между процессом сварки и последующей термообработкой.

В представленной работе исследовано влияние послесварочной термообработки на микроструктуру и механические свойства различных трубных сварных соединений 15X5M. В дальнейших исследованиях мы планируем разработать практическую технологию с оптимальными режимами сварки и термообработки с целью внедрения в реальное производство.

Закключение

1. Установлено, что трубы из стали 15X5M размером 25×2,5 мм при контактно-стыковой сварке оплавлением имеют удовлетворительную свариваемость по причине образования бейнитных структур повышенной твердости в зоне стыка. Учитывая теплофизические свойства материала труб, контактную сварку оплавлением необходимо проводить на жестких режимах с максимальным давлением осадки.

2. Показано, что твердость является важным индикатором, отражающим изменения микроструктуры в сварном стыке. Изменения прочности показывают положительную корреляцию с изменениями твердости, тогда как изменения пластичности демонстрируют отрицательную корреляцию с изменениями твердости. Таким образом, определение твердости можно использовать на инженерных объектах для оценки эффективности послесварочной термообработки в повышении свойств сварного соединения.

3. Для получения требуемых механических свойств сварных стыков труб из стали 15X5M,

выполненных контактно-стыковой сваркой оплавлением, необходимо проводить локальную термообработку по режимам отпуска или нормализацию с отпуском.

Список литературы

1. Effect of temperature range on thermal-mechanical fatigue properties of P92 steel and fatigue life prediction with a new cyclic softening model / J.-b. Wen, C.-Y. Zhou, X. Li, X.-M. Pan, L. Chang, G.-D. Zhang, F. Xue, Y.-F. Zhao // *International Journal of Fatigue*. – 2019. – Vol. 129. – P. 105226. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105226.
2. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and hardness of P92 steel in IN740H/P92 dissimilar weld joints / W. Seo, J. Suh, J.H. Shim, H.S. Lee, K.B. Yoo, S. Choi // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 160. – P. 110083. – DOI: 10.1016/j.matchar.2019.110083.
3. Kumar A., Pandey C. Some studies on dissimilar welds joint P92 steel and Inconel 617 alloy for AUSC power plant application // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2022. – Vol. 198. – P. 104678. – DOI: 10.1016/j.ijpvp.2022.104678.
4. Dak G., Pandey C. A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 58. – P. 377–406. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.019.
5. Masuyama F. Low-alloyed steel grades for boilers in ultra-supercritical power plants // *Materials for ultra-supercritical and advanced ultra-supercritical power plants*. – Woodhead Publ., 2017. – P. 53–76. – DOI: 10.1016/B978-0-08-100552-1.00002-6.
6. Status of development of VM 12 steel for tubular applications in advanced power plants / J. Gabrel, W. Bendick, B. Vandenberghe, B. Lefebvre // *Energy Materials*. – 2006. – Vol. 1 (4). – P. 218–222. – DOI: 10.1179/174892406X173657.
7. Creep-fatigue life evaluation for grade 91 steels with various origins and service histories / H. Shigeyama, Y. Takahashi, J. Siefert, J. Parker // *Metals*. – 2024. – Vol. 14 (2). – P. 148. – DOI: 10.3390/met14020148.
8. Обеспечение технологической прочности сварных соединений из мартенситных хромистых сталей типа 15X5M / А.А. Халимов, Н.В. Жаринова, А.Г. Халимов, А.М. Файрушин // *Нефтегазовое дело*. – 2012. – Т. 10, № 3. – С. 102–108.
9. Халимов А.А., Жаринова Н.В. Оптимизация технологии высокотемпературной термической обработки сварных соединений из хромистых жаропрочных сталей // *Технология машиностроения*. – 2009. – № 10. – С. 19–25.



10. ГОСТ 20072–74. Сталь теплоустойчивая. Технические условия. – М.: Изд-во стандартов, 1974. – 19 с.
11. РД 153-34.1-003-01. Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования (РТМ-1с): утв. Минэнерго России 02.07.2001. – СПб.: ДЕАН, 2002. – 463 с.
12. Полуавтоматическая сварка в среде углекислого газа стали типа 15X5M (временная инструкция) / А.Р. Исаков, Ю.С. Медведев, Н.М. Королев, Р.С. Зайнуллин, А.Г. Халимов, И.М. Кутлуев, Ю.А. Черных, А.Ф. Тишкин. – М.: ЦИНТИхимнефтемаш, 1992. – 8 с.
13. Ручная электродуговая сварка с регулированием термических циклов конструктивных элементов нефтехимического оборудования из закаливающих сталей типа 15X5M: РТМ 26-17-076-87. – М.: Минхиммаш, 1987. – 26 с.
14. Тукаев Р.Ф., Файрушин А.М., Кучуков Т.М. Совершенствование технологии изготовления узла «труба – трубная решетка» кожухотрубчатого теплообменного аппарата из жаропрочной стали 15X5M применением лазерной сварки // Современное машиностроение. Наука и образование. – 2013. – № 3. – С. 1179–1185.
15. Оценка коррозионной стойкости комбинированных соединений труб с трубной решеткой, полученных с применением различных способов сварки / А.С. Токарев, Д.В. Каретников, Р.Г. Ризванов, С.Е. Черепашкин, Д.Ш. Муликов // Нефтегазовое дело. – 2019. – № 6. – С. 114–133. – DOI: 10.17122/ogbus-2019-6-114-133.
16. 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.
17. 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.
18. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM) // A.E. Balanovskiy, N.A. Astafyeva, V.V. Kondratyev, Y.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2022. – 24. – P. 67–73. – DOI: 10.17580/cisr.2022.02.10.
19. Study of the effect of nanomodifiers from silicon production wastes on morphological form of gray cast iron graphites / A.E. Balanovskiy, A.I. Karlina, A.D. Koslov, Y.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2021. – Vol. 21. – P. 64–69. – DOI: 10.17580/cisr.2021.01.11.
20. Fabricius A., Jackson P.S. Premature grade 91 failures – worldwide plant operational experiences // Engineering Failure Analysis. – 2016. – Vol. 66. – P. 398–406.
21. Optimization study of post-weld heat treatment for 12Cr1MoV pipe welded joint / Z. Liu, X. Hu, Z. Yang, B. Yang, J. Chen, Y. Luo, M. Song // Metals. – 2021. – Vol. 11 (1). – P. 127. – DOI: 10.3390/met11010127.
22. Effect of post-weld heat treatment on the toughness of heat-affected zone for grade 91 steel / B. Silwal, L. Li, A. Deceuster, B. Griffiths // Welding Journal. – 2013. – Vol. 92 (3). – P. 80s–87s.
23. Critical review on magnetically impelled arc butt welding: challenges, perspectives and industrial applications / M. Chaturvedi, A. Vendan Subbiah, G. Simion, C.C. Rusu, E. Scutelnicu // Materials. – 2023. – Vol. 16. – P. 7054. – DOI: 10.3390/ma16217054.
24. 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.
25. Research on the possibility of lowering the manufacturing accuracy of cycloid transmission wheels with intermediate rolling elements and a free cage / E.A. Efremkov, 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.
26. 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.
27. 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.
28. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings / E.A. Zverev, V.Y. Skeebe, P.Y. Skeebe, I.V. Khlebova // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2017. – Vol. 87 (8). – P. 082061. – DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.
29. Скиба В.Ю. Гибридное технологическое оборудование: повышение эффективности ранних стадий проектирования комплексированных металлообрабатывающих станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2019. – Т. 21, № 2. – С. 62–83. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83.
30. Исследование процесса автоматического управления сменой полярности тока в условиях гибридной технологии электрохимической обработки корро-

зионностойких сталей / М.А. Борисов, Д.В. Лобанов, А.С. Янюшкин, В.Ю. Скиба // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22, № 1. – С. 6–15. – DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15.

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

32. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill / R.R. Adigamov, K.A. Baraboshkin, P.A. Mishnev, A.I. Karlina // CIS Iron and Steel Review. – 2022. – Vol. 24. – P. 60–66. – DOI: 10.17580/cisir.2022.02.09.

33. 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.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Assessment of the possibility of resistance butt welding of pipes made of heat-resistant steel 0.15C-5Cr-Mo

Yulia Karlina^{1, a, *}, Vladimir Konyukhov^{2, 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

^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: 09 June 2024

Revised: 17 June 2024

Accepted: 28 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Post-weld heat treatment

Stress-relief annealing

Tempering, normalization, heat treatment

Welded joint

Heterogeneous microstructure

Hardness

Properties

Flash butt welding

ABSTRACT

Introduction. Cr-Mo steels are used in high-temperature and high-pressure applications, including critical components of modern supercritical and ultra-supercritical thermal power plants. Due to its unique ability to withstand high temperatures and pressures, these steels are also used in critical components of fast breeder nuclear reactors. The heterogeneity of the microstructure and mechanical properties throughout the welded joint is a decisive factor leading to a decrease in its performance and premature failure. Post-weld heat treatment is the main method for improving mechanical properties. However, the mechanism for the evolution of mechanical properties associated with heterogeneous microstructure after heat treatment remains unclear, which complicates the design of the heat treatment process and a comprehensive assessment of its effect. **The purpose of the work** is to assess the possibility of the resistance butt welding method of welding pipes made of 0.15C-5Cr-Mo steel, to select technological parameters for resistance butt welding of pipes to obtain high mechanical properties. **Research methods.** The experiments were carried out on a resistance butt welding machine MSO-201N. Mechanical tests for static tension, chemical composition analysis and metallographic studies were carried out. **Results and discussion.** Technological parameters of resistance butt welding of pipes, changed in the course of our research, show that upsetting pressure and spark allowance affect the final strength properties of the welded joint. Based on the results of metallographic studies, the following features of the evolution of the microstructure can be noted. A noticeable decrease in the content of primary coarsened ferrite is observed in the structure of the weld after tempering. The use of post-weld heat treatment made it possible to reduce the hardness in the welded joint to the level of regulatory requirements. **Results presented.** The effect of heat treatment on mechanical properties is analyzed based on a comparison of heat treatment modes: stress relief annealing and normalization + tempering in terms of improving mechanical properties during tensile tests. The results show that after tempering, the evolution of mechanical properties in each sub-zone of the welded joint is sequential, i.e., hardness and tensile strength decrease and toughness increases. It is noteworthy that the most significant increase in toughness is observed in the weld zone, primarily due to a significant decrease in the presence of hypoeutectoid ferrite.

For citation: Karlina Yu.I., Konyukhov V.Yu., Oparina T.A. Assessment of the possibility of resistance butt welding of pipes made of heat-resistant steel 0.15C-5Cr-Mo. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 79–93. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-79-93. (In Russian).

References

1. Wen J.-b., Zhou C.-Y., Li X., Pan X.-M., Chang L., Zhang G.-D., Xue F., Zhao Y.-F. Effect of temperature range on thermal-mechanical fatigue properties of P92 steel and fatigue life prediction with a new cyclic softening model. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 129, p. 105226. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105226.
2. Seo W., Suh J., Shim J.H., Lee H.S., Yoo K.B., Choi S. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure and hardness of P92 steel in IN740H/P92 dissimilar weld joints. *Materials Characterization*, 2020, vol. 160, p. 110083. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.110083.

* Corresponding author

Karlina Yulia I., Ph.D. (Engineering), Research Associate
National Research Moscow State Construction University,
Yaroslavskoe shosse, 26,
129337, Moscow, Russian Federation
Tel.: +7 914 879-85-05, e-mail: jul.karlina@gmail.com

3. Kumar A., Pandey C. Some studies on dissimilar welds joint P92 steel and Inconel 617 alloy for AUSC power plant application. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2022, vol. 198, p. 104678. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2022.104678.
4. Dak G., Pandey C. A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 58, pp. 377–406. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.019.
5. Masuyama F. Low-alloyed steel grades for boilers in ultra-supercritical power plants. *Materials for ultra-supercritical and advanced ultra-supercritical power plants*. Woodhead Publ., 2017, pp. 53–76. DOI: 10.1016/B978-0-08-100552-1.00002-6.
6. Gabrel J., Bendick W., Vandenberghe B., Lefebvre B. Status of development of VM 12 steel for tubular applications in advanced power plants. *Energy Materials*, 2006, vol. 1 (4), pp. 218–222. DOI: 10.1179/174892406X173657.
7. Shigeyama H., Takahashi Y., Siefert J., Parker J. Creep-fatigue life evaluation for grade 91 steels with various origins and service histories. *Metals*, 2024, vol. 14 (2), p. 148. DOI: 10.3390/met14020148.
8. Halimov A.A., Gharinova N.V., Khalimov A.G., Fairushin A.M. Obespechenie tekhnologicheskoi prochnosti svarnykh soedinenii iz martensitnykh khromistykh staley tipa 15Kh5M [Ensuring technological strength of welding joints of chromium martensitic steel 15CR5M]. *Neftegazovoe delo = Oil and Gas Business*, 2012, vol. 10, no. 3, pp. 102–108. (In Russian).
9. Khalimov A.A., Zharinova N.V. Optimizatsiya tekhnologii vysokotemperaturnoi termicheskoi obrabotki svarnykh soedinenii iz khromistykh zharoprochnykh staley [High-temperature thermal process technology optimization of the welded joints from chromium heat-resistant steels]. *Tekhnologiya Mashinostroeniya = Technology of Mechanical Engineering*, 2009, no. 10, pp. 19–25.
10. GOST 20072–74. *Stal' teploustoichivaya. Tekhnicheskie usloviya* [State Standard 20072–74. Heat-resistant steel. Specifications]. Moscow, Standards Publ., 1974. 19 p.
11. RD 153-34.1-003-01. *Svarka, termoobrabotka i kontrol' trubnykh sistem kotlov i truboprovodov pri montazhe i remonte energeticheskogo oborudovaniya (RTM-1s)* [Regulating document 153-34.1-003-01. Welding, heat treatment and control of pipe systems of boilers and pipelines during installation and repair of power equipment (RTM-1s)]. Approved by the order of the Ministry of Energy of Russia from 02.07.2001. St. Petersburg, DEAN Publ., 2002. 463 p.
12. Iskhakov A.R., Medvedev Yu.S., Korolev N.M., Zainullin R.S., Khalimov A.G., Kutluev I.M., Chernykh Yu.A., Tishkin A.F. *Poluavtomaticheskaya svarka v srede uglekislogo gaza stali tipa 15Kh5M (vremennaya instruktsiya)* [Semi-automatic welding in a carbon dioxide environment for steel type 15X5M (temporary instructions)]. Moscow, TSINTIKhimneftemash Publ., 1992. 8 p.
13. *Ruchnaya elektrodugovaya svarka s regulirovaniem termicheskikh tsiklov konstruktivnykh elementov neftekhimicheskogo oborudovaniya iz zakalivayushchikhsya staley tipa 15Kh5M* [Manual electric arc welding with regulation of thermal cycles of structural elements of petrochemical equipment made of hardening steels of type 15X5M]. PTM 26-17-076-87. Moscow, Minkhimmash Publ., 1987. 26 p. (In Russian).
14. Tukaev R.F., Fairushin A.M., Kuchukov T.M. Sovershenstvovanie tekhnologii izgotovleniya uzla «truba – trubnaya reshetka» kozhukhotrubchatogo teploobmennogo apparata iz zharoprochnoi stali 15Kh5M primeneniem lazernoi svarki [Improving the manufacturing technology of the “pipe – tube sheet” assembly of a shell-and-tube heat exchanger made of heat-resistant steel 15X5M using laser welding]. *Sovremennoe mashinostroenie. Nauka i obrazovanie = Modern mechanical engineering. Science and education*, 2013, no. 3, pp. 1179–1185. (In Russian).
15. Tokarev A.S., Karetnikov D.V., Rizvanov R.G., Cherepashkin S.E., Mulikov D.Sh. Otsenka korrozionnoi stoikosti kombinirovannykh soedinenii trub s trubnoi reshetkoi, poluchennykh s primeneniem razlichnykh sposobov svarki [Assessment of the corrosion resistance of combined pipe-tube sheet joints obtained using various welding methods]. *Neftegazovoe delo = Oil and Gas Business*, 2019, no. 6, pp. 114–133. DOI: 10.17122/ogbus-2019-6-114-133. (In Russian).
16. 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.
17. 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.

18. Balanovskiy A.E., Astafyeva N.A., Kondratyev V.V., Karlina Yu.I. Study of impact strength of C-Mn-Si composition metal after wire-arc additive manufacturing (WAAM). *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 67–73. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.10.
19. Balanovskiy A.E., Karlina A.I., Kolosov A.D., Karlina Y.I. Study of the effect of nanomodifiers from silicon production wastes on morphological form of gray cast iron graphites. *CIS Iron and Steel Review*, 2021, vol. 21, pp. 64–69. DOI: 10.17580/cisr.2021.01.11.
20. Fabricius A., Jackson P.S. Premature grade 91 failures – worldwide plant operational experiences. *Engineering Failure Analysis*, 2016, vol. 66, pp. 398–406.
21. Liu Z., Hu X., Yang Z., Yang B., Chen J., Luo Y., Song M. Optimization study of post-weld heat treatment for 12Cr1MoV pipe welded joint. *Metals*, 2021, vol. 11 (1), p. 127. DOI: 10.3390/met11010127.
22. Silwal B., Li L., Deceuster A., Griffiths B. Effect of post-weld heat treatment on the toughness of heat-affected zone for grade 91 steel. *Welding Journal*, 2013, vol. 92 (3), pp. 80s–87s.
23. Chaturvedi M., Vendan Subbiah A., Simion G., Rusu C.C., Scutelnicu E. Critical review on magnetically impelled arc butt welding: challenges, perspectives and industrial applications. *Materials*, 2023, vol. 16, p. 7054. DOI: 10.3390/ma16217054.
24. Skeebe V.Yu., Ivancivsky V.V., Kutyshekin A.V., Parts K.A. Hybrid processing: the impact of mechanical and surface thermal treatment integration onto the machine parts quality. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 126 (1), p. 012016. DOI: 10.1088/1757-899x/126/1/012016.
25. 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.
26. 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.
27. 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.
28. Zverev E.A., Skeebe V.Y., Skeebe P.Y., Khlebova I.V. Defining efficient modes range for plasma spraying coatings. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2017, vol. 87 (8), p. 082061. DOI: 10.1088/1755-1315/87/8/082061.
29. Skeebe V.Yu. Hybrid process equipment: improving the efficiency of the integrated metalworking machines initial designing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 2, pp. 62–83. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.2-62-83. (In Russian).
30. Borisov M.A., Lobanov D.V., Yanyushkin A.S., Skeebe V.Yu. Investigation of the process of automatic control of current polarity reversal in the conditions of hybrid technology of electrochemical processing of corrosion-resistant steels. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2020, vol. 22, no. 1, pp. 6–15. DOI: 10.17212/1994-6309-2020-22.1-6-15. (In Russian).
31. Mamadaliev R.A., Bakhmatov P.V., Martyushev N.V., Skeebe V.Y., Karlina A.I. Influence of welding regimes on structure and properties of steel 12KH18N10T weld metal in different spatial positions. *Metallurgist*, 2022, vol. 65 (11–12), pp. 1255–1264. DOI: 10.1007/s11015-022-01271-9.
32. Adigamov R.R., Baraboshkin K.A., Mishnev A., Karlina A.I. Development of rolling procedures for pipes of K55 strength class at the laboratorial mill. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, vol. 24, pp. 60–66. DOI: 10.17580/cisr.2022.02.09.
33. 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.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Жизненный цикл изделия: мониторинг процессов механической обработки и фильтрация виброакустических сигналов

Михаил Гимадеев^a, Вадим Стельмаков^{b, *}, Евгений Шеленок^c

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-6685-519X>, 009063@pnu.edu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-2763-1956>, 009062@pnu.edu.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-4495-9558>, 007141@pnu.edu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.91:681.5

История статьи:

Поступила: 29 мая 2024

Рецензирование: 23 июня 2024

Принята к печати: 12 июля 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Жизненный цикл

Датчики измерения оборудования

Акустическая диагностика

Вибрация

Контроль состояния инструмента

Онлайн-мониторинг

Механическая обработка

Финансирование

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

АННОТАЦИЯ

Введение. В современном производстве жизненный цикл изделия включает в себя множество этапов, начиная от проектирования и заканчивая утилизацией. Одним из ключевых этапов является механическая обработка, качество и эффективность которой непосредственно влияют на долговечность и функциональность конечного продукта. В условиях высокой конкуренции и стремления к снижению себестоимости продукции актуальной задачей становится оптимизация процессов механической обработки. Одним из перспективных подходов является использование виброакустических сигналов для непрерывного мониторинга состояния оборудования и изделий. **Предмет.** В статье рассматриваются основные этапы жизненного цикла изделия с акцентом на мониторинг процессов механической обработки. Анализируются современные подходы к фильтрации виброакустических сигналов, включая применение быстрого преобразования Фурье и различных оконных функций, для улучшения точности анализа и выявления дефектов. **Цель работы.** Разработка алгоритма работы системы онлайн-мониторинга по контролю состояния режущего инструмента на основе создания цифровой тени с применением виброакустического комплекса. Основные решаемые задачи заключаются в установлении диапазонов применимости АЧХ акустических сигналов, оптимальных оконных функций и в установлении взаимосвязей степени износа режущего инструмента с результатами вибродиагностики и измерения шероховатости. **Метод и методология.** Рассматриваются методы фильтрации виброакустических сигналов и их применение в реальных производственных условиях. Особое внимание уделяется роли цифровых двойников в интеграции данных мониторинга и фильтрации, что позволяет создать виртуальную модель изделия для прогнозирования его поведения и оптимизации процессов на этапах жизненного цикла. Выполнено сравнение различных методов и технологий, проведен анализ практических примеров внедрения цифровых двойников в производственные процессы. **Результаты и их обсуждение.** Обобщены текущие исследования и практические наработки, выявлены существующие проблемы и предложены перспективные направления для дальнейших исследований в области мониторинга, фильтрации сигналов и применения цифровых двойников в механической обработке.

Для цитирования: Гимадеев М.Р., Стельмаков В.А., Шеленок Е.А. Жизненный цикл изделия: мониторинг процессов механической обработки и фильтрация виброакустических сигналов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 94–113. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-94-113.

Введение

Трансформация промышленности в ходе реализации концепции «Индустрия 4.0» открывает перспективы применения новых высокопроизводительных подходов в управлении на всех стадиях жизненного цикла (ЖЦ) изделия (Life Cycle Stage) [1], в том числе за счет применения

цифровых двойников (DT – Digital Twin) [2, 3]. Технология DT – это основной компонент киберфизической системы (CPS – Cyber Physical Systems) [4], которая позволяет собирать большие объемы данных (Big Data) и управлять ими [5], определять поведение и отражать состояние производственной системы в реальном времени [6], а также анализировать, моделировать, прогнозировать и оптимизировать различные производственные процессы [7–9].

В настоящее время инициативность, проявляемая предприятиями, нацелена на синтез науки, технологий и инноваций с применением

*Адрес для переписки

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

цифровизации и автоматизации процессов проектирования, производства [10, 11] и т. п. При этом акцент делается на совершенствование системы функционирования информационной поддержки процессов ЖЦ – CALS (Continuous Acquisition and Life Cycle Support), в частности на совершенствование электронной технической документации (ЭТД), технологии цифровых двойников [12, 13] и систем менеджмента качества (СМК) [14, 15]. Для управления ЭТД, обеспечения интегрированной логистической поддержки (ИЛП) [16] данных и доступа к ним

на любом этапе применяются системы управления ЖЦ изделий – PLM (Product Lifecycle Management) (рис. 1).

На этапе проектирования используются системы автоматизированного проектирования (САПР) и системы управления поставками комплектующих – SCM (Component Supplier Management). Для решения проблем совместного функционирования компонентов САПР (CAD – Computer Aided Design / CAE – Computer Aided Engineering) применяются системы управления проектными данными – PDM (Product Data Management) [17].

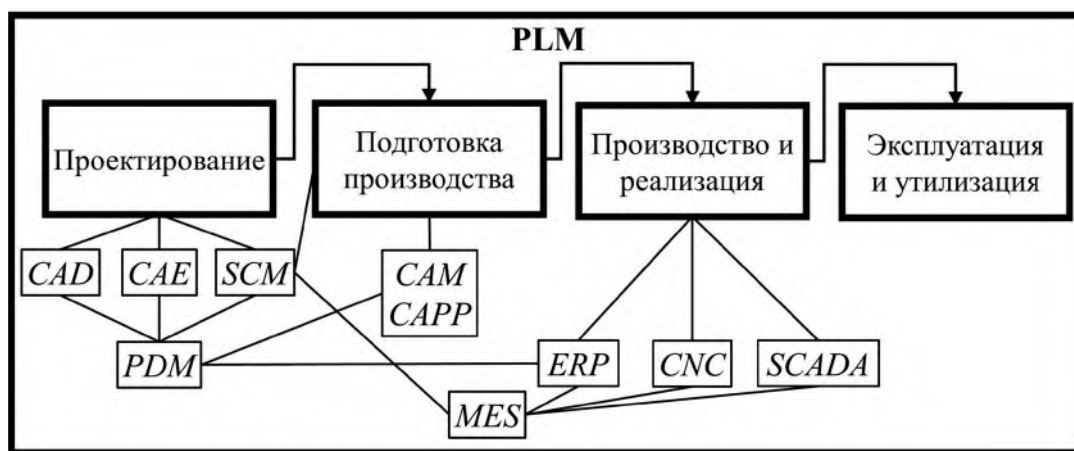


Рис. 1. Информационная поддержка этапов ЖЦ изделия

Fig. 1. Information support for the PLC stages

В цифровых производственных системах технологическая подготовка производства (ТПП) осуществляется в системе САПР ТПП, включающей в себя автоматизированную ТПП – CAPP (Computer Aided Process Planning) и разработку управляющих программ для технологического оборудования (ТО) с ЧПУ (CNC) – CAM (Computer Aided Manufacturing).

Программное управление выполняется посредством системы ЧПУ на базе специализированных компьютеров, интегрированных в ТО. Информация, полученная во время производства, может направляться в систему планирования и управления предприятием – ERP (Enterprise Resource Planning). Для выполнения функций сбора и обработки данных о состоянии ТО и технологических процессов (ТП) в состав автоматизированной системы управления (АСУ) вводят систему программно-аппаратного комплекса сбора данных и диспетчерского контроля [18] – SCADA (Supervisory Control and

Data Acquisition), взаимодействующую с производственной исполнительной системой – MES (Manufacturing Execution System).

Согласно ГОСТ 57700.37–202 цифровой двойник (DT) – это система, состоящая из цифровой модели изделия и двусторонних связей с изделием и (или) его составными частями.

В работе авторов Lu и др. [7] рассмотрена концептуальная модель DT, состоящая из трех элементов – физического пространства, цифрового пространства и двусторонней динамической связи между ними; информационной модели, которая собирает и объединяет выбранную информацию из существующих баз данных; методологии, описывающей поддержку принятия решений в рамках ЖЦ.

Для обеспечения стабильности ТП и других элементов производства, непосредственно влияющих на качество изделия [19–21], при внедрении DT в этапы ЖЦ необходимо обратить внимание на совершенствование комплексной

обработки и передачи накопленных потоковых данных, полученных от реального изделия и описывающих его поведение, – цифровой тени (DS – Digital Shadow) [22, 23]. DS помогает сконцентрировать массивы данных из разных подсистем с целью их обработки и фильтрации для использования в DT. Например, при механической обработке резанием в цифровое пространство от изделия поступает избыточно большой массив данных разного характера о параметрах процесса, часть которых не имеет прямого отношения к DT.

Избыточные данные возникают в основном из-за отсутствия диапазонов измеряемых параметров изделия. Вместе с этим в повторяющихся или несильно отличающихся процессах на этапе производства актуальной задачей при применении DS является генерирование содержательных (эффективных) данных.

Riesener M., Schuh G. и др. предложили структуру DS, которая позволяет собирать и объединять информацию на основе разнородных источников данных [24, 25]. В работе авторов Федонина О.Н. и др. предложена структура автоматизированной системы, которая обеспечивает сбор и анализ данных металлорежущих станков с ЧПУ в рамках системы управления производством MES [26]. Интеграция имитационной модели DS с MES была предложена Negri S. и др. [27] путем создания DT, используемого для принятия решений, включая интеллектуальную систему, которая содержит правила и знания для выбора между альтернативами.

Таким образом, можно заключить, что в настоящий момент различными научными группами исследуется DT различных уровней (иерархий), начиная от DT режущего инструмента (РИ) [5] и заканчивая DT процесса эксплуатации. Этот факт говорит нам о том, что PLM-системы могут интегрироваться с DT для обеспечения более эффективного управления всем ЖЦ [7, 22, 28], а также могут использоваться для моделирования и анализа различных процессов [29]. К примеру, за счет мониторинга в режиме реального времени (ОМ – онлайн-мониторинга) [30, 31] можно уточнять представление о техническом состоянии ТО, проводить его диагностику, прогнозировать оставшейся срок службы и др. [32–34].

Поскольку одним из основных элементов технологической системы является металлоре-

жущий инструмент, то со стороны создания DT и DS он заслуживает наибольшего внимания как в части обеспечения стабильности процесса механической обработки, так и в части качества получаемых поверхностей. Однако, учитывая многофакторность процесса механической обработки, для формирования DT и DS необходимо постоянно получать данные о процессе механической обработки в реальном времени. В работах [35–39] описываются системы мониторинга контроля состояния инструмента (КСИ) в реальном времени на ТО. Анализ научных работ [40–42] позволил сформулировать цель мониторинга КСИ: оценка состояния РИ, обнаружение сколов и поломки инструмента. Учитывая сложность прогнозирования состояния инструмента, используют несколько датчиков [43–45]. Однако наличие большого количества датчиков приводит к повторяющимся (избыточным) данным, что в конечном итоге снижает эффективность применения систем КСИ. Таким образом, выбор подходящих датчиков и соответственно методов мониторинга очень важен [46–49].

В исследованиях многих авторов описывается применение мониторинга на основе сигналов силы [40], акустической эмиссии (АЭ) [42, 50], мощности, тока [51, 52], температуры и др. [33, 45]. Динамометры и приборы АЭ являются дорогостоящим оборудованием, и для измерения сигналов, в том числе значений сил резания, требуются высококвалифицированные специалисты. Система АЭ также достаточно сложна и включает в себя комплект преусилителей, кабельные линии, блоки предварительной обработки и преобразования сигналов АЭ, ЭВМ с необходимым математическим обеспечением [53], средства отображения информации, а также блоки калибровки системы [54]. Результаты, полученные при помощи термодатчиков, часто ненадежны, потому что инфракрасные лучи не позволяют измерить реальную температуру в зоне резания [33]. Точно так же использование термопары [53] имеет свои минусы для операций фрезерования из-за сложности процесса.

Вместе с этим анализ научных работ последних лет показывает, что тематика КСИ с использованием виброакустических (ВА) сигналов изучается фрагментарно. В основном исследования сосредоточены на двух областях: онлайн-анализе износа режущего инструмента на основе вибра-

ции [55] и анализе шероховатости поверхности с использованием звукового сигнала во время механообработки [51, 56]. Несмотря на то что указанные области имеют свои особенности и методы, интеграция их результатов может привести к созданию более комплексной и эффективной системы ОМ КСИ. Такая система при должном методическом описании, настройке, записи и фильтрации ВА-сигналов позволит получить легко перенастраиваемый и надежный комплекс мониторинга с низкой себестоимостью, а также позволит обеспечить требуемое качество продукции, повысить производительность и снизить затраты за счет более точного КСИ и процесса обработки.

Для реализации концепции мониторинга механической обработки на ТО с ЧПУ (Technological Equipment with CNC) предлагается формировать DS с использованием ВА-комплекса, который передает сигнал в программное обеспечение (ПО – Software). В то же время прикладное ПО должно обладать интуитивно понятным дружелюбным интерфейсом (Friendly User Interface) для пользователя (оператора), данные – иметь структурную упорядоченность, а программная реализация прикладных функций – осуществляться с использованием клиент-серверного построения [57–62].

Бизнес-целью использования предлагаемой DS является уменьшение количества брака при отработке программ и повышение экономической эффективности процесса механической обработки. Информация о механической обработке представляется различными входными данными, такими как название управляющей программы, идентификационный номер инструмента [63, 64], скорость подачи [65], частота вращения шпинделя и др. [66–68]. Хотя метод мониторинга, основанный на измерениях ВА-сигнала, не требует точной информации об абсолютном взаимодействии РИ и детали, но для формирования эффективных выходных данных необходимо задаться ограничениями.

Для выделения узкой полосы звуковой волны применялся FFT-фильтр [69–71]. Этот фильтр использует метод быстрого преобразования Фурье (БПФ), который позволяет эффективно анализировать частотный состав сигнала. Размер FFT-блока определяет частотное разрешение анализа. Чем больше блок, тем выше частот-

ное разрешение [72]. Например, для блока размером 65 536 точек и частоты дискретизации 44,1 кГц частотное разрешение составляет примерно 0,67 Гц. Это позволяет точно определить наличие определенных частот в сигнале. Однако при большом размере блока временное разрешение ухудшается. Для улучшения временного разрешения можно использовать меньший блок FFT – это позволит лучше отслеживать быстрые изменения частот, но при этом значительно ухудшится частотное разрешение. При размере FFT, равном 1024, шаг частотной сетки составит примерно 43 Гц. Это значит, что частоты 43, 86, 129 Гц и так далее будут определяться с высокой точностью, но промежуточные частоты, например 50 Гц, могут быть не видны.

Фильтрация используется для выделения полезных частотных компонентов сигнала и удаления шума [73]. В механической обработке резанием это может помочь изолировать интересные частоты вибраций и устранить ненужные шумы. Типы фильтров: низкочастотные фильтры (low-pass) пропускают низкочастотные компоненты и подавляют высокочастотные; высокочастотные фильтры (high-pass) пропускают высокочастотные компоненты и подавляют низкочастотные; полосовые фильтры (band-pass) пропускают частоты в определенном диапазоне и подавляют частоты вне этого диапазона.

Использование оконных функций в FFT-анализе необходимо для минимизации побочных эффектов, связанных с оконными разрывами временного сигнала. Когда сигнал обрывается для анализа, на концах блока могут возникнуть резкие изменения, что приводит к появлению искажений в спектре (утечка спектра).

Оконная функция Ханна имеет низкий уровень боковых лепестков в сравнении с прямоугольной функцией, а также низкий уровень спектральных утечек. Из недостатков можно выделить низкую частотную разрешающую способность.

Оконная функция Хэмминга имеет низкий уровень боковых лепестков в сравнении с функцией Ханна и низкий уровень спектральных утечек. Из недостатков можно выделить низкую частотную разрешающую способность в сравнении с оконной функцией Ханна.

Оконная функция Блэкмана имеет очень низкий уровень боковых лепестков, что позволяет

максимально уменьшить уровень спектральных утечек, однако ее частотная разрешающая способность существенно снижена.

Таким образом, **цель настоящей работы** – разработка алгоритма работы системы онлайн-мониторинга по контролю состояния режущего инструмента на основе создания цифровой тени с применением виброакустического комплекса.

Для достижения поставленной цели планируется решить следующие задачи.

1. Определить диапазоны частот АЧХ акустического сигнала, полученной при механической обработке, которые используются для анализа уровня износа режущего инструмента.

2. Определить оптимальную оконную функцию при фильтрации акустического сигнала механической обработки для выделения полезного сигнала.

3. Установить экспериментальные взаимосвязи между степенью износа инструмента, параметрами микрорельефа поверхности и АЧХ виброакустического сигнала.

Методика исследований

Онлайн-мониторинг контроля состояния инструмента (ОМ КСИ) при механической обработке играет ключевую роль в повышении эффективности производства [74]. Он позволяет оперативно реагировать на износ и другие изменения активной зоны контакта инструмента [35, 75] и обрабатываемой детали, тем самым обеспечивая оптимальное использование оборудования и предотвращение необходимости преждевременной или отложенной замены инструмента, что в свою очередь может привести к ненужным простоям, как плановым, так и внеплановым. В рассматриваемом случае оптимизация процесса фрезерования базировалась на минимизации целевой функции затрат:

$$F(\bar{x}) = \sum C(\bar{x}) \rightarrow \min, \text{ где } \sum C \text{ состоит из}$$

C_1 – затрат на эксплуатацию оборудования; C_2 – затрат на смену инструмента; C_3 – стоимости нормо-часа; C_4 – стоимости инструмента. Тогда система ограничения по производительности будет иметь вид $Q = \{V, n, fz, a_p, t\} \rightarrow \max$. Здесь V – скорость резания, м/мин; n – частота вращения, мин^{-1} ; fz – подача на зуб, мм/зуб; a_p – глубина резания, мм; t – припуск, мм.

В данной работе рассматривалась DS со стороны передачи информации от физического (PW – Physical World) к DT. Предлагаемая система ОМ, состоящая из ТО, SCADA и ВА-датчиков (Sensors – акселерометры пьезоэлектрические «BC 110»), за счет диагностической функции позволяет своевременно выявлять износ инструмента и принимать решение о замене РИ, коррекции или изменении управляющей программы (рис. 2).

Система ОМ анализирует различные параметры, такие как вибрация, акустические сигналы и качество обработки поверхности. Это позволяет не только определить момент, когда инструмент достиг критического уровня износа и требует замены [76], но и отслеживать менее очевидные изменения, которые могут сигнализировать о возможных проблемах.

Для анализа полученных ВА-сигналов использовались методы цифровой обработки сигналов, включая FFT (быстрое преобразование Фурье), оконные функции и фильтрацию. Данные, полученные в виде акустического сигнала, передаются в ПО, где в VST-плагине (VST plugin) проводится удаление шума (De-Noising) и фильтрация (Filtering) [35] посредством преобразования Фурье (БПФ/ОПФ). Один из ключевых элементов системы для передачи сигнала в режиме реального времени – виртуальный кабель (Virtual cable), который позволяет выводить информацию на графический интерфейс оператора (рис. 3).

В экспериментальных исследованиях механообработка проводилась в попутном направлении с применением смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ) на заготовках, имеющих свойства 12X18H10T, цилиндрическими концевыми фрезами диаметром $D = 8$ мм, $z = 2$. В качестве материала инструмента использовался твердый сплав BC20HT с покрытием CVD, область применения по ISO K10–K20. Соотношение вылета инструмента принято $l/D = 4$. Подача на зуб составляла $fz = 0,2$ мм/зуб, $a_p = 10$ мм, $t = 0,4$ мм. Частота вращения шпинделя $n = 1500 \text{ мин}^{-1}$. При фрезеровании режущие инструменты измерялись по длине и радиусу с помощью контактного датчика TT140 фирмы Heidenhain для контроля степени износа инструмента.

Виброакустическая диагностика выполнялась с применением анализатора спектра ZetLab 017-U2 на базе фрезерного обрабатывающего

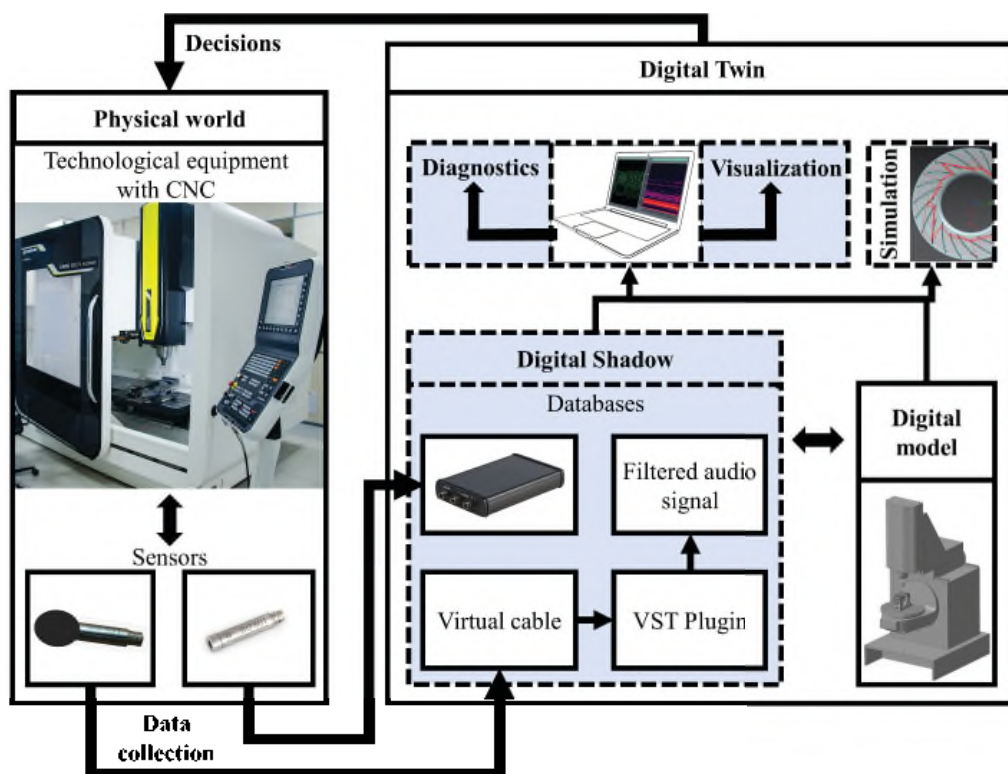


Рис. 2. Схема работы мониторинга и цифрового двойника

Fig. 2. The scheme of monitoring and the digital twin

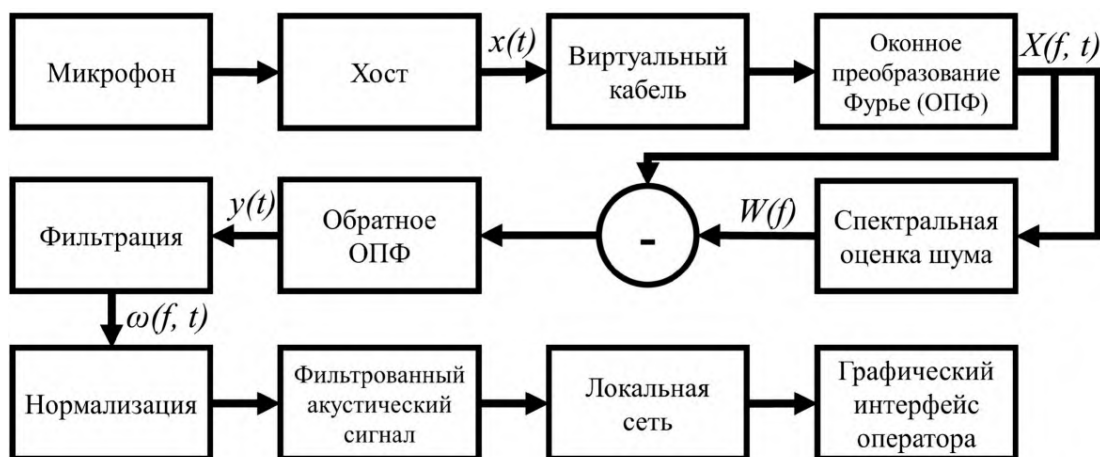


Рис. 3. Процесс программной обработки акустического сигнала

Fig. 3. The process of software processing of an acoustic signal

центра DMG DMU (Германия) 50 Ecoline. В качестве выходных показателей эффективности механообработки использовались амплитуда акустического сигнала A (дБ), изменяющаяся с течением времени t (с), виброускорение a (м/с^2), частота сигнала ω (Гц) и параметр микрорельефа – шероховатость R_z , мкм. Диапазон воспринимаемых частот микрофона – от 20 Гц до 20 кГц, разрешение – 16 бит, частота дискретизации – 44,1/48 кГц. Для оптимального соот-

ношения между временным и частотным разрешением размер БПФ был выбран равным 16 384, что обеспечивает достаточную детализацию и точность анализа. Измерения шероховатости после фрезерования поверхности проводились при помощи профилометра TIME TR 200, для этого прибора погрешность по эталону составляет 3 %. Процесс фильтрации первичного профиля проводился при использовании 50%-го гауссова фильтра.

Результаты и их обсуждение

При механической обработке резанием важную роль играют вибрации и шумы, возникающие в процессе работы. Для анализа этих сигналов использовался метод цифровой обработки сигналов, включая FFT (быстрое преобразование Фурье) [77], оконные функции и фильтрацию.

Из рис. 4 очевидно, что микрофон записывает несколько источников звука, включая звуки вокруг ТО, систему привода ТО, шпиндель, инструмент и процесс резания. Поэтому для более точного анализа рассмотрен акустический сигнал в пределах частотного диапазона, характерного для процесса резания. Это позволяет лучше выявить специфические характеристики и особенности, которые могут быть неочевидны в более широком частотном спектре.

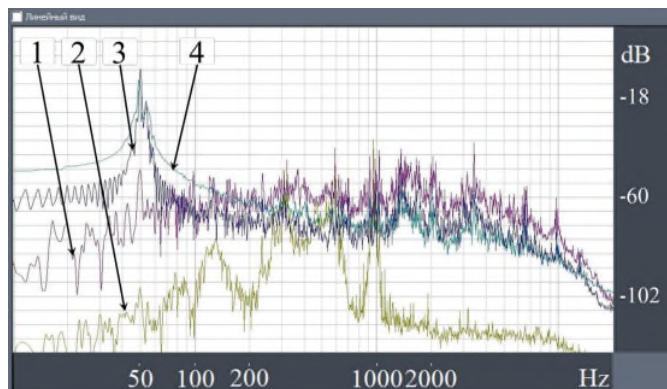


Рис. 4. АЧХ акустического сигнала:

1 – исходного; 2 – после удаления шума; 3 – фильтрованного; 4 – фильтрованного и нормализованного

Fig. 4. Frequency response of the acoustic signal:

1 – initial; 2 – after noise removal; 3 – filtered; 4 – filtered and normalized

Из рис. 4 также видно, что фоновый шум может быть идентифицирован в диапазоне $0...2$ кГц, эта часть сигнала может быть легко отфильтрована без потери основного сигнала. Анализ спектра позволяет выявить доминирующие частоты и амплитуды, которые могут указывать на наличие резонансов, дефектов и износа инструмента. После спектрального вычитания шума и фильтрации акустического сигнала АЧХ колебаний характеризуется тремя основными частотами (см. рис. 4) в диапазоне $20...200$ Гц: $\omega_0 = 25$ Гц – гармоника, кратная частоте прохождения режущих кромок; $\omega_1 = 50$ Гц, которая соответствует частоте резания, модулируемая оборотами двух-

зубой фрезы; резонансная частота $\omega_2 = 100$ Гц, ее стоит интерпретировать как биение инструмента.

Таким образом, результаты обработки акустического сигнала позволили установить выраженную низкочастотную область $20...200$ Гц, использование которой способствует более точному выявлению и анализу акустических характеристик, связанных с процессом резания. Это особенно важно для ВА-диагностики, где точность и детальность анализа могут существенно повлиять на выявление и диагностику потенциальных проблем.

В данном исследовании также рассмотрены разные окна для фильтрации аудиосигнала. Применение различных оконных функций при фильтрации позволяет оптимизировать процесс выделения полезного сигнала из общей массы данных. Результаты применения оконных функций, которые были использованы в этом исследовании, представлены на рис. 5. Прямоугольное окно из-за высокого уровня боковых лепестков, который может приводить к значительным спектральным утечкам, и окно Кайзера из-за сложности настройки параметров для достижения оптимального результата в данной работе не использовались.

Как видно из рис. 5, оконная функция Хэмминга эффективно уменьшает спектральные утечки, которые возникают при применении преобразования Фурье. Вместе с тем оконная функция Хэмминга обеспечивает хороший компромисс между шириной главного лепестка и уровнем боковых лепестков в спектральном представлении, она проста в реализации и не требует значительных вычислительных ресурсов. Это делает ее предпочтительной для многих приложений в области цифровой обработки сигналов, поскольку она обеспечивает высокое качество и точность анализа, необходимые для реализации системы онлайн-мониторинга.

Для определения влияния степени износа инструмента на параметры микрорельефа и АЧХ акустического сигнала проведены эксперименты, результаты которых представлены на рис. 6 и 7.

Как видно из рис. 6, шероховатость поверхности обрабатываемого материала напрямую зависит от степени износа инструмента, при этом установлена следующая корреляционная зависимость: $r = -0,9678$ (сильная, отрицательная).

Отклонения между диаметром инструмента при увеличении количества обрабатываемых

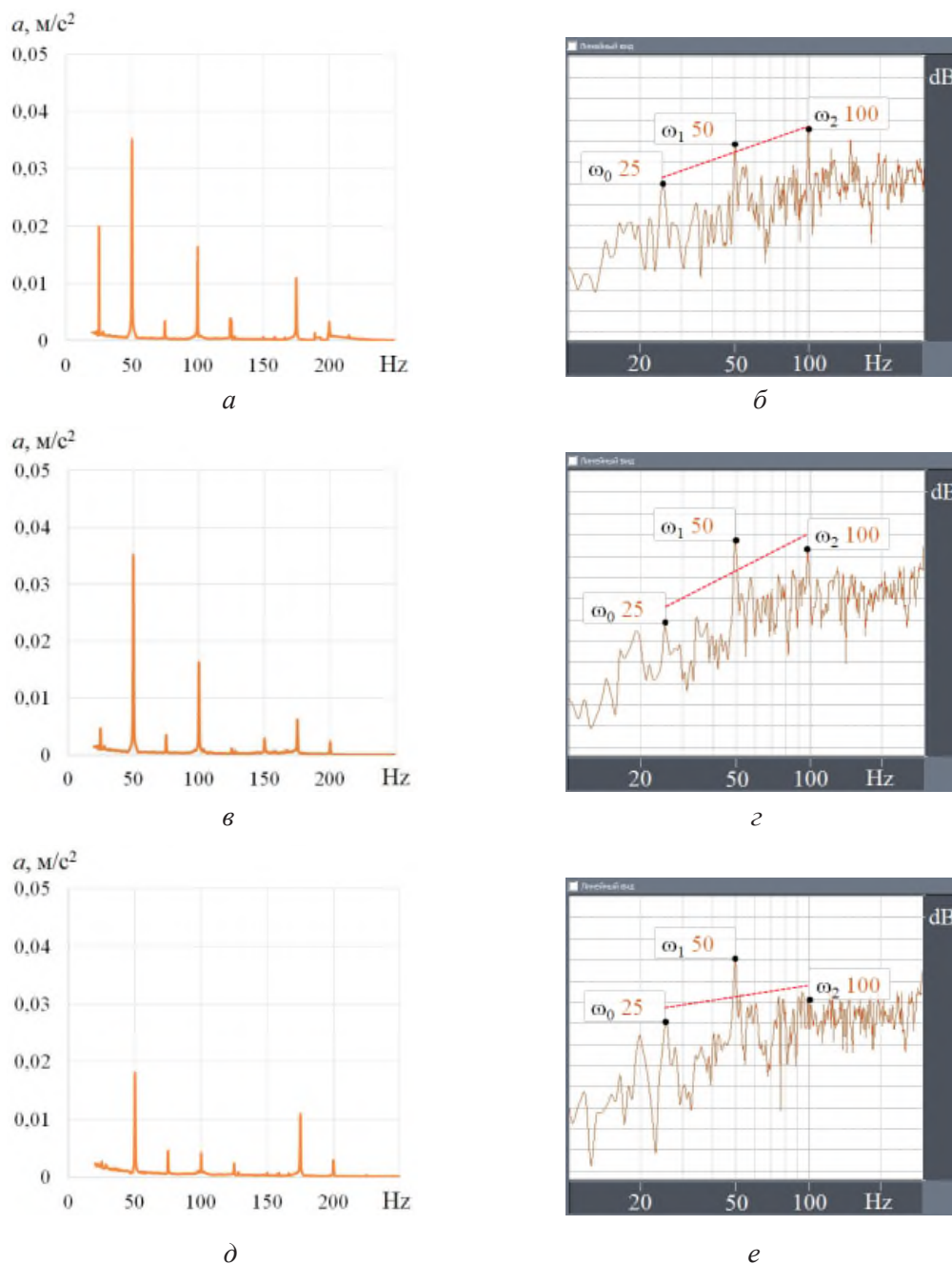


Рис. 5. Спектр сигналов прохождения режущих кромок фрезы через зону обработки после применения оконных функций, зафиксированный в виде:

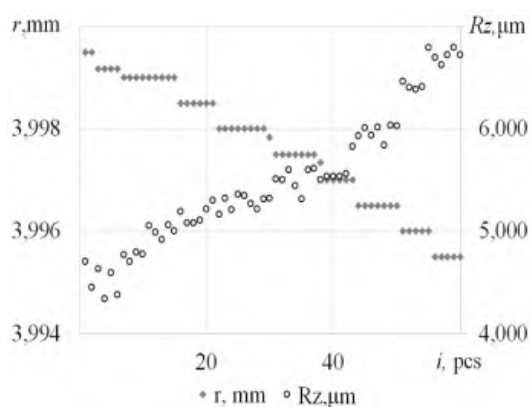
$a, в, д$ – виброускорения; $б, г, e$ – акустического сигнала; $a, б$ – окно Хеннинга; $в, г$ – окно Хэмминга; $д, e$ – окно Блэкмана

Fig. 5. The spectrum of signals of the passage of the milling cutter cutting edges through the processing zone after the application of window functions, recorded in the form of:

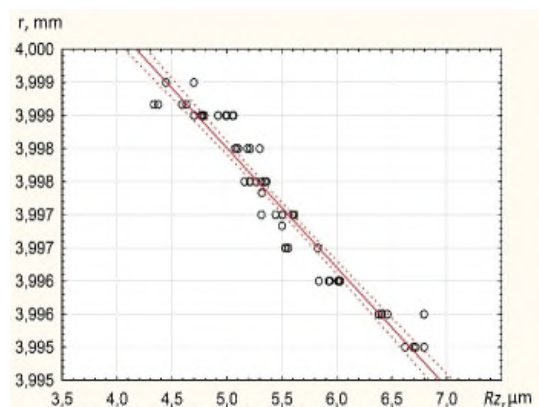
$a, в, д$ – vibration acceleration; $б, г, e$ – acoustic signal; $a, б$ – Hanning window; $в, г$ – Hamming window; $д, e$ – Blackman window

поверхностей различны. Вначале происходит небольшой размерный износ 2...4 мкм, который увеличивает Rz на 20 %. Дальше в пределах 6 мкм шероховатость увеличивается на 50 % от минимальных полученных значений. Вместе

с этим увеличивается отгиб инструмента (рис. 7), о чем свидетельствует увеличение резонансной частоты $\omega_2 = 100$ Гц. Важно регулярно контролировать состояние инструмента и проводить его своевременную замену.



a



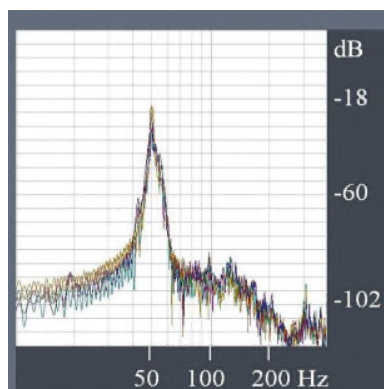
б

Рис. 6. Зависимость параметра шероховатости Rz от износа инструмента:

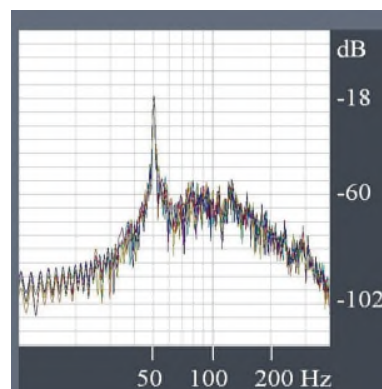
a – распределение; *б* – корреляция

Fig. 6. Dependence of the roughness parameter Rz on tool wear:

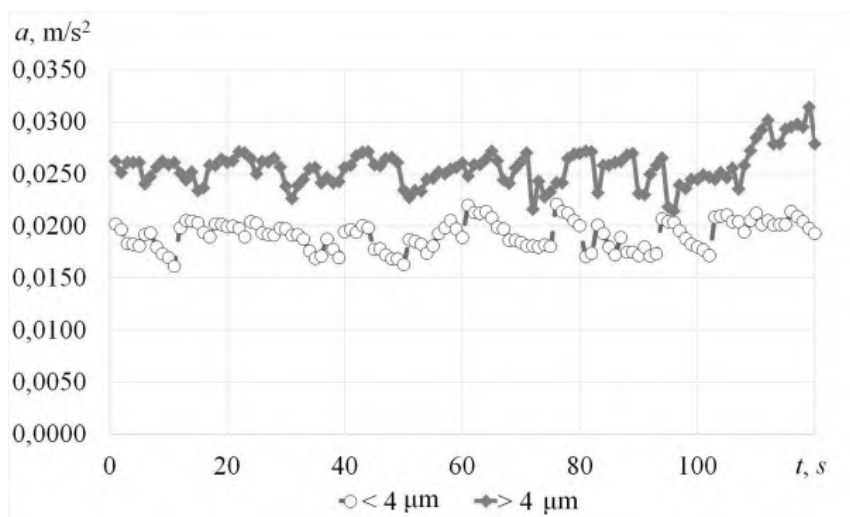
a – distribution; *б* – correlation



a



б



в

Рис. 7. Результаты ВА-диагностики:

a – АЧХ при износе менее 4 мкм; *б* – АЧХ при износе более 4 мкм;

в – виброускорения

Fig. 7. The results of VA diagnostics:

a – frequency response with wear less than 4 μm; *б* – frequency response with

wear more than 4 μm; *в* – vibration acceleration

Как видно из рис. 7, спектрограммы звука изношенного инструмента содержат большие значения, чем звук нового инструмента, при идентичных параметрах процесса резания. Этот факт также подтверждается графиком зависимости виброускорения при различных степенях износа инструмента. Стоит обратить внимание на различие плотности в области частоты 50 Гц, но, как указывалось ранее, по-прежнему необходима дальнейшая работа для понимания расхождений в каждом конкретном случае.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно заключить, что с применением ВА-комплекса на основе формирования DS возможен контроль состояния режущего инструмента в режиме реального времени – онлайн-мониторинг. Однако особое внимание получаемым данным АЧХ акустического сигнала надо уделять с позиции их обработки и фильтрации. Значительный массив получаемых данных необходимо оптимально обработать с целью анализа и соотнесения их с состоянием режущего инструмента. Для этого в ходе исследования были определены диапазоны частот акустического сигнала, в рамках которого можно делать выводы о текущем состоянии инструмента. Следующим этапом был выбор конкретной оконной функции. Он зависел от требований к фильтрации сигнала, таких как допустимый уровень спектральных утечек и необходимая частотная разрешающая способность. В исследовании проанализированы результаты применения этих оконных функций к аудиосигналам для определения оптимальной функции с точки зрения вычислительных ресурсов и точности акустического сигнала. В результате оконная функция Хэмминга была определена как наиболее подходящая для анализа процесса механической обработки.

Установлены зависимости АЧХ акустического сигнала и шероховатости поверхности от степени износа инструмента, на основании которых можно сделать выводы о состоянии режущего инструмента на этапах, близким к критическим, с позиции качества получаемых поверхностей. Несмотря на то что исследование было направлено на определение связей между уровнем износа инструмента, его виброакустическим сигналом и качеством обработки поверхности, полученные результаты могут быть использова-

ны для разработки новых методик контроля износа инструментов, повышения эффективности процесса обработки материалов и улучшения качества готовой продукции.

Проведенное исследование также позволило сформировать последовательность действий для ВА-анализа, способствующую более точному выявлению и анализу акустических характеристик, связанных с процессом резания:

- 1) установка датчиков (акселерометров, микрофонов) рядом с рабочей зоной ТО для фиксации ВА-сигналов;
- 2) сбор временных данных ВА-сигналов;
- 3) преобразование аналогового сигнала в цифровой с помощью АЦП (аналогово-цифрового преобразователя);
- 4) применение оконной функции к собранным данным для минимизации спектральной утечки перед выполнением FFT;
- 5) выполнение FFT для преобразования временного сигнала в частотную область;
- 6) анализ спектра для выявления доминирующих частотных компонентов, связанных с состоянием инструмента;
- 7) применение фильтров для выделения интересующих частотных компонентов (применение низкочастотного фильтра для удаления высокочастотных шумов; полосового фильтра – для выделения частот, связанных с нормальной работой инструмента и аномалиями; высокочастотного фильтра – для удаления низкочастотных шумов и вибраций);
- 8) дополнительный анализ отфильтрованного сигнала (сравнение отфильтрованных сигналов с эталонными для оценки состояния инструмента; выявление изменений в звуковом и вибрационном спектрах, указывающих на износ или повреждение инструмента).

Выводы

Исходя из современного состояния исследований, описанных в данной статье, а также оценки результатов проведенных экспериментов, можно сделать следующие выводы.

1. Разработан алгоритм работы системы ОМ по контролю состояния РИ при фрезеровании с фильтрацией помех и шума в реальном времени на основе формирования DS, полученных в ходе виброакустического анализа. Данный вывод

стимулирует постановку новых задач для исследований в указанной области.

2. Анализ АЧХ в диапазоне 20...200 Гц позволил установить различие в спектральной плотности акустического сигнала с течением времени, увеличение которой позволяет фиксировать степень износа инструмента.

3. Оконная функция Хэмминга определена как оптимальная с точки зрения вычислительных ресурсов и точности акустического сигнала с позиции её использования при анализе процесса механической обработки.

4. Наличие корреляции акустического сигнала подтверждается измерениями износа радиуса фрезы, шероховатости и результатами вибродиагностики. При этом система ОМ позволяет определить более ранние признаки изменения состояния режущей кромки инструмента, чем измерения, прописанные циклом в управляющей программе ЧПУ, или измерения параметров шероховатости.

Список литературы

1. ГОСТ Р 56136–2014. Управление жизненным циклом продукции. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2016. – 24 с.
2. *Grieves M.* Digital twin: manufacturing excellence through virtual factory replication: whitepaper. – Melbourne, FL: LLC, 2014. – P. 1–7.
3. ГОСТ Р 57700.37–2021. Компьютерные модели и моделирование. Цифровые двойники изделий. Общие положения. – М.: Рос. ин-т стандартизации, 2021. – 15 с.
4. *Ингеманссон А.Р.* Современная научная проблема повышения эффективности механообрабатывающего производства путем внедрения киберфизических систем в рамках концепции «Индустрия 4.0» // Научные технологии в машиностроении. – 2016. – № 12. – С. 40–44. – DOI: 10.12737/23487.
5. *Кабалдин Ю.Г., Шатагин Д.А., Кузьмишина А.М.* Разработка цифрового двойника режущего инструмента для механообрабатывающего производства // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2019. – № 4 (709). – С. 11–17. – DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
6. *Uhlemann T.H.J., Lehmann C., Steinhilper R.* The digital twin: realizing the cyber-physical production system for Industry 4.0 // Procedia CIRP. – 2017. – Vol. 61. – P. 335–340. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.11.152.
7. Digital Twin-driven smart manufacturing: connotation, reference model, applications and research issues / Y. Lu, C. Liu, K.I.-K. Wang, H. Huang, X. Xu //

Robotics and Computer-Integrated Manufacturing. – 2020. – Vol. 61. – P. 101837. – DOI: 10.1016/j.rcim.2019.101837.

8. Shaping the digital twin for design and production engineering / B. Schleich, N. Anwer, L. Mathieu, S. Wartzack // CIRP Annals. – 2017. – Vol. 66. – P. 141–144. – DOI: 10.1016/j.cirp.2017.04.040.

9. A Digital Twin based service oriented application for a 4.0 knowledge navigation in the smart factory / A. Padovano, F. Longo, L. Nicoletti, G. Mirabelli // IFAC-PapersOnLine. – 2018. – Vol. 51 (11). – P. 631–636. – DOI: 10.1016/j.ifacol.2018.08.389.

10. Digital twin towards smart manufacturing and industry 4.0 / F. Tao, N. Anwer, A. Liu, L. Wang, A.Y.C. Nee, L. Li, M. Zhang // Journal of Manufacturing Systems. – 2021. – Vol. 58 (B). – P. 1–2. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2020.12.005.

11. *Gimadeev M.R., Davydov V.M., Li A.A.* Influence of shaping trajectory on the surface roughness in milling: vibroacoustic monitoring // Russian Engineering Research. – 2023. – Vol. 43 (7). – P. 796–801. – DOI: 10.3103/S1068798X23070109.

12. *Шевченко Д.В.* Методология построения цифровых двойников на железнодорожном транспорте // Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта. – 2021. – Т. 80, № 2. – С. 91–99. – DOI: 10.21780/2223-9731-2021-80-2-91-99.

13. *Altintas Y.* Manufacturing automation: metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design. – UK: Cambridge University Press, 2012. – 366 p. – DOI: 10.1017/CBO9780511843723.

14. ГОСТ Р ИСО 9000-2015. Система менеджмента качества. Основные положения и словарь. – М.: Стандартинформ, 2015. – 42 с.

15. ГОСТ Р ИСО 9001-2015. Системы менеджмента качества. Требования. – М.: Стандартинформ, 2015. – 57 с.

16. Monitoring system for high-tech equipment / V.B. Kuznetsova, D.V. Kondusov, A.I. Serdyuk, A.I. Sergeev // Russian Engineering Research. – 2017. – Vol. 37 (10). – P. 892–896. – DOI: 10.3103/S1068798X17100136.

17. Product development integration using PLM tools: an industrial lathe case study / A. Guarin, J. Gomez, M. Hincapie, D. Guerra, A. Molina // IFAC Proceedings Volumes. – 2007. – Vol. 40 (19). – P. 135–140. – DOI: 10.3182/20071002-MX-4-3906.00023.

18. *Ингеманссон А.Р., Чигиринский Ю.Л.* Разработка состава цифровых производственных систем для механической обработки // Известия ВолгГТУ. – 2019. – № 8 (231). – С. 21–23.

19. ГОСТ Р 50995.3.1–96. Технологическое обеспечение создания продукции. Технологическая подготовка производства. – М.: Госстандарт России, 1997. – 20 с.

20. ГОСТ 27.002–2015. Надежность в технике. Термины и определения. – М.: Стандартинформ, 2016. – 28 с.
21. ГОСТ 27.003–2016. Надежность в технике. Состав и общие правила задания требований по надежности. – М.: Стандартинформ, 2017. – 19 с.
22. Data-driven smart manufacturing / F. Tao, Q. Qi, A. Liu, A. Kusiak // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2018. – Vol. 48 (C). – P. 157–169. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2018.01.006.
23. A knowledge-based digital shadow for machining industry in a digital twin perspective / A. Ladj, Z. Wang, O. Meski, F. Belkadi, M. Ritou, C. Da Cunha // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2021. – Vol. 58 (B). – P. 168–179. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2020.07.018.
24. The digital shadow as enabler for data analytics in product life cycle management / M. Riesener, G. Schuh, C. Dolle, C. Tonnes // *Procedia CIRP*. – 2019. – Vol. 80. – P. 729–734. – DOI: 10.1016/j.procir.2019.01.083.
25. Schuh G., Jussen P., Harland T. The digital shadow of services: a reference model for comprehensive data collection in MRO services of machine manufacturers // *Procedia CIRP*. – 2018. – Vol. 73. – P. 271–277. – DOI: 10.1016/j.procir.2018.03.318.
26. Федонин О.Н., Петрешин Д.И., Карпушкин В.А. Разработка алгоритма функционирования автоматизированной системы сбора и анализа данных с металлорежущих станков с ЧПУ // *Вестник Брянского государственного технического университета*. – 2014. – № 1 (41). – С. 58–62.
27. MES-integrated digital twin frameworks / E. Negri, S. Berardi, L. Fumagalli, M. Macchi // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2020. – Vol. 56. – P. 58–71. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2020.05.007.
28. Characterising the Digital Twin: a systematic literature review / D. Jones, C. Snider, A. Nassehi, J. Yon, B. Hicks // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. – 2020. – Vol. 29 (A). – P. 36–52. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2020.02.002.
29. Ritto T.G., Rochinha F.A. Digital twin, physics-based model, and machine learning applied to damage detection in structures // *Mechanical Systems and Signal Processing*. – 2021. – Vol. 155. – P. 107614. – DOI: 10.1016/j.ymssp.2021.107614.
30. A systematic development method for cyber-physical machine tools / C. Liu, H. Vengayil, R.Y. Zhong, X. Xu // *Journal of Manufacturing Systems*. – 2018. – Vol. 48 (C). – P. 13–24. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2018.02.001.
31. Sensor data and information fusion to construct Digital-twins virtual machine tools for cyber-physical manufacturing / Y. Cai, B. Starly, P. Cohen, Y.-S. Lee // *Procedia Manufacturing*. – 2017. – Vol. 10. – P. 1031–1042. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.094.
32. Digital Twin for rotating machinery fault diagnosis in smart manufacturing / J. Wang, L. Ye, R.X. Gao, C. Li, L. Zhang // *International Journal of Production Research*. – 2019. – Vol. 57 (12). – P. 3920–3934. DOI: 10.1080/00207543.2018.1552032.
33. Application of measurement systems in tool condition monitoring of milling: a review of measurement science approach / D.Yu. Pimenov, M. Kumar Gupta, L.R.R. da Silva, M. Kiran, N. Khanna, G.M. Krolczyk // *Measurement*. – 2022. – Vol. 199. – P. 111503. – DOI: 10.1016/j.measurement.2022.111503.
34. Мониторинг состояния технологического оборудования на промышленных предприятиях / М.П. Козочкин, Ф.С. Сабиров, А.Н. Боган, К.В. Мыслищев // *Вестник УГАТУ*. – 2013. – Т. 17, № 8 (61). – С. 56–62.
35. Гимадеев М.Р., Лу А.А. Анализ систем автоматизированного обеспечения параметров шероховатости поверхности на основе динамического мониторинга // *Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don)*. – 2022. – Т. 22, № 2. – С. 116–129. – DOI: 10.23947/2687-1653-2022-22-2-116-129.
36. Digital twin for machining tool condition prediction / Q. Qiao, J. Wang, L. Ye, R.X. Gao // *Procedia CIRP*. – 2019. – Vol. 81. – P. 1388–1393. – DOI: 10.1016/j.procir.2019.04.049.
37. Qi Q., Tao F. Digital twin and big data towards smart manufacturing and Industry 4.0: 360 Degree comparison // *IEEE Access*. – 2018. – Vol. 6. – P. 3585–3593. – DOI: 10.1109/ACCESS.2018.2793265.
38. Convolutional neural network-based tool condition monitoring in vertical milling operations using acoustic signals / C. Cooper, P. Wang, J. Zhang, R.X. Gao, T. Roney, I. Ragai, D. Shaffer // *Procedia Manufacturing*. – 2020. – Vol. 49. – P. 105–111. – DOI: 10.1016/j.promfg.2020.07.004.
39. Аверченков В.И., Филиппова Л.Б., Пугач Л.И. Программный комплекс определения величины коррекции на инструмент для обрабатывающих центров с датчиками активного контроля // *Известия ТулГУ. Технические науки*. – 2013. – Вып. 7, ч. 1. – С. 70–78.
40. Tool condition monitoring in milling using a force singularity analysis approach / C. Zhou, K. Guo, J. Sun, B. Yang, J. Liu, G. Song, C. Sun, Z. Jiang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 107. – P. 1785–1792. – DOI: 10.1007/s00170-019-04664-4.
41. Cuka B., Kim D.W. Fuzzy logic based tool condition monitoring for end-milling // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2017. – Vol. 47. – P. 22–36. – DOI: 10.1016/j.rcim.2016.12.009.
42. TCM system in contour milling of very thick-very large steel plates based on vibration and AE signals / J. Barreiro, A.I. Fernandez-Abia, A. Gonzalez-Laguna,

O. Pereira // Journal of Materials Processing Technology. – 2017. – Vol. 246. – P. 144–157. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.03.016.

43. Лукьянов А.В., Алейников Д.П. Исследование колебаний сил взаимодействия фрезы с заготовкой при повышении скорости вращения шпинделя // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. – 2017. – Т. 56, № 4. – С. 70–82. – DOI: 10.26731/1813-9108.2017.4(56).70-82.

44. Волосова М.А. Автоматизированная система мониторинга и диагностики обработки ответственных деталей в машиностроении керамическим режущим инструментом // Инновации. – 2016. – № 8 (214). – С. 84–87.

45. Cutting tool wear classification and detection using multi-sensor signals and Mahalanobis-Taguchi System / M. Rizal, J.A. Ghani, M.Z. Nuawi, C.H.C. Haron // Wear. – 2017. – Vol. 376–377 (B). – P. 1759–1765. – DOI: 10.1016/j.wear.2017.02.017.

46. Tool wear monitoring in milling of titanium alloy Ti-6Al-4 V under MQL conditions based on a new tool wear categorization method / M. Hu, W. Ming, Q. An, M. Chen // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 104. – P. 4117–4128. – DOI: 10.1007/s00170-019-04125-y.

47. Real-time tool wear monitoring in milling using a cutting condition independent method / M. Nouri, B.K. Fussell, B.L. Ziniti, E. Linder // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2015. – Vol. 89. – P. 1–13. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2014.10.011.

48. Investigation of the feasibility of using microphone arrays in monitoring machining / D. Shaffer, I. Ragai, A. Danesh-Yazdi, D. Loker // Manufacturing Letters. – 2018. – Vol. 15 (B). – P. 132–134. – DOI: 10.1016/j.mfglet.2017.12.008.

49. Tool condition monitoring for high-performance machining systems – a review / A. Mohamed, M. Hassan, R. Msaoubi, H. Attia // Sensors. – 2022. – Vol. 22. – P. 2206. – DOI: 10.3390/s22062206.

50. An investigation of tool wear using acoustic emission and genetic algorithm / G. Vetrichevan, S. Sundaram, S. Kumaran, P. Velmurugan // Journal of Vibration Control. – 2014. – Vol. 21 (15). – P. 3061–3066. – DOI: 10.1177/1077546314520835.

51. Sahinoglu A., Rafighi M. Investigation of vibration, sound intensity, machine current and surface roughness values of AISI 4140 during machining on the lathe / Arabian Journal for Science and Engineering. – 2020. – Vol. 45. – P. 765–778. – DOI: 10.1007/s13369-019-04124-x.

52. An on-line approach for energy efficiency monitoring of machine tools / S. Hu, F. Liu, Y. He, T. Hu // Journal of Cleaner Production. – 2012. – Vol. 27. – P. 133–140. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2012.01.013.

53. Комплексный подход к экспериментальным исследованиям технологических систем металлообработки по обеспечению параметров качества и эксплуатационных свойств поверхностей деталей машин / А.Г. Суслов, В. Федоров, М. Нагоркин, И. Пыриков // Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2018. – № 10. – С. 3–13. DOI: 10.30987/article_5bb4b1f9abbc54.46761484.

54. Determination of tool wear in peripheral milling operations based on acoustic emission signals / R. Alzugaray-Franz, E. Diez-Cifuentes, E. Leal-Munoz, M. Villaverde San Jose, A. Vizán // IACME 2022: Proceedings of the XV Ibero-American Congress of Mechanical Engineering. – 2023. – P. 300–305. – DOI: 10.1007/978-3-031-38563-6_44.

55. Off-line geometrical and microscopic & on-line vibration based cutting tool wear analysis for micro-milling of ceramics / L. Moricz, Z.J. Viharos, A. Nemeth, A. Szepligeti, M. Buki // Measurement. – 2020. – Vol. 163. – P. 108025. – DOI: 10.1016/j.measurement.2020.108025.

56. The surface roughness analysis using sound signal in turning of mild steel / A.U. Patwari, A.A. Zamee, M.H. Bhuiyan, S.M. Sakib // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 703. – P. 012011. – DOI: 10.1088/1757-899X/703/1/012011.

57. ГОСТ Р 51904–2002. Программное обеспечение встроенных систем. Общие требования к разработке и документированию. – М.: Стандартинформ, 2012. – 36 с.

58. ГОСТ Р ИСО/МЭК 15910–2002. Информационная технология. Процесс создания программного средства пользователя. – М.: Стандартинформ, 2012. – 98 с.

59. ГОСТ 34.201–89. Информационная технология. Комплекс стандартов на автоматизированные системы. Виды, комплектность и обозначение документов при создании автоматизированных систем. – М.: Госкомстандарт, 2002. – 36 с.

60. ГОСТ 34.601–90. Информационная технология. Комплекс стандартов на автоматизированные системы. Автоматизированные системы стадии создания. – М.: Госкомстандарт, 2002. – 84 с.

61. ГОСТ Р ИСО/МЭК 12207–2010. Информационная технология. Системная и программная инженерия. Процессы жизненного цикла программных средств. – М.: Стандартинформ, 2011. – 105 с.

62. ГОСТ Р 15.301–2016. Система разработки и постановки продукции на производство. Продукция производственно-технического назначения. Порядок разработки и постановки продукции на производство. – М.: Стандартинформ, 2018. – 15 с.

63. ГОСТ ISO/IEC 15420–2010. Автоматическая идентификация. Кодирование штриховое. Специфи-



кация символики штрихового кода EAN/UPC. – М.: Стандартинформ, 2011. – 45 с.

64. *Ингеманссон А.Р.* Технологическая подготовка и адаптивное управление в цифровых производственных системах // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2021. – № 4. – С. 5–13. – DOI: 10.26730/1999-4125-2021-4-5-13.

65. Система автоматизированного технологического управления износостойкостью деталей машин при обработке резанием / А.Г. Суслов, Д.М. Медведев, Д.И. Петрешин, О.Н. Федонин // Научные технологии в машиностроении. – 2018. – № 5 (83). – С. 40–44. – DOI: 10.30987/article_5ad8d291cddcd8.06334386.

66. *Тугенгольд А.К., Изюмов А.И.* Принципы концептуального подхода к созданию подсистемы Инструмент в смарт-паспорте многооперационного станка // Вестник ДГТУ. – 2014. – Т. 14, № 2 (77). – С. 74–83. – DOI: 10.23947/1992-5980-2014-2-74-83.

67. *Xiurong Z., Yeu W.* Process analysis and parameter optimization of five axis NC machine for machining complex curved surface impellers // 2019 International Conference on Intelligent Transportation, Big Data & Smart City (ICITBS). – Changsha, China, 2019. – P. 122–124. – DOI: 10.1109/ICITBS.2019.00036.

68. *Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.* Синергетический подход к повышению эффективности управления процессами обработки на металлорежущих станках // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 3. – С. 84–99. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-84-99.

69. *Kouguchi J., Yoshioka H.* Monitoring method of cutting forces and vibrations by using frequency separation of acceleration sensor signals during milling process with small ball end mills // Precision Engineering. – 2024. – Vol. 85. – P. 337–356. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2023.10.013.

70. In-process complex machining condition monitoring based on deep forest and process information

fusion / Z. Lu, M. Wang, W. Dai, J. Sun // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2019. – Vol. 104. – P. 1953–1966. – DOI: 10.1007/s00170-019-03919-4.

71. Position-dependent milling process monitoring and surface roughness prediction for complex thin-walled blade component / Z. Yao, J. Shen, M. Wu, D. Zhang, M. Luo // Mechanical Systems and Signal Processing. – 2023. – Vol. 198. – P. 110439. – DOI: 10.1016/j.ymssp.2023.110439.

72. *Accattatis A., Saggio G., Giannini F.* A real time FFT-based impedance meter with bias compensation // Measurement. – 2011. – Vol. 44 (4). – P. 702–707. – DOI: 10.1016/j.measurement.2011.01.00.

73. A survey on adaptive active noise control algorithms overcoming the output saturation effect / Y. Guo, D. Shi, X. Shen, J. Ji, W.-S. Gan // Signal Processing. – 2024. – Vol. 222. – P. 109525. – DOI: 10.1016/j.sigpro.2024.109525.

74. Tool wear prediction through AI-assisted digital shadow using industrial edge device / M. Chehreghad, G. Kecibas, C. Besirova, U. Uresin, M. Irican, I. Lazoglu // Journal of Manufacturing Processes. – 2024. – Vol. 113. – P. 117–130. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.052.

75. *Пономарев Б.Б., Нгуен Ш.Х.* Влияние ориентации инструмента на силы резания при концевом фрезеровании // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2019. – № 3 (708). – С. 11–20. – DOI: 10.18698/0536-1044-2019-3-11-20.

76. *Gimadeev M.R., Li A.A.* Tool condition monitoring techniques for milling // Proceedings of the 9th International Conference on Industrial Engineering. ICIE 2023. – Cham: Springer, 2023. – P. 698–707. – DOI: 10.1007/978-3-031-38126-3_69.

77. *Gowid S., Dixon R., Ghani S.* A novel robust automated FFT-based segmentation and features selection algorithm for acoustic emission condition based monitoring systems // Applied Acoustics. – 2015. – Vol. 88. – P. 66–74. – DOI: 10.1016/j.apacoust.2014.08.007.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Заявленный вклад соавторов:

Гимадеев М.Р. – формулирование основной концепции исследования, проведение экспериментов, подготовка текста статьи и формирование выводов, оформление результатов исследования в графиках, поиск аналитических материалов в отечественных и зарубежных источниках, подготовка обзора литературы;

Стельмаков В.А. – планирование эксперимента, проведение экспериментов, проведение анализа и подготовка первоначальных выводов;

Шеленок Е.А. – проведение критического анализа материалов и формирование выводов, участие в обсуждении материалов статьи, анализ и дополнение текста статьи.

© 2024 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

Product life cycle: machining processes monitoring and vibroacoustic signals filtering

Mikhail Gimadeev ^{a, *}, Vadim Stelmakov ^b, Evgenii Shelenok ^c

Pacific National University, 136 Tihookeanskaya st., Khabarovsk, 680035, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-6685-519X>, 009063@pnu.edu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0003-2763-1956>, 009062@pnu.edu.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-4495-9558>, 007141@pnu.edu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 29 May 2024

Revised: 23 June 2024

Accepted: 12 July 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Life cycle

Equipment measurement sensors

Acoustic diagnostics

Vibration

Tool status monitoring

Online monitoring

Machining process

Funding

This work has funded by the Ministry of science and higher education of Russian Federation (project № FEME–2024–0010).

ABSTRACT

Introduction. In modern manufacturing, the product life cycle comprises various stages, from conception to disposal. Among these stages, machining plays a significant role, as it directly influences the durability and functionality of the finished product. With increasing competition and the need to reduce production costs, optimizing machining processes has become a crucial task. Traditionally, conservative technological approaches have been used to ensure processing quality. However, this often leads to decreased productivity and higher costs. Modern monitoring and diagnostic techniques can significantly improve process control, particularly through tool condition monitoring. **The subject.** This paper discusses the stages of the product life cycle and emphasizes the importance of monitoring machining processes. It explores the potential of using vibroacoustic signals to continuously monitor equipment and product conditions. Special attention is paid to the use of vibroacoustic signals for diagnostics and quality control. Modern approaches to filtering these signals, including the use of the fast *Fourier* transform and various window functions, are analyzed in order to improve the accuracy of the analysis and identify potential defects. **The purpose of this work** is to develop an algorithm for an online monitoring system that will monitor the condition of cutting tools based on the creation of a digital shadow using a vibroacoustic complex. The main tasks to be solved are to establish the ranges of applicability of frequency response of acoustic signals and optimal window functions, as well as to establish the relationship between the degree of wear on the cutting tool and the results of vibration diagnostics and surface roughness. **The methods and technologies** for filtering vibroacoustic signals and their application in real-world production settings are discussed. Special attention is given to the role of digital twins in integrating monitoring and filtering data, allowing for the creation of a virtual model of a product to predict its behavior and optimize processes throughout the life cycle. A comparison of various monitoring methods and technologies is conducted, as well as an analysis of practical examples of digital twin implementation in production processes and its impact on improved control. **Results and discussion** are presented, identifying current research and practical advancements, while also proposing existing challenges and promising areas for future research in the fields of monitoring, signal filtering, and the use of digital twins in mechanical manufacturing.

For citation: Gimadeev M.R., Stelmakov V.A., Shelenok E.A. Product life cycle: machining processes monitoring and vibroacoustic signals filterings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 94–113. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-94-113. (In Russian).

References

1. GOST R 56136–2014. *Upravlenie zhiznennym tsiklom produktsii. Terminy i opredeleniya* [State Standard R 56136–2014. Life cycle management for military products. Terms and definitions]. Moscow, Standartinform Publ., 2016. 24 p.
2. Grieves M. *Digital twin: manufacturing excellence through virtual factory replication: whitepaper*. Melbourne, FL, LLC, 2014, pp. 1–7.
3. GOST R 57700.37–2021. *Komp'yuternye modeli i modelirovanie. Tsifrovye dvoyniki izdelii. Obshchie polozheniya* [State Standard R 57700.37–2021. Computer models and simulation. Digital twins of products. General provisions]. Moscow, Russian Institute of Standardization Publ., 2021. 15 p.

* Corresponding author

Stelmakov Vadim A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
Pacific National University,
136 Tihookeanskaya st.,
680035, Khabarovsk, Russian Federation
Tel.: +7 962 221-74-60, e-mail: 009062@pnu.edu.ru

4. Ingemansson A.R. Sovremennaya nauchnaya problema povysheniya effektivnosti mekhanooobratyvyayushchego proizvodstva putem vnedreniya kiberfizicheskikh sistem v ramkakh kontseptsii «Industriya 4.0» [Current scientific problem of efficiency increase in mechanical operation by cyber-physical systems introduction within “Industry 4.0” concept]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2016, no. 12, pp. 40–44. DOI: 10.12737/23487.
5. Kabaldin Y.G., Shatagin D.A., Kuzmishina A.M. Razrabotka tsifrovogo dvoynika rezhushchego instrumenta dlya mekhanooobratyvyayushchego proizvodstva [The development of a digital twin of a cutting tool for mechanical production]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2019, no. 4 (709), pp. 11–17. DOI: 10.18698/0536-1044-2019-4-11-17.
6. Uhlemann T.H.J., Lehmann C., Steinhilper R. The digital twin: realizing the cyber-physical production system for Industry 4.0. *Procedia CIRP*, 2017, vol. 61, pp. 335–340. DOI: 10.1016/j.procir.2016.11.152.
7. Lu Y., Liu C., Wang K.I.-K., Huang H., Xu X. Digital Twin-driven smart manufacturing: Connotation, reference model, applications and research issues. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2020, vol. 61, p. 101837. DOI: 10.1016/j.rcim.2019.101837.
8. Schleich B., Anwer N., Mathieu L., Wartzack S. Shaping the digital twin for design and production engineering. *CIRP Annals*, 2017, vol. 66, pp. 141–144. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.04.040.
9. Padovano A., Longo F., Nicoletti L., Mirabelli G. A Digital Twin based service oriented application for a 4.0 knowledge navigation in the smart factory. *IFAC-PapersOnLine*, 2018, vol. 51 (11), pp. 631–636. DOI: 10.1016/j.ifacol.2018.08.389.
10. Tao F., Anwer N., Liu A., Wang L., Nee A.Y.C., Li L., Zhang M. Digital twin towards smart manufacturing and industry 4.0. *Journal of Manufacturing Systems*, 2021, vol. 58 (B), pp. 1–2. DOI: 10.1016/j.jmsy.2020.12.005.
11. Gimadeev M.R., Davydov V.M., Li A.A. Influence of shaping trajectory on the surface roughness in milling: vibroacoustic monitoring. *Russian Engineering Research*, 2023, vol. 43 (7), pp. 796–801. DOI: 10.3103/S1068798X23070109.
12. Shevchenko D.V. Metodologiya postroeniya tsifrovyykh dvoynikov na zheleznodorozhnom transporte [Methodology for constructing digital twins in railway transport]. *Vestnik Nauchno-issledovatel'skogo instituta zheleznodorozhnogo transporta = Russian Railway Science Journal*, 2021, vol. 80, no. 2, pp. 91–99. DOI: 10.21780/2223-9731-2021-80-2-91-99.
13. Altintas Y. *Manufacturing automation: metal cutting mechanics, machine tool vibrations, and CNC design*. UK, Cambridge University Press, 2012. 366 p. DOI: 10.1017/CBO9780511843723.
14. GOST R ISO 9000-2015. *Sistema menedzhmenta kachestva. Osnovnye polozheniya i slovar'* [State Standard R ISO 9000-2015. Quality management systems. Fundamentals and vocabulary]. Moscow, Standartinform Publ., 2015. 42 p.
15. GOST R ISO 9001-2015. *Sistemy menedzhmenta kachestva. Trebovaniya* [State Standard R ISO 9001-2015. Quality management systems. Requirements]. Moscow, Standartinform Publ., 2015. 57 p.
16. Kuznetsova V.B., Kondusov D.V., Serdyuk A.I., Sergeev A.I. Monitoring system for high-tech equipment. *Russian Engineering Research*, 2017, vol. 37 (10), pp. 892–896. DOI: 10.3103/S1068798X17100136.
17. Guarin A., Gomez J., Hincapie M., Guerra D., Molina A. Product development integration using PLM tools: An industrial lathe case study. *IFAC Proceedings Volumes*, 2007, vol. 40 (19), pp. 135–140. DOI: 10.3182/20071002-MX-4-3906.00023.
18. Ingemansson A.R., Tchigirinsky Ju.L. Razrabotka sostava tsifrovyykh proizvodstvennykh sistem dlya mekhanicheskoi obrabotki [The designing of composition of digital production systems for metalworking]. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Izvestia of Volgograd State Technical University*, 2019, no. 8 (231), pp. 21–23. (In Russian).
19. GOST R 50995.3.1–96. *Tekhnologicheskoe obespechenie sozdaniya produktsii. Tekhnologicheskaya podgotovka proizvodstva* [State Standard R 50995.3.1–96. Technological support for products development and production. Technological preparation of production]. Moscow, Gosstandart of Russia Publ., 1997. 20 p.
20. GOST 27.002–2015. *Nadezhnost' v tekhnike. Terminy i opredeleniya* [State Standard 27.002–2015. Dependability in technics. Terms and definitions]. Moscow, Standartinform Publ., 2016. 28 p.
21. GOST 27.003–2016. *Nadezhnost' v tekhnike. Sostav i obshchie pravila zadaniya trebovaniy po nadezhnosti* [State Standard 27.003–2016. Industrial product dependability. Dependability requirements: contents and general rules for specifying]. Moscow, Standartinform Publ., 2017. 19 p.
22. Tao F., Qi Q., Liu A., Kusiak A. Data-driven smart manufacturing. *Journal of Manufacturing Systems*, 2018, vol. 48 (C), pp. 157–169. DOI: 10.1016/j.jmsy.2018.01.006.

23. Ladj A., Wang Z., Meski O., Belkadi F., Ritou M., Da Cunha C. A knowledge-based digital shadow for machining industry in a digital twin perspective. *Journal of Manufacturing Systems*, 2021, vol. 58 (B), pp. 168–179. DOI: 10.1016/j.jmsy.2020.07.018.
24. Riesener M., Schuh G., Dolle C., Tonnes C. The digital shadow as enabler for data analytics in product life cycle management. *Procedia CIRP*, 2019, vol. 80, pp. 729–734. DOI: 10.1016/j.procir.2019.01.083.
25. Schuh G., Jussen P., Harland T. The digital shadow of services: a reference model for comprehensive data collection in MRO services of machine manufacturers. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 73, pp. 271–277. DOI: 10.1016/j.procir.2018.03.318.
26. Fedonin O.N., Petreshin D.I., Karpushkin V.A. Razrabotka algoritma funktsionirovaniya avtomatizirovannoi sistemy sbora i analiza dannykh s metallovezhushchikh stankov s ChPU [Development of algorithms of the automated data collection and analysis system with a machine tool CNC]. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of Bryansk State Technical University*, 2014, no. 1 (41), pp. 58–62.
27. Negri E., Berardi S., Fumagalli L., Macchi M. MES-integrated digital twin frameworks. *Journal of Manufacturing Systems*, 2020, vol. 56, pp. 58–71. DOI: 10.1016/j.jmsy.2020.05.007.
28. Jones D., Snider C., Nassehi A., Yon J., Hicks B. Characterising the Digital Twin: a systematic literature review. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2020, vol. 29 (A), pp. 36–52. DOI: 10.1016/j.cirpj.2020.02.002.
29. Ritto T.G., Rochinha F.A. Digital twin, physics-based model, and machine learning applied to damage detection in structures. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2021, vol. 155, p. 107614. DOI: 10.1016/j.ymssp.2021.107614.
30. Liu C., Vengayil H., Zhong R.Y., Xu X. A systematic development method for cyber-physical machine tools. *Journal of Manufacturing Systems*, 2018, vol. 48 (C), pp. 13–24. DOI: 10.1016/j.jmsy.2018.02.001.
31. Cai Y., Starly B., Cohen P., Lee Y.-S. Sensor data and information fusion to construct Digital-twins virtual machine tools for cyber-physical manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 2017, vol. 10, pp. 1031–1042. DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.094.
32. Wang J., Ye L., Gao R.X., Li C., Zhang L. Digital Twin for rotating machinery fault diagnosis in smart manufacturing. *International Journal of Production Research*, 2019, vol. 57 (12), pp. 3920–3934. DOI: 10.1080/00207543.2018.1552032.
33. Pimenov D.Yu., Kumar Gupta M., da Silva L.R.R., Kiran M., Khanna N., Krolczyk G.M. Application of measurement systems in tool condition monitoring of milling: a review of measurement science approach. *Measurement*, 2022, vol. 199, p. 111503. DOI: 10.1016/j.measurement.2022.111503.
34. Kozochkin M.P., Sabirov F.S., Bogan A.N., Myslivcev K.V. Monitoring sostoyaniya tekhnologicheskogo oborudovaniya na promyshlennykh predpriyatiyakh [Monitoring of process equipment for industrial enterprises]. *Vestnik UGATU = Scientific Journal of Ufa State Aviation Technical University*, 2013, vol. 17, no. 8 (61), pp. 56–62.
35. Gimadeev M.R., Li A.A. Analiz sistem avtomatizirovannogo obespecheniya parametrov sherokhovatosti poverkhnosti na osnove dinamicheskogo monitoringa [Analysis of automated surface roughness parameter support systems based on dynamic monitoring]. *Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don)*, 2022, vol. 22, no. 2, pp. 116–129. DOI: 10.23947/2687-1653-2022-22-2-116-129.
36. Qiao Q., Wang J., Ye L., Gao R.X. Digital twin for machining tool condition prediction. *Procedia CIRP*, 2019, vol. 81, pp. 1388–1393. DOI: 10.1016/j.procir.2019.04.049.
37. Qi Q., Tao F. Digital twin and big data towards smart manufacturing and Industry 4.0: 360 Degree comparison. *IEEE Access*, 2018, vol. 6, pp. 3585–3593. DOI: 10.1109/ACCESS.2018.2793265.
38. Cooper C., Wang P., Zhang J., Gao R.X., Roney T., Ragai I., Shaffer D. Convolutional neural network-based tool condition monitoring in vertical milling operations using acoustic signals. *Procedia Manufacturing*, 2020, vol. 49, pp. 105–111. DOI: 10.1016/j.promfg.2020.07.004.
39. Averchenkov V.I., Filippova L.B., Pugach L.I. Programmnyi kompleks opredeleniya velichiny korrektsii na instrument dlya obrabatyvayushchikh tsentrov s datchikami aktivnogo kontrolya [Determination of software tool compensation values in the preparation of automated production of the use of active control sensor tool]. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki = News of the Tula state university. Technical sciences*, 2013, iss. 7 (1), pp. 70–78.
40. Zhou C., Guo K., Sun J., Yang B., Liu J., Song G., Sun C., Jiang Z. Tool condition monitoring in milling using a force singularity analysis approach. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 107, pp. 1785–1792. DOI: 10.1007/s00170-019-04664-4.
41. Cuka B., Kim D.W. Fuzzy logic based tool condition monitoring for end-milling. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 2017, vol. 47, pp. 22–36. DOI: 10.1016/j.rcim.2016.12.009.



42. Barreiro J., Fernandez-Abia A.I., Gonzalez-Laguna A., Pereira O. TCM system in contour milling of very thick-very large steel plates based on vibration and AE signals. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 246, pp. 144–157. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2017.03.016.

43. Lukyanov A.V., Aleynikov D.P. Issledovanie kolebaniy sil vzai-modeistviya frezy s zagotovkoi pri povyshenii skorosti vrashcheniya shpindelya [Analysis of oscillations of cutting forces between a mill and a work-piece when increasing the spindle rotation speed]. *Sovremennye tekhnologii. Sistemnyi analiz. Modelirovanie = Modern Technologies. System Analysis. Modeling*, 2017, vol. 56, no. 4, pp. 70–82. DOI: 10.26731/1813-9108.2017.4(56).70-82. (In Russian).

44. Volosova M.A. Avtomatizirovannaya sistema monitoringa i diagnostiki obrabotki otvetstvennykh detalei v mashinostroenii keramicheskimi rezhushchimi instrumentami [Automated monitoring and diagnostic system for the processing of critical parts in mechanical engineering ceramic cutting tool]. *Innovatsii = Innovations*, 2016, no. 8 (214), pp. 84–87. (In Russian).

45. Rizal M., Ghani J.A., Nuawi M.Z., Haron C.H.C. Cutting tool wear classification and detection using multi-sensor signals and Mahalanobis-Taguchi System. *Wear*, 2017, vol. 376–377 (B), pp. 1759–1765. DOI: 10.1016/j.wear.2017.02.017.

46. Hu M., Ming W., An Q., Chen M. Tool wear monitoring in milling of titanium alloy Ti-6Al-4 V under MQL conditions based on a new tool wear categorization method. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 104, pp. 4117–4128. DOI: 10.1007/s00170-019-04125-y.

47. Nouri M., Fussell B.K., Ziniti B.L., Linder E. Real-time tool wear monitoring in milling using a cutting condition independent method. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2015, vol. 89, pp. 1–13. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2014.10.011.

48. Shaffer D., Ragai I., Danesh-Yazdi A., Loker D. Investigation of the feasibility of using microphone arrays in monitoring machining. *Manufacturing Letters*, 2018, vol. 15 (B), pp. 132–134. DOI: 10.1016/j.mfglet.2017.12.008.

49. Mohamed A., Hassan M., Msaoubi R., Attia H. Tool condition monitoring for high-performance machining systems – a review. *Sensors*, 2022, vol. 22, p. 2206. DOI: 10.3390/s22062206.

50. Vetrichevan G., Sundaram S., Kumaran S., Velmurugan P. An investigation of tool wear using acoustic emission and genetic algorithm. *Journal of Vibration Control*, 2014, vol. 21 (15), pp. 3061–3066. DOI: 10.1177/1077546314520835.

51. Sahinoglu A., Rafighi M. Investigation of vibration, sound intensity, machine current and surface roughness values of AISI 4140 during machining on the lathe. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2020, vol. 45, pp. 765–778. DOI: 10.1007/s13369-019-04124-x.

52. Hu S., Liu F., He Y., Hu T. An on-line approach for energy efficiency monitoring of machine tools. *Journal of Cleaner Production*, 2012, vol. 27, pp. 133–140. DOI: 10.1016/j.jclepro.2012.01.013.

53. Suslov A.G., Fedorov V.P., Nagorkin M.N., Pyrikov I.L. Kompleksnyi podkhod k eksperimental'nyim issledovaniyam tekhnologicheskikh sistem metallobrabotki po obespecheniyu parametrov kachestva i ekspluatatsionnykh svoystv poverkhnostei detalei mashin [Complex approach to experimental investigations of metal-working technological systems to ensure parameters of quality and operation properties of machinery surfaces]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2018, no. 10, pp. 3–13. DOI: 10.30987/article_5bb4b1f9abbc54.46761484.

54. Alzugaray-Franz R., Diez-Cifuentes E., Leal-Munoz E., Villaverde San Jose M., Vizán A. Determination of tool wear in peripheral milling operations based on acoustic emission signals. *IACME 2022: Proceedings of the XV Ibero-American Congress of Mechanical Engineering*, 2023, pp. 300–305. DOI: 10.1007/978-3-031-38563-6_44.

55. Moricz L., Viharos Z.J., Nemeth A., Szepligeti A., Buki M. Off-line geometrical and microscopic & on-line vibration based cutting tool wear analysis for micro-milling of ceramics. *Measurement*, 2020, vol. 163, p. 108025. DOI: 10.1016/j.measurement.2020.108025.

56. Patwari A.U., Zamee A.A., Bhuiyan M.H., Sakib S.M. The surface roughness analysis using sound signal in turning of mild steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 703, p. 012011. DOI: 10.1088/1757-899X/703/1/012011.

57. GOST R 51904–2002. *Programmnoe obespechenie vstroennykh sistem. Obshchie trebovaniya k razrabotke i dokumentirovaniyu* [State Standard R 51904–2002. Embedded system software. General requirements for development and documentation]. Moscow, Standartinform Publ., 2012. 36 p.

58. GOST R ISO/MEK 15910–2002. *Informatsionnaya tekhnologiya. Protssess sozdaniya programmnoy sredstva pol'zovatelya* [State Standard R ISO/MEK 15910–2002. Information technology. Software user documentation process]. Moscow, Standartinform Publ., 2012. 98 p.

59. GOST 34.201–89. *Informatsionnaya tekhnologiya. Kompleks standartov na avtomatizirovannyye sistemy. Vidy, komplektnost' i oboznachenie dokumentov pri sozdanii avtomatizirovannykh system* [State Standard 34.201–89. Information technology. Set of standards for automated systems. Types, sets and indication of documents for automated systems making]. Moscow, Goskomstandart Publ., 2002. 36 p.
60. GOST 34.601–90. *Informatsionnaya tekhnologiya. Kompleks standartov na avtomatizirovannyye sistemy. Avtomatizirovannyye sistemy stadii sozdaniya* [State Standard 34.601–90. Information technology. Set of standards for automated systems. Automated systems. Stages of development]. Moscow, Goskomstandart Publ., 2002. 84 p.
61. GOST R ISO/MEK 12207–2010. *Informatsionnaya tekhnologiya. Sistemnaya i programmnaya inzheneriya. Protsessy zhiznennogo tsikla programmnykh sredstv* [State Standard R ISO/MEK 12207–2010. Information technology. System and software engineering. Software life cycle processes]. Moscow, Standartinform Publ., 2011. 105 p.
62. GOST R 15.301–2016. *Sistema razrabotki i postanovki produktsii na proizvodstvo. Produktiya proizvodstvenno-tekhnicheskogo naznacheniya. Poryadok razrabotki i postanovki produktsii na proizvodstvo* [State Standard R 15.301–2016. System of product development and launching into manufacture. Products of industrial and technical designation. Procedure of product development and launching into manufacture]. Moscow, Standartinform Publ., 2018. 15 p.
63. GOST ISO/IEC 15420–2010. *Avtomaticeskaya identifikatsiya. Kodirovanie shtrikhovoe. Spetsifikatsiya simvoliki shtrikhovogo koda EAN/UPC* [State Standard ISO/IEC 15420–2010. Automatic identification. Bar coding. EAN/UPC bar code symbology specification]. Moscow, Standartinform Publ., 2011. 45 p.
64. Ingemansson A.R. Tekhnologicheskaya podgotovka i adaptivnoe upravlenie v tsifrovyykh proizvodstvennykh sistemakh [Technological preparation and adaptive control in digital production systems]. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Bulletin of the Kuzbass State Technical University*, 2021, no. 4, pp. 5–13. DOI: 10.26730/1999-4125-2021-4-5-13.
65. Suslov A.G., Medvedev D.M., Petreshin D.I., Fedonin O.N. Sistema avtomatizirovannogo tekhnologicheskogo upravleniya iznosostoikost'yu detalei mashin pri obrabotke rezaniem [System for automated wear-resistance technological control of machinery at cutting]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii = Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 2018, no. 5 (83), pp. 40–44. DOI: 10.30987/article_5ad8d291cddcd8.06334386.
66. Tugengold A.K., Izyumov A.I. Printsipy kontseptual'nogo podkhoda k sozdaniyu podsistemy Instrument v smart-pasporte mnogooperatsionnogo stanka [Principles of conceptual approach to creating tool subsystem for multioperation machine smart-passport]. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta = Vestnik of Don State Technical University*, 2014, vol. 14 (2), pp. 74–83. DOI: 10.23947/1992-5980-2014-2-74-83.
67. Xiurong Z., Yeu W. Process analysis and parameter optimization of five axis NC machine for machining complex curved surface impellers. *2019 International Conference on Intelligent Transportation, Big Data & Smart City (ICITBS)*, Changsha, China, 2019, pp. 122–124. DOI: 10.1109/ICITBS.2019.00036.
68. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Sinergeticheskii podkhod k povysheniyu effektivnosti upravleniya protsessami obrabotki na metallovezhushchikh stankakh [Synergetic approach to improve the efficiency of machining process control on metalcutting machines]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 84–99. DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.3-84-99.
69. Kouguchi J., Yoshioka H. Monitoring method of cutting forces and vibrations by using frequency separation of acceleration sensor signals during milling process with small ball end mills. *Precision Engineering*, 2024, vol. 85, pp. 337–356. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2023.10.013.
70. Lu Z., Wang M., Dai W., Sun J. In-process complex machining condition monitoring based on deep forest and process information fusion. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 104, pp. 1953–1966. DOI: 10.1007/s00170-019-03919-4.
71. Yao Z., Shen J., Wu M., Zhang D., Luo M. Position-dependent milling process monitoring and surface roughness prediction for complex thin-walled blade component. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2023, vol. 198, p. 110439. DOI: 10.1016/j.ymssp.2023.110439.
72. Accattatis A., Saggio G., Giannini F. A real time FFT-based impedance meter with bias compensation. *Measurement*, 2011, vol. 44 (4), pp. 702–707. DOI: 10.1016/j.measurement.2011.01.00.
73. Guo Y., Shi D., Shen X., Ji J., Gan W.-S. A survey on adaptive active noise control algorithms overcoming the output saturation effect. *Signal Processing*, 2024, vol. 222, p. 109525. DOI: 10.1016/j.sigpro.2024.109525.
74. Chehrehzad M., Kecibas G., Besirova C., Uresin U., Irican M., Lazoglu I. Tool wear prediction through AI-assisted digital shadow using industrial edge device. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 113, pp. 117–130. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.052.
75. Ponomarev B.B., Nguyen S.H. Vliyanie orientatsii instrumenta na sily rezaniya pri kontsevom frezerovanii [The influence of tool orientation on cutting forces during end milling]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii*.

Mashinostroenie = *Proceedings of Higher Educational Institutions. Machine Building*, 2019, no. 3, pp. 11–20. DOI: 10.18698/0536-1044-2019-3-11-20.

76. Gimadeev M.R., Li A.A. Tool condition monitoring techniques for milling. *Proceedings of the 9th International Conference on Industrial Engineering. ICIE 2023*. Cham, Springer, 2023, pp. 698–707. DOI: 10.1007/978-3-031-38126-3_69.

77. Gowid S., Dixon R., Ghani S. A novel robust automated FFT-based segmentation and features selection algorithm for acoustic emission condition based monitoring systems. *Applied Acoustics*, 2015, vol. 88, pp. 66–74. DOI: 10.1016/j.apacoust.2014.08.007.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Claimed contribution of co-authors:

Gimadeev M.R. – formulation of the basic concept of the study, conducting experiments, preparing the text of the paper and drawing conclusions, presenting the research results in graphs, searching for analytical materials in domestic and foreign sources, preparing a literature review;

Stelmakov V.A. – planning the experiment, conducting experiments, conducting analysis and preparing initial conclusions;

Shelenok E.A. – conducting a critical analysis of materials and drawing conclusions, participating in the discussion of the paper materials, analyzing and supplementing the text of the paper.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Информационные свойства частотных характеристик динамической системы резания при диагностике износа инструментов

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

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

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

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9:531.3

История статьи:

Поступила: 22 мая 2024

Рецензирование: 14 июня 2024

Принята к печати: 22 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Диагностика состояния режущего инструмента

Вибрации

Информационные модели динамического мониторинга

Финансирование

Исследование выполнено при поддержке гранта в рамках конкурса «Наука-2030».

АННОТАЦИЯ

Введение. Одно из направлений повышения эффективности обработки резанием связано с созданием систем диагностики износа инструмента. Разработаны алгоритмы и устройства, оценивающие износ на основе анализа сигнала виброакустической эмиссии. Эти алгоритмы, как правило, не раскрывают природу образования износа и причины изменения по мере его развития. **Предмет.** Статья посвящена анализу причин изменения свойств вибраций с развитием износа инструмента. **Целью данной работы** является изучение изменения частотных характеристик динамической системы резания, вызванных развитием износа, построение на этой основе информационных моделей диагностики и использование их в промышленности. **Метод и методология.** Приводятся результаты математического моделирования возмущенной динамической системы резания, где наблюдаемые вибрационные последовательности являются следствием возмущений, преобразованных динамической системой, параметры которой зависят от износа. Рассматриваются два частотных диапазона. **Результаты и обсуждения.** Первый диапазон включает в себя частоты, лежащие в пределах полосы пропускания подсистемы инструмента, второй – за ее пределами. В первом частотном диапазоне аналитически и экспериментально доказано, что развитие износа приводит к принципиальным изменениям частотных свойств системы резания как преобразователя возмущений в колебания инструмента. Наблюдается смещение собственных частот колебательных контуров, формируемых системой резания, и уменьшение их добротности; по мере развития износа проявляются некоторые выявленные особенности спектров вибраций, в том числе соотношения низкочастотной и высокочастотной частей спектра и др. Во втором частотном диапазоне рассматривается модель силовой эмиссии в виде случайной импульсной последовательности и отображения в ней износа. Приводятся результаты изучения функции когерентности между силами, действующими на инструмент, и колебательными смещениями. Предлагаются информационные модели износа, приводится пример информационной модели износа и результаты его использования в промышленности.

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

Введение

В связи с созданием автоматизированных систем обработки резанием в последние сорок лет ведутся исследования, направленные на создание систем диагностики обработки. Рассматриваются проблемы выбора режимов, при которых наблюдается наибольшая экономическая эффективность [1–3] и минимальная интенсивность

изнашивания инструмента [4, 5]. Рассматриваются алгоритмы, позволяющие оценить текущие характеристики состояния станка и инструмента [6–9], а также качества формируемой резанием поверхности [10, 11]. В системах диагностики используются временные последовательности виброакустической эмиссии (ВАЭ) [7, 12–15], сил [16, 17], температуры резания [7, 18, 19] и др. Используются также элементы машинного зрения, ток якоря серводвигателя [16]. Особое место в создании этих систем занимает ВАЭ. Анализируется сигнал ВАЭ в частотном диапазоне от 10 Гц до 600 кГц, отдельные поддиапазоны которого отображают различные свойства

*Адрес для переписки

Гвинджилия Валерия Енвериевна, к.т.н., доцент

Донской государственный технический университет,
пл. Гагарина, 1,

344000, г. Ростов-на-Дону, Россия

Тел.: +7 918 583-23-33, e-mail: vvgvindjiliya@donstu.ru

физико-механических взаимодействий в зоне резания. В частотном диапазоне 10...2000 Гц изучаются изменения макровзаимодействий, а в частотном диапазоне 20...600 кГц отображаются процессы микроконтактных взаимодействий на гранях инструмента и в области первичной пластической деформации. Самостоятельное значение имеет оценивание состояния узлов трения, в том числе в контакте задней грани инструмента и заготовки [20, 21]. Отмечается, что развитие износа вызывает изменение статистических свойств ВАЭ в узле трения. Выполнены исследования, направленные на оценивание состояния узлов станка по сигналу вибраций при резании [22, 23], а также качества изготовления деталей [24, 25].

Особое внимание уделяется оцениванию износа инструмента [26–29]. Рассматриваются измерительные преобразователи для анализа вибраций динамической системы резания (ДСР), а также пьезоэлектрические преобразователи [26, 27], лазерные системы [28, 29], бесконтактные электрические преобразователи, например магнитоэлектрические, индукционные, емкостные и пр. Построение систем диагностики включает в себя методы первичной обработки сигналов и построение информационного пространства, в котором рассматриваются решающие правила распознавания. Как правило, применяются преобразование Фурье [26–28] и вейвлет-преобразования [29] вибрационных последовательностей, авторегрессионный спектральный анализ [2, 30–33], различные функционалы над последовательностями, в том числе алгоритмы обучаемых фильтров и самонастраивающиеся алгоритмы [34–36]. Используется также преобразование Гильберта – Хуанга [43]. Эти преобразования определяют первичную обработку информации. В дальнейшем для получения информационной модели используются алгоритмы нейро-нечеткого моделирования [29] и байесовские классификационные правила [14, 37]. Рассматривается повышение эффективности диагностирования за счет комплексирования сигналов различной физической природы [38–42]. Здесь широкое распространение получили системы совместной обработки информации о силах и ВАЭ [38, 39], а также о температуре и ВАЭ [40, 41].

Во всех случаях при разработке систем виброакустической диагностики рассматрива-

ются две проблемы. Первая проблема связана с построением информационного пространства, вторая – с определением правил, с помощью которых в информационном пространстве можно обеспечить кластеризацию по признаку износа. Поэтому интуитивно или экспериментально анализируется зависимость ДСР от износа. Моделированию ДСР посвящено множество исследований. Она рассматривается как единство взаимодействующих через резание подсистем [44–47]. Взаимодействие моделируется динамической связью, представляющей зависимость сил от координат состояния [45, 46], прежде всего от упругих деформаций [6, 17, 24, 25]. При этом учитывается регенерация следа от деформаций, оставленного на предыдущем обороте заготовки [48–50], запаздывание сил по отношению к деформациям [45, 51, 52] и нелинейная зависимость сил от координат состояния [52–54]. Приведенный перечень далеко не исчерпывает исследования в области ДСР. Отметим, что в этих исследованиях основное внимание уделено проблеме устойчивости, формированию притягивающих множеств деформаций, их бифуркациям и др. Однако при решении проблем диагностирования необходимо рассматривать ДСР как канал для передачи информации о силовых взаимодействиях, в которых проявляются свойства возмущения, зависящего от износа. Причем свойства этого канала также зависят от износа, поскольку изменение износа вызывает изменение параметров формируемой резанием динамической связи. Имеется работа, в которой описано влияние флуктуации параметров на устойчивость ДСР [55]. Однако изменения этих параметров рассматриваются в квазистатике, и не раскрывается их связь с износом. Анализ показывает, что следующий этап изучения методов динамического мониторинга износа связан с решением двух проблем. Во-первых, необходимо проанализировать частотные свойства ДСР как канала, по которому передается информация о силовых взаимодействиях, например, в области задней грани инструмента. Причем частотные свойства этого канала зависят от износа, они влияют и на помехозащищенность передачи информации об износе. Во-вторых, необходимо привести модели самой силовой эмиссии с учетом ее зависимости от износа. Эти две проблемы и определяют *цель исследований*, приведенных в статье.

Методика исследований

Математическое моделирование. Постановка задачи. Рассмотрим модель ДСР, в основу которой положены полученные нами ранее представления [17, 24, 25]. В отличие от ранее выполненных исследований будем рассматривать ее возмущенной аддитивным силовым шумом $\mathbf{f}(t) = \{f_1, f_2, f_3\}^T$:

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

где $\mathbf{m} = \text{diag}(m)$, $\mathbf{h} = [h_{s,k}]$, $\mathbf{c} = [c_{s,k}]$, $s, k = 1, 2, 3$, – положительно определенные симметричные матрицы инерционных, скоростных и упругих коэффициентов; $\mathbf{X} = \{X_1, X_2, X_3\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$ – вектор деформаций инструмента, рассматриваемых в подвижной системе координат траекторий исполнительных элементов станка (ТИЭС); $\mathbf{F}_\Sigma = \mathbf{F} + \mathbf{\Phi}$ – вектор-функция сил на передней $\mathbf{F}$ и задней $\mathbf{\Phi}$ гранях, формируемых в координатах состояния ДСР; $\mathbf{F} = \{F_1, F_2, F_3\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$; $\mathbf{\Phi} = \{\Phi_1, \Phi_2, \Phi_3\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$. ТИЭС представлены перемещениями $\mathbf{L} = \{L_1, L_2, L_3\}^T \in \mathcal{R}_L^{(3)}$ и скоростями $d\mathbf{L}/dt = \mathbf{V} = \{V_1, V_2, V_3\}^T \in \mathcal{R}_L^{(3)}$. Введем в рассмотрение также скорости деформаций $\mathbf{V}_X = d\mathbf{X}/dt = \{V_{X,1}, V_{X,2}, V_{X,3}\}^T \in \mathcal{R}_X^{(3)}$.

Таким образом, $\mathcal{R}_L^{(3)}$ есть рабочее пространство ТИЭС, а пространство упругих деформаций $\mathcal{R}_X^{(3)}$ является подвижным. Оно определяет

ся траекториями $\mathbf{L}$ и $\mathbf{V}$ (рис. 1). В дальнейшем будем опираться на метод разделения движений [56, 57], позволяющий независимо рассматривать «медленные» движения, лежащие в пределах полосы пропускания серводвигателей. Они также включают в себя смещения точки равновесия упругих деформаций. В реальных системах частотный диапазон «медленных» движений ограничен сверху частотой, не превышающей 10,0 Гц. Это частотный диапазон, в котором движения вершины инструмента являются управляемыми ТИЭС. «Быстрые» движения рассматриваются в вариациях относительно «медленных» [58]. Они лежат в пределах полосы пропускания подсистемы инструмента – в диапазоне от 10,0 Гц до 2,0 кГц. Эти движения не управляемы с помощью ТИЭС, но можно управлять их свойствами. Колебания, лежащие в указанном диапазоне, рассматриваются как ВАЭ процесса резания. Рассмотрим также «супербыстрые» движения, лежащие за пределами полосы пропускания подсистемы (1). Такие колебания характеризуются как акустическая эмиссия. Подсистемы «быстрых» и «супербыстрых» движений подлежат рассмотрению. При изучении связи «быстрых» движений с износом рассматриваются АЧХ ДСР. Они изменяются в ходе развития износа. При изучении «супербыстрых» движений рассматривается сигнал силовой эмиссии как случайной импульсной последовательности (СИП) силовых воздействий.

Вначале рассмотрим подсистему «быстрых» движений. Система (1) имеет априорно заданные и неизменные параметры. Поэтому в частотных характеристиках деформаций «высвечиваются» собственные частоты подсистемы инструмента.

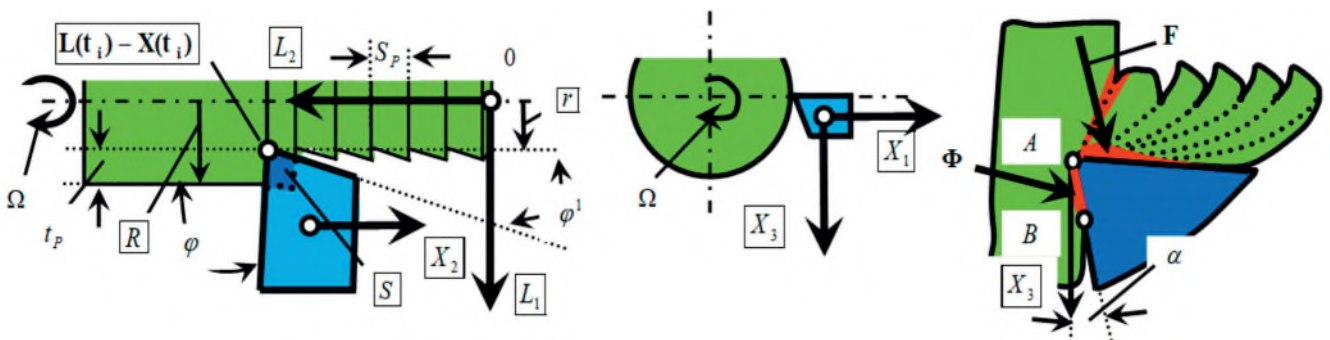


Рис. 1. Схема формирования сил, деформаций и траекторий исполнительных элементов

Fig. 1. Formation of forces, deformations and trajectories of actuators

По мере увеличения частоты силовых возмущений в системе (1) наблюдаются пики на собственных частотах и затухания на антирезонансах. Свойства подсистемы «быстрых» движений меняются, если силы выразить через координаты состояния следующим образом [17, 24, 25]:

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

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

$$\begin{cases} t_P(t) = t_P^{(0)}(t) - [X_1(t) - k_p X_1(t - T)]; \\ S_P(t) = \int_{t-T}^t \{V_2(\xi) - V_{X_2}(\xi)\} d\xi; \\ V_P(t) = \text{Mod} \{ [V_1(t) - V_{X_1}(t)], \\ [V_2(t) - V_{X_2}(t)], [V_3(t) - V_{X_3}(t)] \}^T, \end{cases} \quad (3)$$

где $t_P(t)$, $S_P(t)$, $V_P(t)$ – глубина, подача и скорость резания; $t_P^{(0)}(t) = R(t) - L_1(t)$.

Ограничимся продольным точением вала постоянного диаметра ($R = \text{const}$) на режимах $L_1(t) = L_1(0) = \text{const}$, $L_2(t) = V_2 t$, $L_3(t) = V_3 t$. Рассматривается точение инструментом с углом в плане $\varphi = \pi/2$ (рис. 1). Угол $\varphi^1 \rightarrow 0$. Малым также является задний угол $\alpha \rightarrow 0$, обычно $\alpha < 6^\circ$. Для точения на постоянных режимах при условии устойчивости равновесия $\mathbf{X} = \{X_1^*, X_2^*, X_3^*\}^T = \text{const}$ справедливо

$$\begin{aligned} t_P^* &= t_P^{(0)} - X_1^*(1 - k_p); \quad S_P^* = V_2 T; \\ V_P^* &\approx V_3, \end{aligned} \quad (4)$$

где $t_P^{(0)}(t) = R(t) - L_1(0)$; в точке равновесия справедливо $X_2(t) = X_2(t - T)$, поэтому $S_P^* = V_2 T$; кроме этого в выражении (4) принято во внимание, что $V_3 \gg V_2$.

Таким образом, в установившемся состоянии вершина инструмента движется вдоль поверхности заготовки по направлению «А-В», это направление под углом $\varphi = \arctg(V_3 / V_2)$. Траектория сдвинута на $\mathbf{X}^* = \text{const}$ (рис. 2), она обозначена красным цветом. Рассматривается типичный случай: $S_P^{(0)} \ll t_P^{(0)}$. Тогда $\Phi_1 \rightarrow 0$.

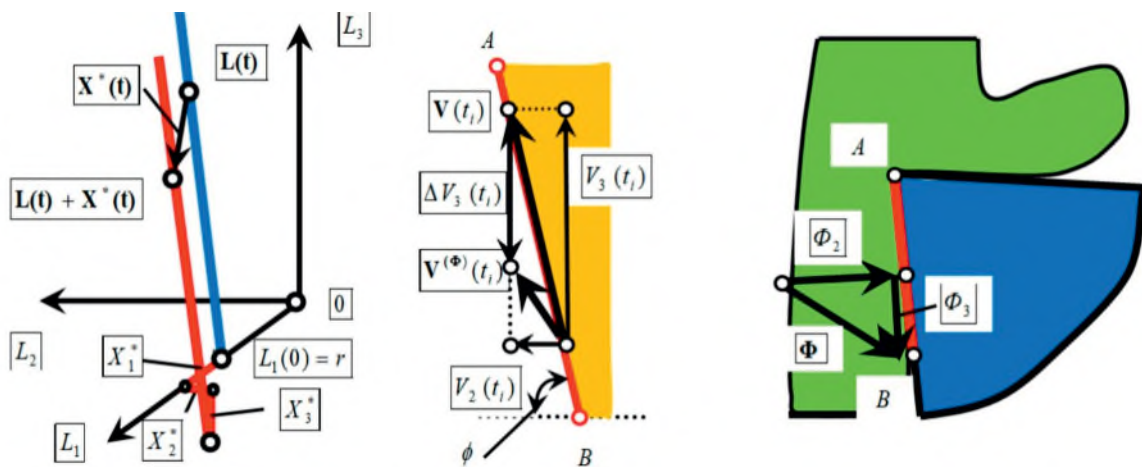


Рис. 2. Схема изменения направления движений в области контакта задней грани инструмента и заготовки

Fig. 2. Changing the direction of motion in the contact area between the rear edge of the tool and the workpiece

Для дальнейшего анализа удобно ввести агрегированные координаты

$$\begin{aligned} v &= (V_2 - dX_2 / dt) / (V_3 - dX_3 / dt); \\ v^* &= V_2 / V_3. \end{aligned} \quad (5)$$

Ранее было показано [24, 25], что силы Φ_2 и Φ_3 представимы как

$$\begin{aligned} \Phi_2 &= k_\Phi F_0 + \rho_0 [t_P^{(0)} - X_1(t)] \exp[\zeta(v - v^*)]; \\ \Phi_3 &= k_\Phi k_T F_0 + k_T \rho_0 \times \\ &\times \left\{ (t_P^{(0)} - X_1(t)) \exp[\zeta(v - v^*)] \right\}, \end{aligned} \quad (6)$$

где ρ_0 – сила, приведенная к длине контакта режущего лезвия, кг/мм; ζ – параметр, зависящий от заднего угла α и износа; k_T – коэффициент трения; Φ – безразмерный коэффициент упругого восстановления.

Уравнения (1–3) характеризуют подсистему инструмента с нелинейной обратной связью. Поскольку система является нелинейной, то ее реакция зависит от частоты и амплитуды. Вначале проанализируем АЧХ при малых возмущениях.

Линеаризованные реакции системы. При малых возмущениях сил и вариаций площади

среза S (рис. 1) в окрестности равновесия справедливо линеаризованное представление. Тогда динамика системы, возмущенной силами $f(t)$, может быть представлена исключительно в функции частоты, причем силовые возмущения удобно рассматривать в виде «белого» шума. При этом можно воспользоваться методами преобразования Лапласа. Для малых деформаций в окрестности равновесия силами, действующими на задние грани, можно пренебречь. Тогда вместо уравнения (2) справедливо

$$\begin{aligned} T^{(0)} dF^{(0)} / dt + F^{(0)} &= \\ &= \bar{\rho} \left\{ t_P^{(0)} S_P^{(0)} - [X_1 - k_p X_1(t - T)] S_P^{(0)} - \right. \\ &\quad \left. - [X_2(t) - X_2(t - T)] t_P^{(0)} + \varepsilon \right\}, \end{aligned} \quad (7)$$

где $\bar{\rho} = \Omega_F \int_{t-(\Omega_F)^{-1}}^t \rho_0 \{1 + \mu \exp[-\zeta(V_3 - V_{X_3}(\xi))]\} \times$
 $\times d\xi \Rightarrow \rho_0 \{1 + \mu \exp[-\zeta V_3]\} = \text{const}$, так как $V_{X_2}(t) \rightarrow 0$; $\varepsilon = [X_1 - k_p X_1(t - T)][X_2(t) - X_2(t - T)] = 0$, поскольку ε есть произведение малых величин. Вместо уравнений (1) и (7) в изображениях по Лапласу имеем

$$\left\{ \begin{aligned} X_i(p) &= W_{F_0, X_i}(p) F_0(p), \quad i = 1, 2, 3; \\ F^{(0)} &= \frac{\bar{\rho} \{ t_P^{(0)} S_P^{(0)} - X_1(p) S_P^{(0)} [1 - k_p \exp(-Tp)] - X_2(p) [1 - \exp(-Tp)] t_P^{(0)} \}}{(1 + T^{(0)} p)}, \end{aligned} \right\} \quad (8)$$

где p – символ изображения по Лапласу; $W_{F_0, X_i}(p) = \Delta_{X_i}(p) / \Delta(p)$, $i = 1, 2, 3$;

$$\begin{aligned} \Delta(p) &= \begin{bmatrix} (mp^2 + h_{1,1}p + c_{1,1}) & (h_{2,1}p + c_{2,1}) & (h_{3,1}p + c_{3,1}) \\ (h_{1,2}p + c_{1,2}) & (mp^2 + h_{2,2}p + c_{2,2}) & (h_{3,2}p + c_{3,2}) \\ (h_{1,3}p + c_{1,3}) & (h_{2,3}p + c_{2,3}) & (mp^2 + h_{3,3}p + c_{3,3}) \end{bmatrix}; \\ \Delta_{X_1}(p) &= \begin{bmatrix} \chi_1 & (h_{2,1}p + c_{2,1}) & (h_{3,1}p + c_{3,1}) \\ \chi_2 & (mp^2 + h_{2,2}p + c_{2,2}) & (h_{3,2}p + c_{3,2}) \\ \chi_3 & (h_{2,3}p + c_{2,3}) & (mp^2 + h_{3,3}p + c_{3,3}) \end{bmatrix}; \\ \Delta_{X_2}(p) &= \begin{bmatrix} (mp^2 + h_{1,1}p + c_{1,1}) & \chi_1 & (h_{3,1}p + c_{3,1}) \\ (h_{1,2}p + c_{1,2}) & \chi_2 & (h_{3,2}p + c_{3,2}) \\ (h_{1,3}p + c_{1,3}) & \chi_3 & (mp^2 + h_{3,3}p + c_{3,3}) \end{bmatrix}; \end{aligned}$$

$$\Delta_{X_3}(p) = \begin{bmatrix} (mp^2 + h_{1,1}p + c_{1,1}) & (h_{2,1}p + c_{2,1}) & \chi_1 \\ (h_{1,2}p + c_{1,2}) & (mp^2 + h_{2,2}p + c_{2,2}) & \chi_2 \\ (h_{1,3}p + c_{1,3}) & (h_{2,3}p + c_{2,3}) & \chi_3 \end{bmatrix}.$$

Выражения $W_{F_0, X_i}(p) = \Delta_{X_i}(p) / \Delta(p)$, $i = 1, 2, 3$, имеют смысл динамической податливости в i -м направлении. В соответствии системе (8) можно поставить структурную схему (рис. 3), на которой видно, что ДСР можно представить в виде объекта (подсистемы инструмента), охваченного отрицательной обратной связью (динамической связью, формируемой резанием). Во внутреннем регуляторе можно выделить два основных канала, которые имеют в разомкнутом состоянии общие коэффициенты усиления: $k_{\Sigma, 1} = \rho W_{F_0, X_1}(0)S_P^{(0)}$ и $k_{\Sigma, 2} = \rho W_{F_0, X_2}(0)t_P^{(0)}$. От них зависит влияние динамической связи на

частотные характеристики. Нетрудно видеть, что $k_{\Sigma, 2} \gg k_{\Sigma, 1}$, так как $t_P^{(0)} \gg S_P^{(0)}$.

Основное внимание сосредоточим на преобразовании силовой эмиссии $f(t)$ в деформационные смещения инструмента. Для выяснения других возмущений достаточно их привести к силам, добавив соответствующее динамическое звено. На структурной схеме (рис. 3) пунктиром показано преобразование воздействия $\Delta S(t)$ к силам. Вычислим $W_{f, X_i}(p)$, $i = 1, 2, 3$, которая определяет преобразование силовой эмиссии в деформации инструмента:

$$W_{f, X_i}(p) = \frac{W_{F_0, X_i}(p)}{1 + \frac{\rho^{(v)}}{1 + T_0 p} \{S_P^{(0)} W_{F_0, X_1}(p) + t_P^{(0)} W_{F_0, X_2}(p) [1 - \exp(-Tp)]\}}, \quad i = 1, 2, 3. \quad (9)$$

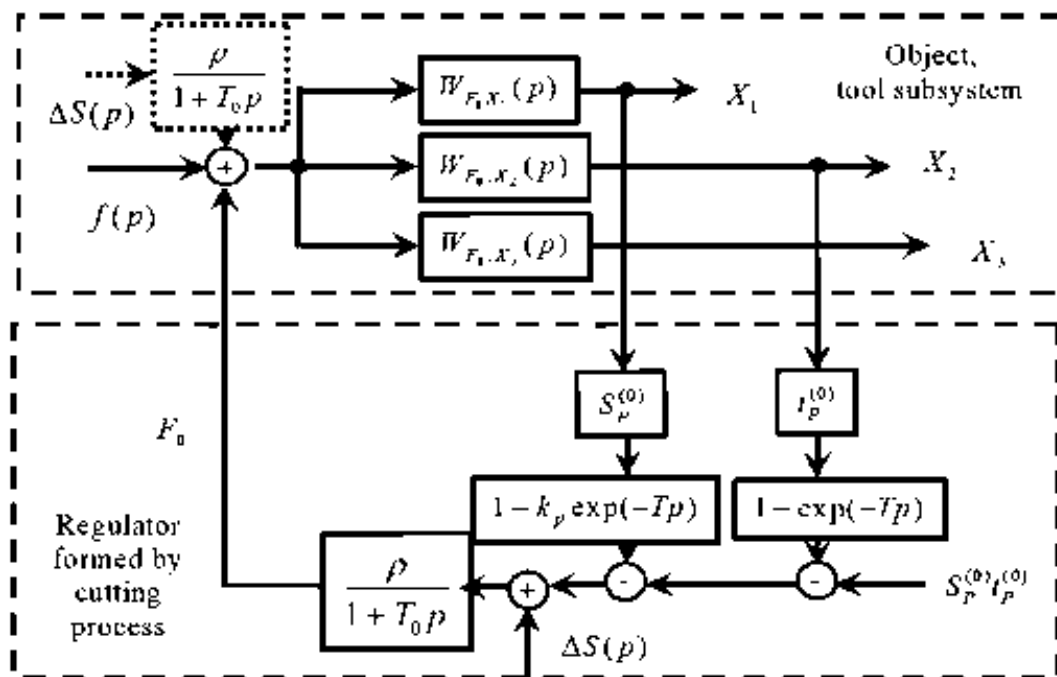


Рис. 3. Структурная схема линеаризованной динамической системы, возмущенной силами $f(p)$ и вариациями площади срезаемого слоя $\Delta S(p)$

Fig. 3. Block diagram of a linearized dynamic system perturbed by forces $f(p)$ and variations in the area of the cut layer $\Delta S(p)$

Во внутреннем регуляторе можно выделить два основных канала. Главное значение имеет контур, включающий передаточную функцию в разомкнутом состоянии $\frac{\rho^{(v)} \{t_P^{(0)} W_{F_0, X_2}(p) [1 - \exp(-Tp)]\}}{1 + T_0 p}$. Из выраже-

ния (9) следует, что за счет динамической связи частотные свойства преобразования сил в деформации изменяются. Изменения зависят от режимов и от параметров $\rho^{(v)}$ и $T^{(0)}$.

Рассмотрим три случая.

1. Пусть $\rho^{(v)} = 0$, тогда $W_{f, X_i}(p) = W_{F_0, X_i}(p)$, и $\text{Mod}\{W_{F_0, X_i}(p)\}$ имеет три резонанса $\omega_{0,i}$, $i = 1, 2, 3$, и два антирезонанса. Эффект приближения частотных характеристик ДСР к характеристикам подсистемы инструмента наблюдается и при малых значениях $S_P^{(0)}$ и $t_P^{(0)}$.

Таким образом, по изменению частотных характеристик подсистемы инструмента можно судить об изменениях параметров формируемой резанием динамической связи. При малых колебаниях главное значение имеет параметр $\rho^{(v)}$.

2. Будем мысленно увеличивать $\rho^{(v)}$. Из выражения (9) вытекает, что свойства системы будут принципиально меняться. В частности, на резонансах всплески амплитуд будут уменьшаться. К тому же $\rho < \rho_{\max}$, где $\rho_{\max}$ – максимально допустимое значение, при котором система устойчива. Значение $\rho_{\max}$ зависит от технологических режимов и параметров системы. При увеличении $t_P^{(0)}$ значение $\rho_{\max}$ уменьшается. Его значение зависит также от $T^{(0)}$ и $W_{F_0, X_1}(j\omega)$.

3. Если выполняется обычное для точения условие $t_P^{(0)} \gg S_P^{(0)}$, то главное влияние на АЧХ оказывает $\text{Mod}\left\langle \frac{\rho^{(v)}}{1 + T_0 j\omega} \{t_P^{(0)} W_{F_0, X_2}(j\omega) \times [1 - \exp(-Tj\omega)]\} \right\rangle$. Тогда существует такое множество частот $\omega \in \Delta\omega$, в котором $[1 - \exp(-Tj\omega)]_{\omega \in \Delta\omega} = 0$. Это связано с тем, что

оператор $[1 - \exp(-Tj\omega)]$ по мере увеличения частоты периодически обращается в ноль. Таким образом, множество $\omega \in \Delta\omega$ определяется частотой вращения заготовки и кратными ей частотами. Это свойство приводит к преобразованию монотонно изменяющихся частотных характеристик к характеристикам типа гребенчатого фильтра.

Мы можем сделать важный для дальнейшего анализа вывод: вариации параметров формируемой резанием динамической связи отображаются в изменениях частотных характеристик ДСР, т. е. канала, по которому передается информация о силовых взаимодействиях в зоне резания.

Пример частотных характеристик. Рассмотрим изменение АЧХ при вариации $\bar{\rho}$ и $T^{(0)}$

для точения вала $R = 42,0$ мм из стали 10ГН2МФА. Будем изучать АЧХ на основе численного моделирования в программном комплексе MATLAB – Simulink, а также экспериментально на основе прямого измерения ВАЭ в процессе резания (рис. 4, 5). При моделировании рассматривается силовое возмущение в виде «белого» шума. Технологические режимы без учета деформаций и возмущений: подача $S_P^{(0)} = 0,1$ мм; глубина резания $t_P^{(0)} = 2,0$ мм и скорость резания $V_P^{(0)} = (0,5 \dots 3,8)$ м/с. Обработка велась на модернизированном станке 1К62, снабженном регулируемыми приводами шпинделя и подачи. Вместо суппорта установлена измерительная система STD.201-1 для определения сил, вибрации и температуры. Параметры даны в табл. 1. Обобщенная масса $m = 0,015$ кг · с²/мм. Параметры динамической связи приведены в табл. 2.

Рассмотрим АЧХ, полученные на основе вычисления автоспектров деформаций (рис. 4) при силовом возмущении в виде «белого» шума. Светлыми круглыми точками обозначены резонансы, темными – антирезонансы. Отметим следующие особенности изменения АЧХ.

1. При малых ρ в спектре заметны три всплеска, которым соответствуют резонансы $\omega_{0,i}$ подсистемы. Между ними расположены антирезонансы. При $\rho > 30 \dots 50$ кг/м² на изменение амплитуды накладываются гребенчатые спек-

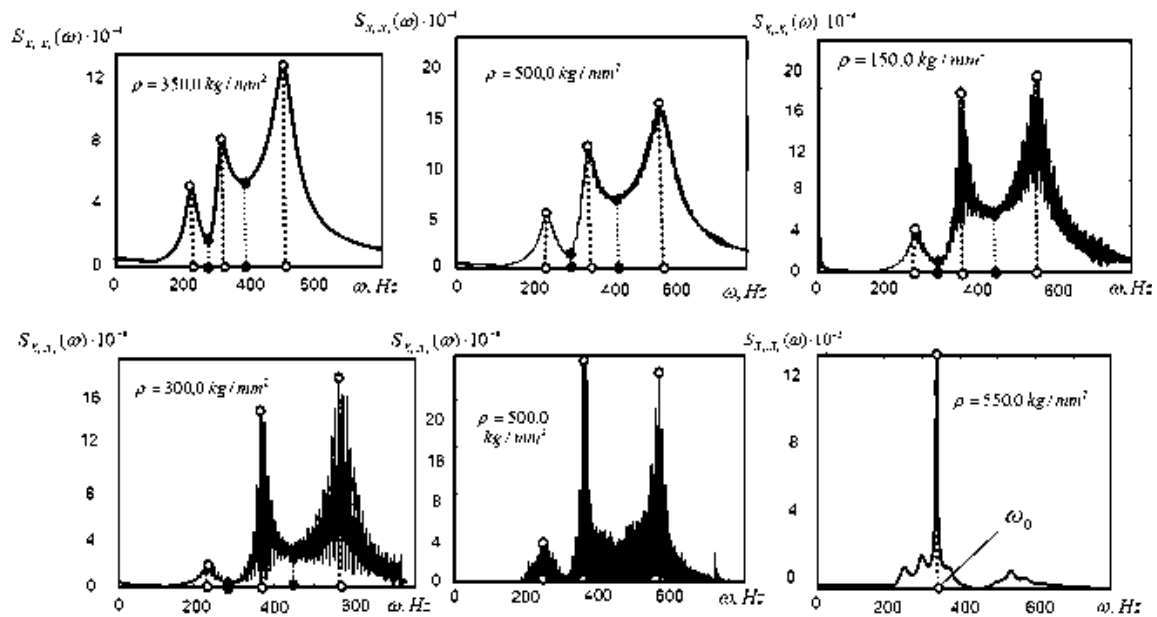


Рис. 4. Примеры изменения автоспектров деформаций в зависимости от давления стружки на переднюю грань инструмента

Fig. 4. Examples of changes in auto-spectra of strain depending on the pressure of chips on the leading edge of the tool

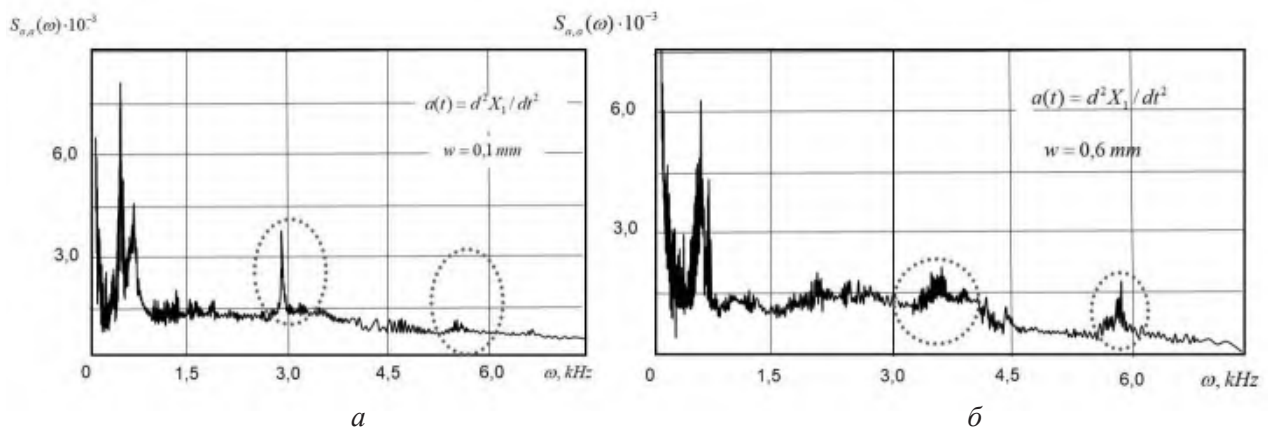


Рис. 5. Пример спектра ВАЭ, полученного на основе измерения виброускорений в направлении X_1 :
а – износ $w = 0,1$ мм; б – износ $w = 0,6$ мм

Fig. 5. An example of a VAE spectrum obtained from measuring vibration accelerations in the X_1 direction:
а – wear $w = 0.1$ mm; б – wear $w = 0.6$ mm

Таблица 1

Table 1

Матрицы скоростных коэффициентов и упругости подсистемы инструмента

Matrices of speed coefficients and elasticity of the tool subsystem

$c_{1,1}$, КГ/ММ	$c_{2,2}$, КГ/ММ	$c_{3,3}$, КГ/ММ	$h_{1,1}$, КГ · С/ММ	$h_{2,2}$, КГ · С/ММ	$h_{3,3}$, КГ · С/ММ
4500	1500	750	1,3	1,1	0,8
$c_{1,2} = c_{2,1}$, КГ/ММ	$c_{1,3} = c_{3,1}$, КГ/ММ	$c_{2,3} = c_{3,2}$, КГ/ММ	$h_{1,2} = h_{2,1}$, КГ · С/ММ	$h_{1,3} = h_{3,1}$, КГ · С/ММ	$h_{2,3} = h_{3,2}$, КГ · С/ММ
200	150	80	0,6	0,5	0,4

Таблица 2

Table 2

Параметры динамической связи

Dynamic link options

ρ , кг/мм ²	ρ_0 , кг/мм	Ω , с ⁻¹	$T_0^{(0)}$, с	ζ	k_T	$k^{(T)}$, с/м	$k^{(S)}$	χ_1	χ_2	χ_3
100...1000	20	5...50	0,0001	1...7	0,2	5,0	0,1	0,4	0,51	0,76

тры, расстояние между всплесками которых равно частоте вращения заготовки 10 Гц. Их уровень возрастает при увеличении ρ . При $\rho > 400$ кг/мм² расстояния между всплесками начинают нивелироваться и возрастает дисперсия спектра. При $\rho = 550$ кг/мм² система теряет устойчивость. В ней формируются автоколебания, и S_X , $\chi(\omega)$ трансформируется в $\delta(\omega - \omega_0)$ -образный спектр с частотой $\omega_0 = \text{const}$. При дальнейшем увеличении ρ независимо от возмущения формируются различные притягивающие множества деформаций, частотные свойства которых не зависят от малых возмущений. Их анализ в невозмущенной системе выполнен нами ранее [17, 24, 25, 51, 52, 60].

2. Наблюдается перераспределение всплесков амплитуд на резонансах, изменение их добротности и некоторое смещение частот. На их изменения оказывают влияние исходные параметры. Заметное влияние на АЧХ оказывает постоянная времени $T^{(0)}$, определяющая инерционность процесса резания. При увеличении $T^{(0)}$ возрастает затухание колебаний по мере роста частоты. Следовательно, чувствительность частотных свойств к вариациям параметров зависит от скорости резания и объема пластической деформации. Поэтому в высокочастотной области при $\omega \in [(T^{(0)})^{-1}, \infty)$ влияние изменения динамической связи на преобразование сил в деформации нивелируется.

Экспериментальные исследования сигналов ВАЭ, измеренные с помощью виброакселерометров фирмы Brüel & Kjær, подтвердили особенности влияния износа на частотные свойства сигнала и позволили выявить его дополнительные особенности в высокочастотной области. Интенсивность ускорений по сравнению со смещени-

ями в квадратичной зависимости возрастает при увеличении частоты, что позволяет исследовать ВАЭ в высокочастотной области. Рассматриваются автоспектры как Фурье-изображения от автокорреляционной функции. Поэтому эффект возрастает в еще большей степени.

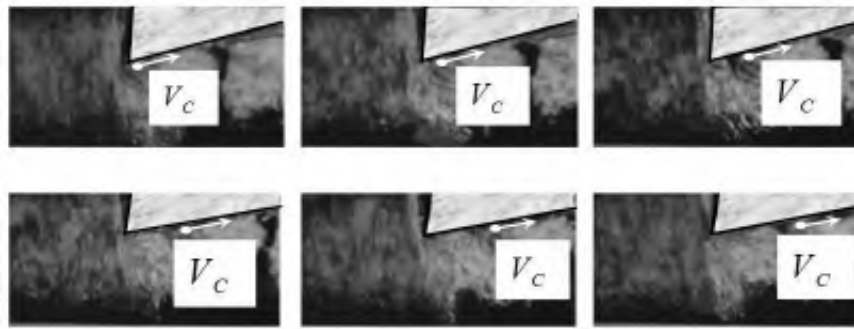
Если в вычисленных спектрах на рис. 4 колебательные смещения после резонансных частот практически обнуляются, то при измерении колебательных ускорений в высокочастотной области обнаруживаются всплески, которые мы интерпретируем как реакцию на формируемую резанием силовую эмиссию (выделены пунктиром). Рассмотрим моделирование эмиссии.

Силовая эмиссия и износ. Представим силовую эмиссию в виде случайной импульсной последовательности [59]. Она зависит от двух процессов.

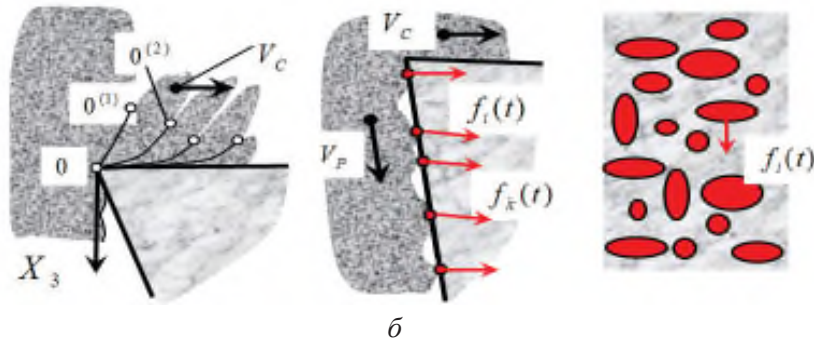
1. При формировании суставчатой и (или) элементной стружки образуются периодические сближения задней грани с заготовкой (рис. 6).

2. По мере развития износа увеличивается площадь контакта задней грани и заготовки, в которой формируются силовые взаимодействия.

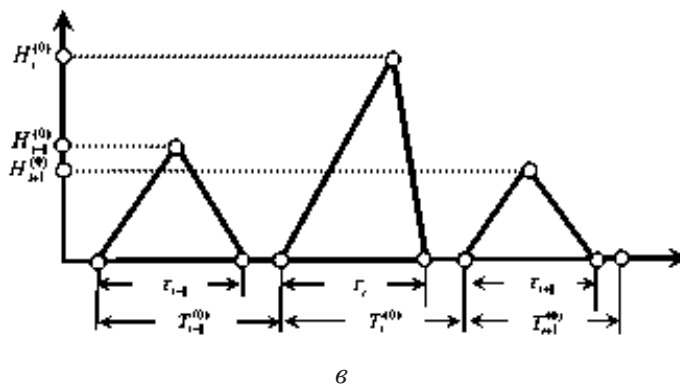
Каждое элементарное взаимодействие на площадке контакта задней грани (рис. 6), имеющее молекулярно-механическую природу, может быть охарактеризовано двумя этапами. На первом этапе наблюдается накопление энергии (временной отрезок $\tau_i^{(1)}$), на втором – ее выделение (временной отрезок $\tau_i^{(2)}$). Свойства импульса можно раскрыть, если представить его в треугольной форме. Тогда он будет характеризоваться тремя параметрами: расстоянием между импульсами $T_i^{(0)}$, их длительностью τ_i и высотой $H_i^{(0)}$. При моделировании последовательности можно ввести гипотезы: параметры $T_i^{(0)}$, τ_i



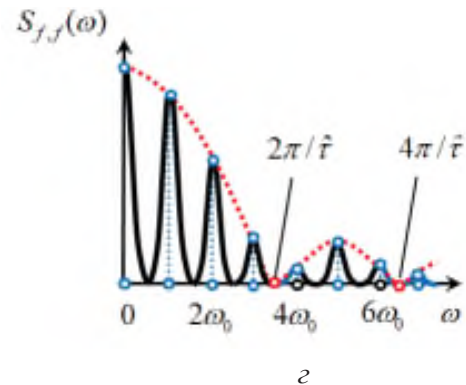
a



б



в



г

Рис. 6. Модель силовой эмиссии как случайной импульсной последовательности:

а – фрагменты скоростной киносъемки формирования элементов стружки; б – схема формирования фрагментов силовых импульсов; в – модель случайной силовой последовательности; г – пример спектрального разложения случайной последовательности

Fig. 6. Model of force emission as a random pulse sequence:

а – fragments of high-speed filming of the formation of chip elements; б – diagram of the formation of fragments of power impulses; в – random force sequence model; г – example of spectral decomposition of a random sequence

и $H_i^{(0)}$ являются статистически независимыми;

их вариации подчиняются закону нормального распределения; известны параметры их распределения, и они равны. Для выяснения основных свойств сигнала положим, что ориентация его в пространстве остается неизменной и направленной по силе резания, а его модуль равен $f(t)$. Для такого процесса известно его спектральное представление [49]:

$$S_{f,f}(\omega) =$$

$$\frac{2\pi n}{\Delta T} \left\{ (\sigma^2 + a^2) K(\omega) + 2a^2 |H(\omega)|^2 \operatorname{Re} \left[\frac{\varphi(\omega)}{1 - \varphi(\omega)} \right] \right\},$$

$$i = 1, 2, 3, \quad (10)$$

где n – число импульсов на отрезке ΔT ; σ – среднеквадратическое отклонение амплитуд $H_i^{(0)}$; a – их математическое ожидание $H_i^{(0)}$; $p(\tau)$ –

функция распределения интервалов $T_i^{(0)}$;

$\varphi(\omega) = \int_0^\infty e^{j\omega\tau} p(\tau) d\tau$ – характеристическая функция интервалов. В формулу (10) входят $K(\omega)$ и $H(\omega)$, которые зависят от спектра стандартного единичного импульса: $K(\omega) = \int_0^\infty (\hat{T}^{(0)})^2 \times$

$\times \left| S(\omega, \hat{T}^{(0)}) \right|^2 p(\hat{T}^{(0)}) d(\hat{T}^{(0)})$, где $S(\omega, \hat{T}^{(0)})$ –

спектральная плотность стандартного импульса;

$p(\hat{T}^{(0)})$ – функция распределения вероятностей

длительности импульса; $\hat{T}^{(0)}$ – математическое

ожидание расстояний; $H(\omega) = \int_0^\infty (\hat{\tau}) S(\omega, \hat{\tau}) p(\hat{\tau}) d(\hat{\tau})$.

Знак «крышечка» над переменной означает, что рассматривается математическое ожидание.

Функции $K(\omega)$ и $H(\omega)$ «окрашивают» спектры, не изменяя структуру спектрального представления. Главное значение имеют математические ожидания и дисперсии импульсов. Спектр (10) преобразуется динамической систе-

мой в сигнал ВАЭ, являющийся измеримым после усиления.

Отметим свойства ВАЭ.

1. Математическое ожидание расстояний между импульсами определяет частоту всплеска.

2. Дисперсия расстояний между ними вызывает уширение спектральной линии (рис. 6).

3. Развитие износа вызывает увеличение актов контактного взаимодействия и увеличивает неопределенность импульсов. Поэтому развитие износа вызывает смещение частоты всплеска и уширение его спектра.

4. Уровень сигнала также свидетельствует о развитии износа. По мере увеличения износа, особенно при приближении к его критическому значению, наблюдается низкочастотная амплитудная модуляция ВАЭ.

На рис. 7 приведены примеры преобразования последовательности в спектр $S_f, f(\omega)$. Заметно уширение спектральной линии при увеличении σ_f . Аналогичны и их отображения в ВАЭ. Экспериментально измеренные и приведенные на рис. 7 спектры качественно совпадают, но количественные оценки меняются в зависимости от технологических режимов. Основные частоты ВАЭ смещаются в высокочастотную область

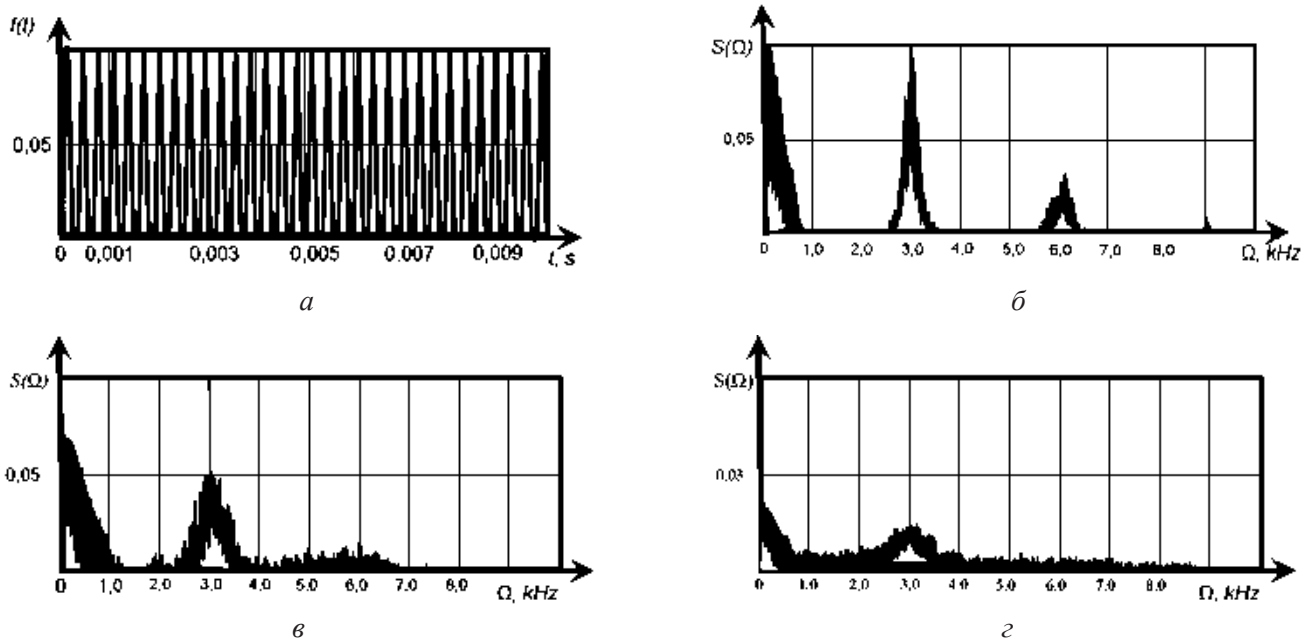


Рис. 7. Преобразование импульсной последовательности (а) в ее спектр (б, в, г):

$a - \sigma_f = 0,01$; $б - \sigma_f = 0,1$; $в - \sigma_f = 0,2$; $г - \sigma_f = 0,3$

Fig. 7. Converting the pulse sequence (a) into its spectrum (б, в, г):

$a - \sigma_f = 0.01$; $б - \sigma_f = 0.1$; $в - \sigma_f = 0.2$; $г - \sigma_f = 0.3$

по мере роста скорости резания. Это связано с тем, что расстояния между импульсами в основном зависят от пути. Они зависят и от текущей площади среза, причем вариации глубины и подачи практически не изменяют их частотный состав. Во всех случаях имеет место проблема оценивания помехозащищенности измеряемого сигнала. Помехи, обусловленные дополнительными возмущениями, лежат в низкочастотной области, и их можно привести к вариациям площади среза $\Delta S(t)$ [60].

Помехозащищенность сигнала можно оценить функцией когерентности $k_{f, X_2}^2(\omega)$ между силовой эмиссией $f(t)$ и измеряемой последовательностью. Для вычисления $k_{f, X_2}^2(\omega)$ удобно перенести точку возмущения $\Delta S(t)$ к силам, как показано пунктиром на рис. 3. Тогда имеем

$$k_{f, X_2}^2(\omega) = [1 + \Delta_k(\omega)]^{-1}, \quad (11)$$

где $\Delta_k(\omega) = \frac{S_{\Delta S, \Delta S}(\omega)}{S_{f, f}(\omega)} \frac{\rho^2}{[1 + (T^0 \omega)^2]}$; $S_{\Delta S, \Delta S}(\omega)$ – спектр возмущений; $S_{f, f}(\omega)$ – спектр эмиссии.

Анализ $k_{f, X_2}^2(\omega)$ показывает, что по мере увеличения частоты обусловленность деформационных смещений силовой эмиссией возрастает.

Пример виброакустической диагностики. Приведенные свойства АЧХ могут быть положены в основу построения информационного пространства. Компромисс между сложностью, помехозащищенностью и информативностью позволяет рассматривать следующие признаки. Первый признак учитывает смещение средней частоты спектра ω_C , определяемой по правилу

$$\int_0^{\omega_C} S(\omega) d\omega = \int_{\omega_C}^{\infty} S(\omega) d\omega. \quad \text{Текущее значение}$$

$\omega_C(t)$ измерять сложно. Проще рассматривать следующую оценку:

$$P_1(w) = \left\{ \int_0^{\omega_C} S_w(\omega, w) d\omega - \int_{\omega_C}^{\infty} S_0(\omega) d\omega \right\} \times \left\{ \int_0^{\infty} S_0(\omega) d\omega \right\}^{-1}, \quad (12)$$

где C определяется на начальной стадии износа и в дальнейшем остается неизменной; $S_0(\omega)$ – спектр на начальном этапе обработки, когда износ $w \rightarrow 0$; $S_w(\omega, w)$ – спектр при износе w . Второй признак $P_2(w)$ определяет эмиссию в контакте задней грани инструмента. Его удобно рассматривать в форме

$$P_2(w) = \left\{ \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,2}} S_w(\omega, w) d\omega - \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,2}} S_0(\omega) d\omega \right\} \times \left\{ \int_{\omega_{0,1}}^{\omega_{0,2}} S_0(\omega) d\omega \right\}^{-1}, \quad (13)$$

где $\Delta\omega = \omega_{0,2} - \omega_{0,1}$ – полоса частот анализируемого сигнала, определяемая основной частотой эмиссионного сигнала с учетом уширения его спектральной линии. Оценки $P_1(w)$ и $P_2(w)$ обладают особенностью: $P_i(0) \equiv 0$, $i = 1, 2$. Текущий спектр $S_w(\omega, w)$ изменяется по мере развития износа. Его нестационарность $S_w(\omega, t)$ во времени t возрастает по мере увеличения w . Для ее оценки введем в рассмотрение приращение времени, в течение которого она оценивается как скользящее среднее. Тогда в момент t справедливы оценки типа математического ожидания

$$M \{S(\omega, t)\}_{t \in [(t-T_w), t]} = \frac{1}{T_w} \int_{t-T_w}^t S(\omega, t) dt$$

$$\text{и дисперсии} \quad \sigma^2 \{S(\omega, t)\}_{t \in [(t-T_w), t]} = \frac{1}{T_w} \int_{t-T_w}^t \{S(\omega, t) - M[S(\omega, t)]\}^2 dt. \quad \text{Информатив-}$$

ной является следующая оценка, монотонно возрастающая по мере развития износа:

$$P_3(w) = \frac{\sigma \{S_w[\omega, w(t)]\}}{M \{S_w[\omega, w(t)]\}}. \quad (14)$$

Приведенные информационные признаки обладают следующими особенностями.

1. Признак P_1 характеризует общее свойство АЧХ, заключающееся в смещении нормированного к дисперсии спектра ВАЭ в низкочастотную область без выявления его особенностей.

Например, без раскрытия смещения собственных частот.

2. Признаки Π_2 и Π_3 ориентированы на анализ высокочастотной части спектра. Для их оценки можно использовать укороченные временные последовательности, так как эти оценки находятся в высокочастотной части спектра.

Информационное пространство является трехмерным. При определении решающих правил разбиения износа на кластеры пользовались байесовским правилом [61]. Для этого определялись центры группирования для каждого значения износа и дисперсия рассеяния относительно центров. Для примера выбраны четыре кластера: $w \in (0, 0 - 0,15)$ мм, $w \in (0,15 - 0,30)$ мм, $w \in (0,30 - 0,45)$ мм и $w \in (0,45 - 0,60)$ мм.

Для каждого кластера определялись эллипсоиды рассеяния с 95%-й вероятностью относительно центров группирования, позволяющие определять разделяющие гиперплоскости, удовлетворяющие байесовскому правилу. Это определяет информационную модель диагностирования. Она позволяет на основе измерения ВАЭ оценивать принадлежность износа к одному из кластеров, пример которых в плоскостях « $\Pi_1 - \Pi_2$ » и « $\Pi_1 - \Pi_3$ » дан на рис. 8. Там же даны проекции эллипсов рассеяния с 95%-й процентной вероятностью, а также следы гиперплоскостей.

Иллюстрации рис. 8 показывают следующее: если в качестве информативного признака рассматривать только Π_1 , то информационная модель может оценивать лишь два класса износа.

Приведенный материал является лишь примером. На основе выявленных особенностей изменения АЧХ по мере развития износа можно строить и более сложные информационные модели, но далеко не всегда повышение сложности дает повышение точности диагностирования.

Информационная модель положена в основу построения внедренной в производство системы диагностирования износа на автоматических линиях по изготовлению валов несущих систем зерноуборочных комбайнов.

Результаты и их обсуждение

При построении систем динамической диагностики процессов обработки резанием, в том числе износа инструмента, рассматриваются две процедуры. Первая включает в себя построение информационного пространства. Вторая рассматривает решающие правила, позволяющие выполнить классификацию по признаку изнашивания. Главное значение имеет построение информационного пространства. Выше показано, что развитие износа изменяет две системы показателей.

1. Развитие износа вызывает вариации параметров динамической связи, что отображается в изменениях АЧХ. Они проявляются в частотном диапазоне, лежащем в пределах полосы пропускания подсистемы инструмента. Это частоты в пределах 100...2000 Гц.

2. Процесс резания сопровождается силовой эмиссией, источники которой связаны с перио-

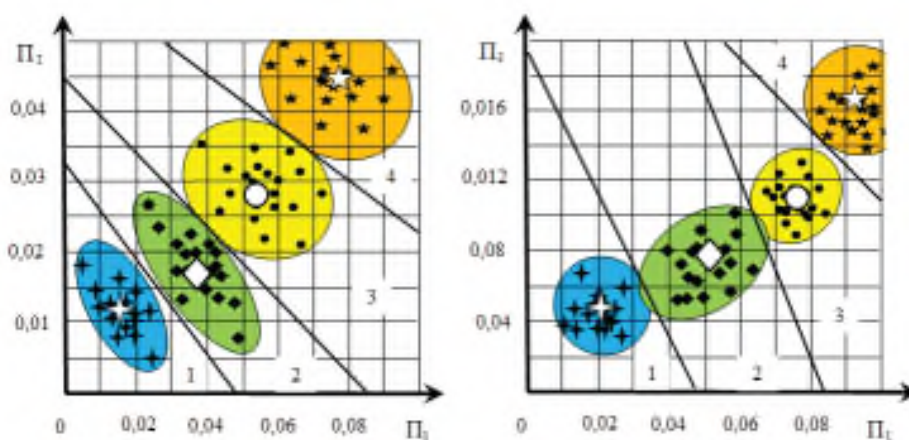


Рис. 8. Распределение информативных признаков в плоскостях « $\Pi_1 - \Pi_2$ » и « $\Pi_1 - \Pi_3$ ». Центры группирования показаны фигурами с белым фоном

Fig. 8. Distribution of informative features in planes (Π_1, Π_2) and (Π_1, Π_3) . Grouping centers are shown by shapes with a white background

дическими взаимодействиями при формировании поверхностей скольжения, а также в зоне сопряжения задних граней инструмента и заготовки. Причем взаимодействия в области задней грани зависят от площади ее контакта, величина которой зависит от износа. Частотный состав силовой эмиссии находится в диапазоне, превышающем полосу пропускания динамической системы резания.

Эти две системы, основанные на выявлении связи износа инструмента с физическими представлениями о его влиянии на частотные свойства ВАЭ, в свою очередь, могут быть положены в основу построения информационных признаков для диагностики износа. Анализ показывает, что развитие износа вызывает изменение спектра ВАЭ. Это позволяет определить следующие информационные признаки отображения износа в сигнале ВАЭ.

1. Развитие износа вызывает необратимые изменения параметров динамической связи, которые обуславливают изменение свойств АЧХ. Среди них отметим смещение собственных частот подсистем, уменьшение их добротности, перераспределение интенсивности колебаний в низкочастотной и высокочастотной областях, образование и развитие периодичностей в спектре сигнала, частота повторения которых равна частоте вращения заготовки, и пр. Отмечается также развитие нестационарности спектров по мере развития износа, особенно в области критического изнашивания, и др.

2. В области, лежащей за пределами полосы пропускания подсистемы инструмента, развитие износа вызывает изменение свойств сигнала силовой эмиссии и его отображения в деформационных смещениях, их скоростях и ускорениях. Сигнал силовой эмиссии можно представить в виде случайной импульсной последовательности. При этом изменяются две основные частоты всплеска эмиссионного сигнала, которые моделируются силовым шумом, обусловленным процессами периодического формирования поверхностей скольжения, а также периодически случайными взаимодействиями в контакте задней грани инструмента и заготовки. При развитии износа наблюдается уширение их спектральных линий и увеличение интенсивности этих сигналов, сопровождаемые их нестабильностью.

Приведенный пример построения внедренной в промышленность системы виброакустической диагностики износа в процессе обработки показал прикладную эффективность использования зависимости частотных свойств сигнала ВАЭ для построения информационных моделей диагностирования. Пример далеко не ограничивает возможности применения выявленных в статье закономерностей для построения систем диагностирования состояния инструментов. Для использования этого метода при обработке на станках с ЧПУ дополнительно необходимо обеспечить информационный обмен между программой ЧПУ и системой диагностики, так как частотные свойства зависят не только от износа, но и от изменяющихся по программе режимов.

Заключение

1. Цель, сформулированная после анализа методов виброакустической диагностики процесса резания, достигнута. В статье изложены теоретические положения, математические модели и исследования, направленные на выяснение изменения частотных характеристик вибраций инструмента в зависимости от его износа. Показано, что частотные свойства вибрационных последовательностей, измеряемых в процессе резания, изменяются по мере развития износа. Исследования позволили выделить две системы показателей. **Первая система** рассматривает частотные свойства в области, включающей полосу пропускания взаимодействующих через резание подсистем. В этой системе развитие износа учитывает его влияние на основные параметры формируемой резанием динамической связи и, следовательно, вызывает изменения частотных свойств сигнала. **Вторая система** рассматривает вибрационную реакцию системы на сигнал силовой эмиссии, представленный случайной импульсной последовательностью.

2. Приведена феноменологическая модель силовой эмиссии, сопровождающей резание, в высокочастотной области, которая расположена за пределами полосы пропускания взаимодействующих подсистем. Модель представлена в виде случайной импульсной последовательности, параметры распределения которой зависят от износа. Развитие износа вызывает увеличение

интенсивности эмиссии, уширение спектральной линии этого сигнала и др.

3. Развитие износа способствует изменению параметров формируемой резанием динамической связи, что вызывает смещение частот резонансов подсистем, уменьшение их добротности, развитие нестационарности спектров и др.

4. Выявленные особенности изменения частотных свойств сигнала ВАЭ по мере развития износа позволяют строить систему информационных признаков в частотном пространстве, которая в совокупности с правилами кластеризации информационного пространства на классы по признаку изнашивания позволяет построить информационную модель износа. Представленный пример показал прикладную эффективность разработанных методов и приведенного математического инструментария на основе созданной и внедренной в промышленность системы диагностики износа.

Список литературы

1. Остафьев В.А., Антонюк В.С., Тымчик Г.С. Диагностика процесса металлообработки. – Киев: Техника, 1991. – 152 с.
2. Заковоротный В.Л., Бордачев Е.В., Алексейчик М.И. Динамический мониторинг состояния процесса резания // СТИН. – 1998. – № 12. – С. 6–13.
3. Zakovorotny V., Gvindjiliya V. Process control synergetics for metal-cutting machines // Journal of Vibroengineering. – 2022. – Vol. 24 (1). – P. 177–189. – DOI: 10.21595/jve.2021.22087.
4. Astakhov V.P. The assessment of cutting tool wear // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2004. – Vol. 44. – P. 637–647. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2003.11.006.
5. Konrad H., Isermann R., Oette H.U. Supervision of tool wear and surface quality during end milling operations // IFAC Proceedings Volumes. – 1994. – Vol. 27 (4). – P. 507–513. – DOI: 10.1016/S1474-6670(17)46074-5.
6. Заковоротный В.Л., Ладник И.В. Построение информационной модели динамической системы металлорежущего станка для диагностики процесса обработки // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1991. – № 4. – С. 75–79.
7. Tool condition monitoring (TCM) – the status of research and industrial application / G. Byrne, D. Dornfeld, I. Inasaki, G. Ketteler, W. Konig, R. Teti // CIRP Annals. – 1995. – Vol. 44 (2). – P. 541–567. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60503-4.
8. Teti R. Advanced IT methods of signal processing and decision making for zero defect manufacturing in machining // Procedia CIRP. – 2015. – Vol. 28. – P. 3–15. – DOI: 10.1016/j.procir.2015.04.003.
9. Milfelner M., Cus F., Balic J. An overview of data acquisition system for cutting force measuring and optimization in milling // Journal of Materials Processing Technology Volumes. – 2005. – Vol. 164–165. – P. 1281–1288. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.146.
10. Козочкин М.П., Сабиров Ф.С., Селезнев А.Е. Виброакустический мониторинг лезвийной обработки заготовок из закаленной стали // Вестник МГТУ «Станкин». – 2018. – № 1 (44). – С. 23–30.
11. Козочкин М.П. Многопараметрическая диагностика технологических систем для обработки материалов резанием // Вестник МГТУ «Станкин». – 2014. – № 1 (28). – С. 13–19.
12. Барзов А.А., Горелов В.А., Игольников Б.А. Акустоэлектрическая диагностика процесса резания полимерных композиционных материалов // Авиационная промышленность. – 1986. – № 12. – С. 36.
13. Bhuiyan M., Choudhury I., Nukman Y. An innovative approach to monitor the chip formation effect on tool state using acoustic emission in turning // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2012. – Vol. 58. – P. 19–28. – DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.02.001.
14. Rehorn A.G., Jiang J., Orban P.E. State-of-the-art methods and results in tool condition monitoring: a review // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2005. – Vol. 26. – P. 693–710. – DOI: 10.1007/s00170-004-2038-2.
15. Jemielniak K., Arrazola P. Application of AE and cutting force signals in tool condition monitoring in micro-milling // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2008. – Vol. 1 (2). – P. 97–102. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2008.09.007.
16. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V., Dhande S.G. A method for characterization of machine-tools dynamic parameters for diagnostic purposes // Journal of Materials Processing Technology. – 1995. – Vol. 53 (3–4). – P. 588–600. – DOI: 10.1016/0924-0136(94)01745-M.
17. Заковоротный В.Л., Флек М.Б. Динамика процесса резания. Синергетический подход. – Ростов н/Д.: Терра, 2005. – 880 с.
18. Astakhov V.P. Tribology of metal cutting. – Elsevier Science, 2006. – 312 p. – ISBN 0080466850.
19. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. – М.: Машиностроение, 1976. – 278 с.
20. Чувствительность виброакустического сигнала к изменению состояния поверхностного слоя при трении / В.В. Кузин, М.П. Козочкин, С.Н. Григорьев, С. Федоров // Новые огнеупоры. – 2021. – № 5. – С. 141–146. – DOI: 10.17073/1683-4518-2021-5-141-146.
21. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Self-organization and evolution in dynamic friction systems // Journal



of Vibroengineering. – 2021. – Vol. 23 (6). – P. 1418–1432. – DOI: 10.21595/jve.2021.22033.

22. Козочкин М.П. Влияние динамических характеристик станочных узлов на вибрации при резании // СТИН. – 2014. – № 2. – С. 4–9.

23. Диагностика и сертификация металлорежущего оборудования / М.П. Козочкин, А.Р. Маслов, Ф.С. Сабиров, А.Н. Порватов. – М.: Инновационное машиностроение, 2017. – 240 с.

24. Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E. Influence of speeds of forming movements on the properties of geometric topology of the part in longitudinal turning // Journal of Manufacturing Processes. – 2024. – Vol. 112. – P. 202–213. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.037.

25. Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E. Evolution of the dynamic cutting system with irreversible energy transformation in the machining zone // Russian Engineering Research. – 2019. – Vol. 39 (5). – P. 423–430. – DOI: 10.3103/S1068798X19050204.

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

27. Digital twin-based anomaly detection for real-time tool condition monitoring in machining / Z. Liu, Z.-Q. Lang, Y. Gui, Y.-P. Zhu, H. Laalej // Journal of Manufacturing Systems. – 1995. – Vol. 75. – P. 163–173. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2024.06.004.

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

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

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

31. Заковоротный В.Л., Бордачев Е.В. Информационное обеспечение системы динамической диагностики износа режущего инструмента на примере токарной обработки // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1995. – № 3. – С. 95–103.

32. Dolinšek S., Kopac J. Acoustic emission signals for tool wear identification // Wear. – 1999. – Vol. 225. – P. 295–303.

33. Chiou R.Y., Liang S.Y. Analysis of acoustic emission in chatter vibration with tool wear effect in turning // International Journal of Machine Tools and Manufac-

ture. – 2000. – Vol. 40 (7). – P. 927–941. – DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00093-0.

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

35. Development of a tool wear-monitoring system for hard turning / C. Scheffer, H. Kratz, P. Heyns, F. Klocke // International Journal of Machine Tools and Manufacture. – 2003. – Vol. 43 (10). – P. 973–985. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00110-X.

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

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

38. Azmi A. Monitoring of tool wear using measured machining forces and neuro-fuzzy modelling approaches during machining of GFRP composites // Advances in Engineering Software. – 2015. – Vol. 82. – P. 53–64. – DOI: 10.1016/j.advengsoft.2014.12.010.

39. Kene A.P., Choudhury S.K. Analytical modeling of tool health monitoring system using multiple sensor data fusion approach in hard machining // Measurement. – 2019. – Vol. 145. – P. 118–129. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.05.062.

40. Chethan Y., Ravindra H., Krishnegowda Y. Optimization of machining parameters in turning Nimonic-75 using machine vision and acoustic emission signals by Taguchi technique // Measurement. – 2019. – Vol. 144. – P. 144–154. – DOI: 10.1016/j.measurement.2019.05.035.

41. Aslan A. Optimization and analysis of process parameters for flank wear, cutting forces and vibration in turning of AISI 5140: A comprehensive study // Measurement. – 2020. – Vol. 163. – DOI: 10.1016/j.measurement.2020.107959.

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

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

44. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter // The Engineer. – 1958. – Vol. 205. – P. 199–203.
45. Кудинов В.А. Динамика станков. – М.: Машиностроение, 1967. – 359 с.
46. Thusty J., Ismail F. Basic non-linearity in machining chatter // CIRP Annals. – 1981. – Vol. 30 (1). – P. 299–304. – DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60946-9.
47. Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen / J. Thusty, A. Polacek, C. Danek, J. Spacek. – Berlin: VEB Verlag Technik, 1962. – 340 p.
48. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research – 1 // Journal of Engineering for Industry. – 1965. – Vol. 87 (4). – P. 447–454. – DOI: 10.1115/1.3670861.
49. Hanna N.H., Tobias S. A theory of nonlinear regenerative chatter // Journal of Engineering for Industry. – 1974. – Vol. 96 (1). – P. 247–255. – DOI: 10.1115/1.3438305.
50. Gousskov A.M., Panovko G.Ya., Shokhin A.E. Dynamics of the rotor system of a vibrational-centrifugal separator with an elastic vibration limiter // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2023. – Vol. 51 (8). – P. 733–745. – DOI: 10.3103/S105261882208009X.
51. Zakovorotnyi V. Bifurcations in the dynamic system of the mechanic processing in metal-cutting tools // WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics. – 2015. – Vol. 10. – P. 102–116.
52. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting / V.L. Zakovorotny, A.D. Lukyanov, A.A. Gubanova, V.V. Hristoforova // Journal of Sound and Vibration. – 2016. – Vol. 368. – P. 174–190. – DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
53. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of a cutting process // International Journal of Bifurcation and Chaos. – 2014. – Vol. 24 (9). – P. 189–201. – DOI: 10.1142/S0218127414501156.
54. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Modeling of frictional chatter in metal cutting // International Journal of Mechanical Sciences. – 2014. – Vol. 89. – P. 167–176. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2014.08.020.
55. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Влияние флуктуаций на устойчивость формообразующих траекторий при точении // Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки. – 2017. – № 2 (194). – С. 52–61.
56. Понтрягин Л.С. Избранные научные труды. Т. 2. – М.: Наука, 1988. – С. 95–154.
57. Тихонов А.Н. Системы дифференциальных уравнений с малыми параметрами при старших производных // Математический сборник. – 1952. – Т. 31, № 3. – С. 231–239.
58. Заковоротный В.Л., Фесенко М.А., Гвинджилия В.Е. Влияние процесса резания на динамические свойства приводов исполнительных элементов станка // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2022. – № 9 (750). – С. 16–29. – DOI: 10.18698/0536-1044-2022-9-16-29.
59. Рытов С.М. Введение в статистическую радиофизику. Ч. 1. – М.: Наука, 1976. – 495 с.
60. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Свойства притягивающих множеств деформационных смещений инструмента в траекториях формообразующих движений при точении изделий // Известия вузов. Машиностроение. – 2022. – № 3 (744). – С. 15–30. – DOI: 10.18698/0536-1044-2022-3-15-30.
61. Шлезингер М., Главач В. Десять лекций по статистическому и структурному распознаванию. – Киев: Наукова думка, 2004. – 554 с.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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

Information properties of frequency characteristics of dynamic cutting systems in the diagnosis of tool wear

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

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

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

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 22 May 2024

Revised: 14 June 2024

Accepted: 22 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Diagnostics of the condition of the cutting tool

Vibrations

Information models of dynamic monitoring

Funding

The study was supported by a grant within the framework of the “Nauka-2030”.

ABSTRACT

Introduction. One of the directions for increasing the efficiency of cutting is related to the creation of tool wear diagnostic systems. Algorithms and devices have been developed that evaluate wear based on analysis of the vibroacoustic emission signal. These algorithms, as a rule, do not reveal the nature of its formation and the reasons for the change as wear develops. **Subject.** The paper is devoted to the analysis of the reasons for changes in vibration properties with the development of tool wear. **The aim of the work** is to study the changes in the frequency characteristics of a dynamic cutting system caused by the development of wear, and to build diagnostic information models on this basis, as well as its use in industry. **Method and methodology.** The results of mathematical simulation of a perturbed dynamic cutting system are presented, in which the observed vibration sequences are a consequence of disturbances transformed by a dynamic system, the parameters of which depend on wear. Two frequency ranges are considered. **Results and discussions.** The first range includes frequencies that lie within the bandwidth of the instrument subsystem. The second is outside of it. In the first frequency range, it has been analytically and experimentally proven that the development of wear leads to fundamental changes in the frequency properties of the cutting system as a converter of disturbances into tool vibrations. There is a shift in the natural frequencies of the oscillatory circuits formed by the cutting system, a decrease in its quality factor, and as wear develops, some identified features of the vibration spectra appear, including the ratio of the low-frequency and high-frequency parts of the spectrum, etc. In the second frequency range, a model of force emission in the form of a random pulse sequence is considered and wear is displayed in it. The results of studying the coherence function between the forces acting on the tool and vibrational displacement are presented. Information models of wear are proposed, an example of an information model of wear and the results of its use in industry are given.

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

References

1. Ostaf'ev V.A., Antonyuk V.S., Tymchik G.S. *Diagnostika protsessa metalloobrabotki* [Diagnostics of the metalworking process]. Kiev, Tekhnika Publ., 1991. 152 p.
2. Zakovorotny V.L., Bordachev E.V., Alekseychik M.I. Dinamicheskii monitoring sostoyaniya protsessa rezaniya [Dynamic monitoring of the state of the cutting process]. *STIN*, 1998, no. 12, pp. 6–13. (In Russian).
3. Zakovorotny V., Gvindjiliya V., Process control synergetics for metal-cutting machines. *Journal of Vibroengineering*, 2022, vol. 24 (1), pp. 177–189. DOI: 10.21595/jve.2021.22087.
4. Astakhov V.P. The assessment of cutting tool wear. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2004, vol. 44, pp. 637–647. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2003.11.006.
5. Konrad H., Isermann R., Oette H.U. Supervision of tool wear and surface quality during end milling operations. *IFAC Proceedings Volumes*, 1994, vol. 27 (4), pp. 507–513. DOI: 10.1016/S1474-6670(17)46074-5.

* Corresponding author

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

6. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V. Postroenie informatsionnoi modeli dinamicheskoi sistemy metallorazhushchego stanka dlya diagnostiki protsessa obrabotki [Construction of an information model of the dynamic system of a metal-cutting machine for diagnostics of the machining process]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin* = *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 1991, no. 4, pp. 75–79. (In Russian).
7. Byrne G., Dornfeld D., Inasaki I., Ketteler G., Konig W., Teti R. Tool condition monitoring (TCM) – the status of research and industrial application. *CIRP Annals*, 1995, vol. 44 (2), pp. 541–567. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60503-4.
8. Teti R. Advanced IT methods of signal processing and decision making for zero defect manufacturing in machining. *Procedia CIRP*, 2015, vol. 28, pp. 3–15. DOI: 10.1016/j.procir.2015.04.003.
9. Milfelner M., Cus F., Balic J. An overview of data acquisition system for cutting force measuring and optimization in milling. *Journal of Materials Processing Technology Volumes*, 2005, vol. 164–165, pp. 1281–1288. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.146.
10. Kozochkin M.P., Sabirov F.S., Seleznev A.E. Vibroakusticheskii monitoring lezviinoi obrabotki zagotovok iz zakalennoi stali [Vibroacoustic monitoring of cutting edge machining of hardened steel]. *Vestnik MGTU «Stankin»* = *Vestnik MSUT «Stankin»*, 2018, no. 1 (44), pp. 23–30.
11. Kozochkin M.P. Mnogoparametricheskaya diagnostika tekhnologicheskikh sistem dlya obrabotki materialov rezaniem [Multivariate diagnostics of technological systems for processing materials by cutting]. *Vestnik MGTU «Stankin»* = *Vestnik MSUT «Stankin»*, 2014, no. 1 (28), pp. 13–19.
12. Barzov A.A., Gorelov V.A., Igonkin B.A. Akustoelektricheskaya diagnostika protsessa rezaniya polimernykh kompozitsionnykh materialov [Acoustoelectric diagnostics of the cutting process of polymer composite materials]. *Aviatsionnaya promyshlennost' = Aviation Industry*, 1986, no. 12, p. 36.
13. Bhuiyan M., Choudhury I., Nukman Y. An innovative approach to monitor the chip formation effect on tool state using acoustic emission in turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2012, vol. 58, pp. 19–28. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2012.02.001.
14. Rehorn A.G., Jiang J., Orban P.E. State-of-the-art methods and results in tool condition monitoring: a review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2005, vol. 26, pp. 693–710. DOI: 10.1007/s00170-004-2038-2.
15. Jemielniak K., Arrazola P. Application of AE and cutting force signals in tool condition monitoring in micro-milling. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2008, vol. 1 (2), pp. 97–102. DOI: 10.1016/j.cirpj.2008.09.007.
16. Zakovorotny V.L., Ladnik I.V., Dhande S.G. A method for characterization of machine-tools dynamic parameters for diagnostic purposes. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 53 (3–4), pp. 588–600. DOI: 10.1016/0924-0136(94)01745-M.
17. Zakovorotny V.L., Flek M.B. *Dinamika protsessa rezaniya. Sinergeticheskii podkhod* [The dynamics of the cutting process. Synergistic approach]. Rostov-on-Don, Terra Publ., 2005. 880 p.
18. Astakhov V.P. *Tribology of metal cutting*. Elsevier Science, 2006. 312 p. ISBN 0080466850.
19. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 278 p.
20. Kuzin V.V., Kozochkin M.P., Grigor'ev S.N., Fedorov S.Y. Chuvstvitel'nost' vibroakusticheskogo signala k izmeneniyu sostoyaniya poverkhnostnogo sloya pri trenii [Sensitivity of a vibroacoustic signal to a change in the state of the surface layer of ceramics during friction]. *Novye ognepory = New Refractories*, 2021, no. 5, pp. 141–146. DOI: 10.17073/1683-4518-2021-5-141-146.
21. Zakovorotny V.L., Gvindjiliya V.E. Self-organization and evolution in dynamic friction systems. *Journal of Vibroengineering*, 2021, vol. 23 (6), pp. 1418–1432. DOI: 10.21595/jve.2021.22033.
22. Kozochkin M.P. Vliyanie dinamicheskikh kharakteristik stanochnykh uzlov na vibratsii pri rezanii [The influence of the dynamic characteristics of machine components on vibrations during cutting]. *STIN*, 2014, no. 2, pp. 4–9. (In Russian).
23. Kozochkin M.P., Maslov A.R., Sabirov F.S., Porvatov A.N. *Diagnostika i sertifikatsiya metallorazhushchego oborudovaniya* [Diagnostics and certification of metal-cutting equipment]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2017. 240 p.
24. Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E. Influence of speeds of forming movements on the properties of geometric topology of the part in longitudinal turning. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, vol. 112, pp. 202–213. DOI: 10.1016/j.jmapro.2024.01.03.

25. Zakovorotnyi V.L., Gvindjiliya V.E. Evolution of the dynamic cutting system with irreversible energy transformation in the machining zone. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39 (5), pp. 423–430. DOI: 10.3103/S1068798X19050204.
26. Lee D.E., Hwang I., Valente C.M.O., Oliveira J.F.G., Dornfeld D.A. Precision manufacturing process monitoring with acoustic emission. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, vol. 46 (2), pp. 176–188. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2005.04.001.
27. Liu Z., Lang Z.-Q., Gui Y., Zhu Y.-P., Laalej H. Digital twin-based anomaly detection for real-time tool condition monitoring in machining. *Journal of Manufacturing Systems*, 1995, vol. 75, pp. 163–173. DOI: 10.1016/j.jmsy.2024.06.004.
28. Dimla D.E. Sensor signals for tool-wear monitoring in metal cutting operations – a review of methods. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40 (8), pp. 1073–1098. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00122-4.
29. Choi Y., Narayanaswami R., Chandra A. Tool wear monitoring in ramp cuts in end milling using the wavelet transform. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2004, vol. 23 (5–6), pp. 419–428. DOI: 10.1007/s00170-003-1898-1.
30. Grigoriev A.S. Instrumentarii sistemy ChPU dlya diagnostiki i prognozirovaniya iznosa rezhushchego instrumenta v real'nom vremeni pri tokarnoi obrabotke [CNC tool for diagnostic and prediction of cutting tool wear in real time for turning processing]. *Vestnik MGTU «Stankin» = Vestnik MSUT «Stankin»*, 2012, no. 1 (18), pp. 39–43.
31. Zakovorotny V.L., Bordachev E.V. Informatsionnoe obespechenie sistemy dinamicheskoi diagnostiki iznosa rezhushchego instrumenta na primere tokarnoi obrabotki [Information support for the system of dynamic diagnostics of cutting tool wear using the example of turning]. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin = Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 1995, no. 3, pp. 95–103.
32. Dolinšek S., Kopac J. Acoustic emission signals for tool wear identification. *Wear*, 1999, vol. 225, pp. 295–303.
33. Chiou R.Y., Liang S.Y. Analysis of acoustic emission in chatter vibration with tool wear effect in turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40 (7), pp. 927–941. DOI: 10.1016/S0890-6955(99)00093-0.
34. Bhuiyan M.S.H., Choudhury I.A., Dahari M., Nukman Y., Dawal S.Z. Application of acoustic emission sensor to investigate the frequency of tool wear and plastic deformation in tool condition monitoring. *Measurement*, 2016, vol. 92, pp. 208–217. DOI: 10.1016/j.measurement.2016.06.006.
35. Scheffer C., Kratz H., Heyns P., Klocke F. Development of a tool wear-monitoring system for hard turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2003, vol. 43 (10), pp. 973–985. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00110-X.
36. Siddhpura A., Paurobally R. A review of flank wear prediction methods for tool condition monitoring in a turning process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 65, pp. 371–393. DOI: 10.1007/s00170-012-4177-1.
37. Karandikar J., McLeay T., Turner S., Schmitz T. Tool wear monitoring using naive Bayes classifiers. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 77, pp. 1613–1626. DOI: 10.1007/s00170-014-6560-6.
38. Azmi A. Monitoring of tool wear using measured machining forces and neuro-fuzzy modeling approaches during machining of GFRP composites. *Advances in Engineering Software*, 2015, vol. 82, pp. 53–64. DOI: 10.1016/j.advengsoft.2014.12.010.
39. Kene A.P., Choudhury S.K. Analytical modeling of tool health monitoring system using multiple sensor data fusion approach in hard machining. *Measurement*, 2019, vol. 145, pp. 118–129. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.05.062.
40. Chethan Y., Ravindra H., Krishnegowda Y. Optimization of machining parameters in turning Nimonic-75 using machine vision and acoustic emission signals by Taguchi technique. *Measurement*, 2019, vol. 144, pp. 144–154. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.05.035.
41. Aslan A. Optimization and analysis of process parameters for flank wear, cutting forces and vibration in turning of AISI 5140: A comprehensive study. *Measurement*, 2020, vol. 163. DOI: 10.1016/j.measurement.2020.107959.
42. Mohanraj T., Shankar S., Rajasekar R., Sakthivel N., Pramanik A. Tool condition monitoring techniques in milling process – a review. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 9 (1), pp. 1032–1042. DOI: 10.1016/j.jmrt.2019.10.031.

43. Kalvoda T., Hwang Y.R. A cutter tool monitoring in machining process using Hilbert–Huang transform. *International Journal of Machine Tool and Manufacture*, 2010, vol. 50 (5), pp. 495–501. DOI: 10.1016/j.ijmachtools.2010.01.006.
44. Tobias S.A., Fishwick W. Theory of regenerative machine tool chatter. *The Engineer*, 1958, vol. 205, pp. 199–203.
45. Kudinov V.A. *Dinamika stankov* [Dynamics of machine tools]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 359 p.
46. Tlustý J., Ismail F. Basic non-linearity in machining chatter. *CIRP Annals*, 1981, vol. 30 (1), pp. 299–304. DOI: 10.1016/S0007-8506(07)60946-9.
47. Tlustý J., Poláček A., Danek C., Spacek J. *Selbsterregte Schwingungen an Werkzeugmaschinen*. Berlin, VEB Verlag Technik, 1962. 340 p.
48. Merritt H.E. Theory of self-excited machine-tool chatter: contribution to machine-tool chatter research – 1. *Journal of Engineering for Industry*, 1965, vol. 87 (4), pp. 447–454. DOI: 10.1115/1.3670861.
49. Hanna N.H., Tobias S. A theory of nonlinear regenerative chatter. *Journal of Engineering for Industry*, 1974, vol. 96 (1), pp. 247–255. DOI: 10.1115/1.3438305.
50. Gousskov A.M., Panovko G.Ya., Shokhin A.E. Dynamics of the rotor system of a vibrational-centrifugal separator with an elastic vibration limiter. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2023, vol. 51 (8), pp. 733–745. DOI: 10.3103/S105261882208009X.
51. Zakovorotnyi V. Bifurcations in the dynamic system of the mechanics processing in metal-cutting tools. *WSEAS Transactions on Applied and Theoretical Mechanics*, 2015, vol. 10, pp. 102–116.
52. Zakovorotny V.L., Lukyanov A.D., Gubanov A.A., Hristoforova V.V. Bifurcation of stationary manifolds formed in the neighborhood of the equilibrium in a dynamic system of cutting. *Journal of Sound and Vibration*, 2016, vol. 368, pp. 174–190. DOI: 10.1016/j.jsv.2016.01.020.
53. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Influence of tool flank forces on complex dynamics of a cutting process. *International Journal of Bifurcation and Chaos*, 2014, vol. 24 (9), pp. 189–201. DOI: 10.1142/S0218127414501156.
54. Rusinek R., Wiercigroch M., Wahi P. Modeling of frictional chatter in metal cutting. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2014, vol. 89, pp. 167–176. DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2014.08.020.
55. Zakovorotnyi V.L., Gvindziliya V.E. Vliyanie fluktuatsii na ustoychivost' formoobrazuyushchikh traektorii pri tochenii. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Severo-Kavkazskii region. Tekhnicheskie nauki = University News. North-Caucasian Region. Technical Sciences Series*, 2017, no. 2 (194), pp. 52–61.
56. Pontryagin L.S. *Izbrannye nauchnye trudy. T. 2* [Selected works. Vol. 2]. Moscow, Nauka Publ., 1988, pp. 95–154.
57. Tikhonov A.N. Sistemy differentsial'nykh uravnenii s malymi parametrami pri starshikh proizvodnykh [Systems of differential equations with small parameters with higher derivatives]. *Matematicheskii sbornik*, 1952, vol. 31, no. 3, pp. 231–239. (In Russian).
58. Zakovorotny V.L., Fesenko M.A., Gvindzhilia V.E. Vliyanie protsessa rezaniya na dinamicheskie svoystva privodov ispolnitel'nykh elementov stanka [Effect of the cutting process on the dynamic properties of machine actuator drives]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2022, no. 9, pp. 16–29. DOI: 10.18698/0536-1044-2022-9-16-29.
59. Rytov S.M. *Vvedenie v statisticheskuyu radiofiziku. Ch. 1* [Introduction to statistical radiophysics. Pt. 1]. Moscow, Nauka Publ., 1976. 495 p.
60. Zakovorotny V.L., Gvindzhiliya V.E. Svoystva prityagivayushchikh mnozhestv deformatsionnykh smeshchenii instrumenta v traektoriyakh formoobrazuyushchikh dvizhenii pri tochenii izdelii [The properties of attracting sets of tool deformation displacements in the trajectories of the shape-generating movements in turning]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Mashinostroenie = BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2022, no. 3 (744), pp. 15–30. DOI: 10.18698/0536-1044-2022-3-15-30.
61. Shlesinger M., Glavach V. *Desyat' lektii po statisticheskomu i strukturnomu raspoznavaniyu* [Ten lectures on statistical and structural recognition]. Kiev, Naukova dumka Publ., 2004. 554 p.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов

(технология • оборудование • инструменты)

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

Особенности применения электродов-инструментов, изготовленных аддитивными технологиями, при электроэрозионной обработке изделий

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

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-6607-4692>, lowrider11-13-11@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0009-2693-6580>, warkk98@mail.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/0009-0006-4478-3803>, ilyuhaosinnikov@bk.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.9.048.4

История статьи:

Поступила: 11 июня 2024
Рецензирование: 25 июня 2024
Принята к печати: 28 июня 2024
Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Аддитивные технологии
Селективное лазерное сплавление
Копировально-прошивная электро-
эрозионная обработка
Сила тока
Напряжение
Время включения импульса
Шероховатость поверхности
Износ электрода-инструмента

Финансирование

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда по гранту № 23-29-00104. <https://rscf.ru/project/23-29-00104/>

Благодарности

Авторы выражают благодарность доценту каф. ИТМ ФГАОУ ВО «ПНИПУ» Е.А. Морозову за помощь в изготовлении образцов электродов-инструментов методом СЛС из мартенситностарееющей стали MS1.

АННОТАЦИЯ

Введение. В работе представлены результаты исследования применения электрода-инструмента (ЭИ), изготовленного методом селективного лазерного сплавления из порошка мартенситностарееющей стали MS1 для копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО). **Цель работы:** экспериментальное исследование особенностей применения аддитивно изготовленных ЭИ при КПЭЭО ответственных изделий. **Методы исследования.** Изготовление образцов выполнялось на установке ReaLizer SLM 50. В качестве исходного материала использовался порошок MS1 сферической формы со средним размером частиц 30 мкм. Для отработки режимов и выбора образца ЭИ с наименьшим количеством поверхностных дефектов было отработано четыре режима изготовления, выбран наилучший образец для дальнейшего исследования. КПЭЭО проводилась на оборудовании EMT Smart CNC в среде трансформаторного масла. Образцы были установлены в зажим при прямой полярности и применялись в качестве ЭИ, в качестве электрода-детали служила пластина 12X18H10T. Исследование проводилось с помощью факторного эксперимента (типа 2³) с центром плана. Входные данные факторного эксперимента – сила тока I , А, напряжение U , В, время включения импульса T_{on} , мкс. Выходными параметрами являлись параметр шероховатости по Ra и γ – износ ЭИ. Измерение параметра шероховатости по Ra проводилось на установке Mahr Perthometer S2. **Результаты и обсуждение.** Методом СЛС изготовлены образцы ЭИ из порошка MS1, выбран наиболее качественный образец № 4 для КПЭЭО. Получены эмпирические уравнения, описывающие взаимосвязь параметра качества поверхности – шероховатости по Ra и γ – износа ЭИ, изготовленного из мартенситностарееющей стали MS1, в зависимости от режимов КПЭЭО. На минимальном режиме при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 50$ В износ ЭИ $\gamma = 0,0063875$ г. Максимальный износ ЭИ составляет $\gamma = 0,13938$ г при силе тока $I = 8$ А и напряжении $U = 50$ В. Установлено, что при постоянном времени включения импульса $T_{on} = 75$ мкс наименьшая шероховатость $Ra = 2,83$ мкм получена при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 100$ В, а максимальная шероховатость составила $Ra = 4,1568$ мкм при $I = 8$ А и $U = 100$ В.

Для цитирования: 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.

*Адрес для переписки

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

Введение

Актуальность применения аддитивных технологий при изготовлении электродов для электроэрозионной обработки (ЭЭО) возникла в связи с повышенными требованиями к точно-

сти и качеству изготовления сложнопрофильных изделий [1–3]. Установлено, что один из самых рациональных аддитивных методов получения электродов-инструментов (ЭИ) – это технология селективного лазерного сплавления (СЛС) [4–8].

Отмечается, что применение аддитивных технологий позволяет получить требуемые параметры повторяемой геометрии сложнопрофильных элементов, а также обеспечить повышенные показатели производительности и стойкости ЭИ путем применения новых составов порошковых материалов. В работах [9–13] отмечена эффективность применения композитных электродов-инструментов, полученных с применением аддитивных технологий.

Принцип технологии СЛС заключается в разбивке изделия на слои и последующей печати изделия с циклическим повторением операций. Повышение требований к точности, качеству и надежности изготовления изделий требует применения ЭИ высокого качества, повторяющих профиль поверхности. Требуемая точность размеров изделий, обрабатываемых методом ЭЭО, варьируется от 12-го до 6-го качества, а требуемая шероховатость по Ra – от 3,2 до 0,8 мкм. Повышенные требования к точности и шероховатости связаны с эксплуатационными особенностями; обрабатываемые поверхности находятся в сопряжении с кинематическими узлами и механизмами.

В работах [14–18] рассматривается метод СЛС для получения металлических электродов-инструментов. Авторы отмечают, что применение аддитивных технологий для выращивания ЭИ позволяет не только обеспечить требуемые параметры повторяемой геометрии сложнопрофильных элементов изделий, но и получить повышенные показатели производительности и стойкости ЭИ путем применения новых порошковых материалов.

Основные параметры процесса СЛС – мощность лазера, скорость сканирования, тип и расстояние штриховки, толщина слоя и характеристики порошка – влияют на образование дефектов в процессе выращивания ЭИ. Пористость является наиболее частым и сложным дефектом для устранения при селективном лазерном сплавлении. На образование пор оказывают влияние свойства исходного порошкового материала, параметры установки и режимы выращи-

вания [19–21]. Еще один дефект, появляющийся при применении порошковых аддитивных технологий, – несплавления, которые возникают при недостаточном перекрытии единичных дорожек друг с другом. Неверно подобранные режимы для определенного материала приводят к повышению пористости. При недостаточном значении мощности в процессе СЛС порошковый слой не полностью расплавляется, это вызывает эффект сферодизации или несплавление с предыдущим слоем из-за наличия в дорожке несплавленных частиц [22]. Повышение значения мощности приводит к интенсивному испарению материала или наиболее легкоплавких компонентов порошка, что вызывает образование пор. Наличие подобных дефектов способствует интенсификации разрушения ЭИ в процессе ЭЭО. Наличие неустойчивости в структуре ЭИ может также сказаться на формировании стабильного процесса искрообразования при копировально-прошивной ЭЭО (КПЭЭО), что негативным образом отразится на качестве обработки.

В настоящее время сформированные подходы к проектированию конфигурации ЭИ и назначению режимов обработки полагаются на методики проектирования нагруженных ответственных изделий. Данные подходы не включают в себя особенности физической стороны процесса ЭЭО. Следует оптимизировать размеры и форму ЭИ не только с учетом массовых и механических характеристик, но также с учетом его физических свойств (электросопротивления и возможности формирования стабильного канала искрообразования). Исходные параметры ЭИ оказывают влияние на формируемую поверхность и непосредственно на расход ЭИ. Структурные дефекты интенсифицируют процесс расхода ЭИ в процессе КПЭЭО. На получение требуемого качества поверхности оказывает влияние шероховатость ЭИ не только до КПЭЭО, но и в самом процессе. Исходя из этого установлено, что обеспечение предъявленных требований качества ЭИ является актуальной научно-технологической задачей.

Целью работы является экспериментальное исследование особенностей применения аддитивно изготовленных ЭИ при КПЭЭО ответственных изделий. Для достижения указанной цели были поставлены следующие *задачи*.

Разработать рациональную методику изготовления образцов электродов-инструментов из мартенситностареющей стали MS1 методом селективного лазерного сплавления. Эти образцы должны обладать минимальным количеством структурных дефектов для дальнейшей КПЭЭО.

Установить эмпирическую зависимость параметра качества поверхности аддитивно изготовленного ЭИ из мартенситностареющей стали MS1 в зависимости от режимов КПЭЭО.

Установить эмпирическую зависимость износа аддитивно изготовленного ЭИ из мартенситностареющей стали MS1 в зависимости от режимов КПЭЭО.

Оценить влияние режимов КПЭЭО на качество поверхности аддитивно изготовленного ЭИ из мартенситностареющей стали MS1.

Методика исследований

Исследования проводились на базе центра коллективного пользования «Центр аддитивных технологий» Пермского национального исследовательского политехнического университета. Изготовление опытных ЭИ осуществлялось методом аддитивных технологий (СЛС). ЭИ изготавливались из порошка мартенситностареющей стали марки MS1. Частицы порошка обладали средним размером 20...40 мкм и имели сферическую форму. Мартенситностареющие стали – это уникальные низкоуглеродистые мартенситные стали, которые получают прочность за счет интерметаллических осадков, образующихся в процессе термической обработки при старении. Низкое содержание углерода обеспечивает хорошую свариваемость, а значительные легирующие добавки позволяют добиться высокой прочности за счет механизмов закалки в виде осадков. В процессе СЛС возникают сле-

дующие дефекты: трещины, поры и достаточно грубая поверхность с наличием приплавленных частичек порошка.

Необходима проработка режимов сплавления на данном порошке MS1. Проведение пробных режимов позволит получить ЭИ с минимальным количеством дефектов.

Проработка режимов сплавления проводилась на установке ReaLizer 50 (рис. 3, а), которая работает по технологии СЛС и используется преимущественно для изготовления мелкогабаритных деталей из порошков различной номенклатуры. Установка оснащена импульсным волоконным лазером с возможностью регулировки траектории перемещения луча, а также продолжительности засветки. Одним из основных достоинств установки ReaLizer SLM 50 является высокая детализация изделий. В качестве защитного газа для спекания применялся аргон. Для получения ЭИ использовались четыре режима (табл. 1) сплавления порошкового материала MS1 и был выбран наилучший по качеству образец.

Параметры, варьируемые при изготовлении ЭИ из порошка мартенситностареющей стали MS1 методом СЛС: время засветки каждой точки – t , мкс; рабочая сила тока – I , мА; расстояние между точками траектории движения лазера – S , мкм; средняя мощность лазерного излучения – $P_{\text{ср}}$, Вт; шаг заполнения, мкм; толщина единичного слоя – h , мкм; скорость сканирования – V , м/с.

Образцы изготовлены в виде параллелепипедов длиной 30 мм и сечением 5×5 мм. На рис. 1 представлены полученные образцы на подложке для выращивания.

Высокая плотность энергии в процессе СЛС приводит к чрезмерному испарению материала и образованию брызг, из-за чего образуется большое количество пор. Поры снижают уста-

Таблица 1

Table 1

Технологические режимы изготовления ЭИ
Technological modes of manufacturing the tool electrode

№	t , мкс	I , мА	S , мкм	$P_{\text{ср}}$, Вт	Шаг заполнения, мкм	h , мкм	V , м/с
1	40	1400	20	35	0,05	30	1
2	40	1400	30	35	0,05	30	0,75
3	20	1200	20	30	0,05	30	1
4	20	1400	20	35	0,05	30	1



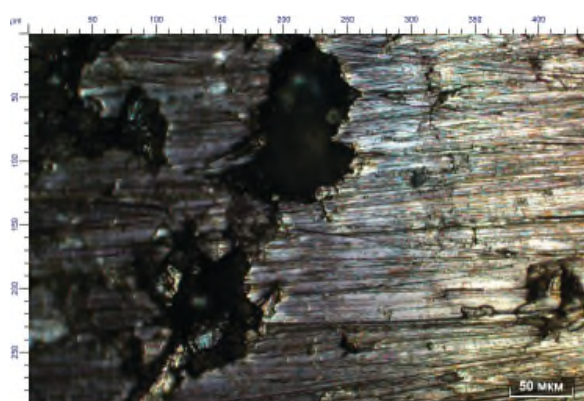
Рис. 1. Образцы электродов-инструментов

Fig. 1. Samples of tool electrodes

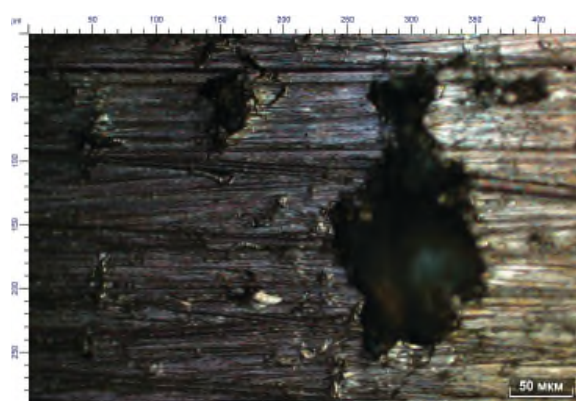
лостные характеристики и механические свойства получаемых изделий, действуя как концентраторы напряжений. Трещины на поверхности изделий, полученных методов СЛС, вызваны большим температурным градиентом между ванной расплава и затвердевшим металлом.

На образцах № 1–3 (рис. 2, а–в) присутствуют хаотически расположенные поры диаметром 40...65 мкм. Поверхность образца № 4 характеризуется наименьшим количеством структурных дефектов (пор, которые в диаметре составляют 20...28 мкм, и трещин шириной до 2...3 мкм). При исследовании полученных образцов на наличие дефектов (поры, микротрещины) установлено, что наиболее пригодный образец для КПЭЭО – под номером 4 (рис. 2, г).

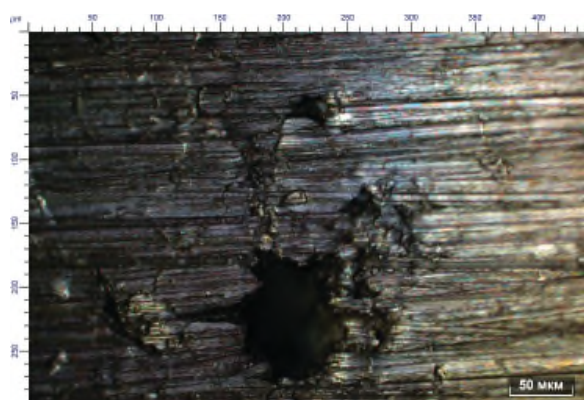
Копировально-прошивная электроэрозионная обработка проводилась на установке Electronica Smart CNC (рис. 2, б) в среде трансформаторного масла. Обрабатываемая заготовка выполнена из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Значения и интервал входных параметров представлены в табл. 2. Для оценки параметра качества поверхности по Ra использовался профилометр Mahr Perthometer S2 (рис. 2, в). Оценка проводилась согласно методике ГОСТ 2789–73.



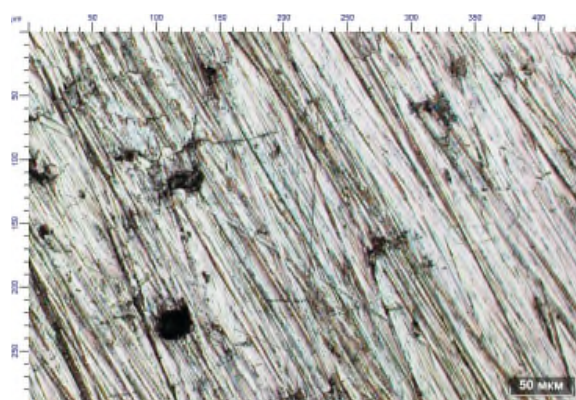
а



б



в



г

Рис. 2. Поверхности образцов:

а – № 1; б – № 2; в – № 3; г – № 4

Fig. 2. Surfaces of sample:

а – No.1; б – No.2; в – No.3; г – No.4

Режимы копировально-прошивной электроэрозионной обработки
Modes of copy-piercing EDM machining

Режим	Сила тока I , А	Время включения импульса T_{on} , мкс	Напряжение U , В
Минимальный уровень	4	50	50
Средний уровень	6	75	75
Максимальный уровень	8	100	100

Рельеф поверхности образцов и количество дефектов на поверхности оценивались с помощью инвертированного металлографического микроскопа научно-исследовательского класса NIM900 (рис. 3, *з*) при увеличениях $\times 300$ и $\times 500$.

С целью определения зависимостей формирования параметра шероховатости по Ra , а также износа рабочей поверхности ЭИ, изготов-

ленного из мартенситностареющей стали MS1 и полученного с применением технологии селективного лазерного сплавления, проведен полный факторный эксперимент (ПФЭ) типа 2^3 с центром плана. Значения факторов закодированы в матрицу с помощью координат преобразования. Матрица планирования эксперимента показана в табл. 3. Выходными параметрами явля-

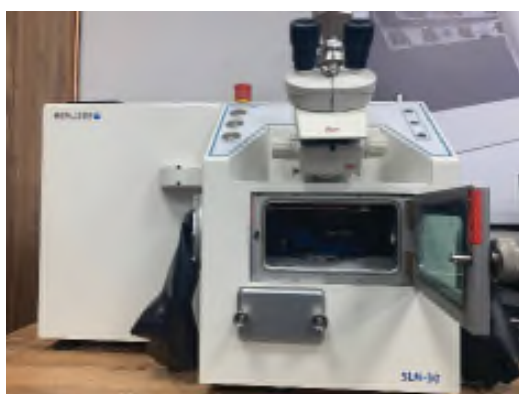
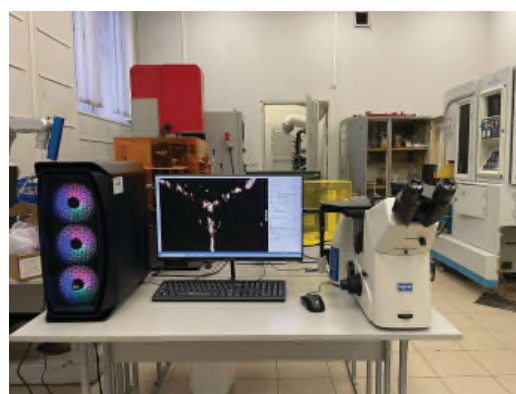
*a**б**в**з*

Рис. 3. Установки для проведения эксперимента и оценки результатов:

a – Realizer SLM 50; *б* – микроскоп NIM900; *в* – копировально-прошивной электроэрозионный станок Electronica Smart CNC; *з* – профилометр Mahr Perthometer S2

Fig. 3. Facilities for conducting the experiment and evaluating the results:

a – Realizer SLM 50; *б* – NIM900 microscope; *в* – Electronica Smart CNC copy-piercing EDM machine; *з* – Mahr Perthometer S2 profilometer

Таблица 3

Table 3

Закодированная матрица планирования

Coded planning matrix

№ опыта	X_0	X_1	X_2	X_3	X_1X_2	X_1X_3	X_2X_3	$X_1X_2X_3$
1	1	-1	-1	-1	1	1	1	-1
2	1	1	-1	-1	-1	-1	1	1
3	1	-1	1	-1	-1	1	-1	1
4	1	1	1	-1	1	-1	-1	-1
5	1	-1	-1	1	1	-1	-1	1
6	1	1	-1	1	-1	1	-1	-1
7	1	-1	1	1	-1	-1	1	-1
8	1	1	1	1	1	1	1	1
9	1	0	0	0	0	0	0	0

ются параметр шероховатости ЭИ по Ra , мкм, и износ ЭИ γ , г.

Подробная методика проведения ПФЭ представлена в работах [23, 24]. Согласно данной методике проведено девять экспериментов и по-

лучены результаты (табл. 4), отражающие зависимость шероховатости ЭИ по Ra и износа электрода от режимов КПЭЭО с использованием ЭИ, изготовленного по технологии СЛС из мартенситностареющей стали MS1.

Таблица 4

Table 4

Матрица результатов экспериментов

Matrix of experimental results

№ опыта	Ra , мкм	γ , г
1	2,9475	0,0062
2	4,33693	0,01
3	3,0374	0,0059
4	3,34163	0,0172
5	2,8057	0,0082
6	3,8035	0,0021
7	3,016	0,0161
8	4,6673	0,0156
9	3,50183	0,001

Результаты и их обсуждение

В результате проведения полного факторного эксперимента получены эмпирические зависимости, которые устанавливают взаимосвязь между выходными параметрами и режимами обработки. В работе предположена линейная связь между независимой переменной и входными факторами. Эмпирическая модель зависимости параметра износа ЭИ от режимов обработки

(сила тока I , А; напряжение U , В; время включения импульса T_{on} , мкс), имеет следующий вид:

$$\gamma = 0,002997 + 0,00214325I + 0,00010806U - 0,00027248T_{on} - 0,00005425IU + 0,0000028992T_{on}U + 0,00003276IT_{on}. \quad (1)$$

По критерию Фишера была выполнена проверка адекватности математической модели:

$$F_{\text{расч}} = \frac{S_{\text{адекв}}^2}{S_y^2} < F_{\text{табл}}; \quad (2)$$

$$F_{\text{расч}} = 0,003 < F_{\text{табл}} = 3,24. \quad (3)$$

где $F_{\text{расч}}$ и $F_{\text{табл}}$ – значения критерия Фишера (соответственно расчетное и табличное); $S_{\text{адекв}}^2$ – дисперсия адекватности; S_y^2 – дисперсия воспроизводимости.

Исходя из того, что $F_{\text{расч}} < F_{\text{табл}}$, при уровне зависимости $\alpha = 0,05$ можно сделать вывод о том, что модель удовлетворяет критерию адекватности. Полученная математическая модель достоверно отражает зависимость выходного параметра (износа ЭИ) от режимов КПЭЭО.

На рис. 4 представлен график гиперповерхности отклика. На графике установлена зависимость входных данных (режимов обработки I и U при постоянном $T_{\text{он}} = 75$ мкс) на износ ЭИ (γ). Установлено, что на минимальном режиме при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 50$ В износ ЭИ составляет $\gamma = 0,0063875$ г. При силе тока $I = 8$ А и напряжении $U = 50$ В зафиксирован максимальный износ ЭИ, который составляет $\gamma = 0,13938$ г. Физические особенности характера разрушения материала в результате воздей-

ствия ЭЭО напрямую зависят от величины энергии единичного разряда. Значение величины энергии импульса (разряда) растет прямо пропорционально с повышением силы тока. Далее происходит электроэрозионное разрушение ЭИ. При высоких значениях силы тока температура в зоне искрообразования повышается, что также приводит к интенсивному износу ЭИ.

Эмпирическая модель зависимости параметра качества поверхности – шероховатости ЭИ по Ra – от режимов обработки (сила тока I , А; напряжение U , В; время включения импульса $T_{\text{он}}$, мкс) имеет вид

$$\begin{aligned} Ra = & -0,7004 + 1,070300415I + \\ & + 0,03421764U + 0,04854912T_{\text{он}} - \\ & - 0,0106517IU - 0,0006473216T_{\text{он}}U - \\ & - 0,01304028IT_{\text{он}} + 0,0001738704IT_{\text{он}}U. \quad (4) \end{aligned}$$

На рис. 5 представлен график гиперповерхности, показывающий влияние таких параметров, как напряжение и сила тока, на формирование качества поверхности. Установлено, что при постоянном времени включения импульса $T_{\text{он}} = 75$ мкс наименьшая шероховатость ЭИ $Ra = 2,83$ мкм получена при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 100$ В, а максимальная

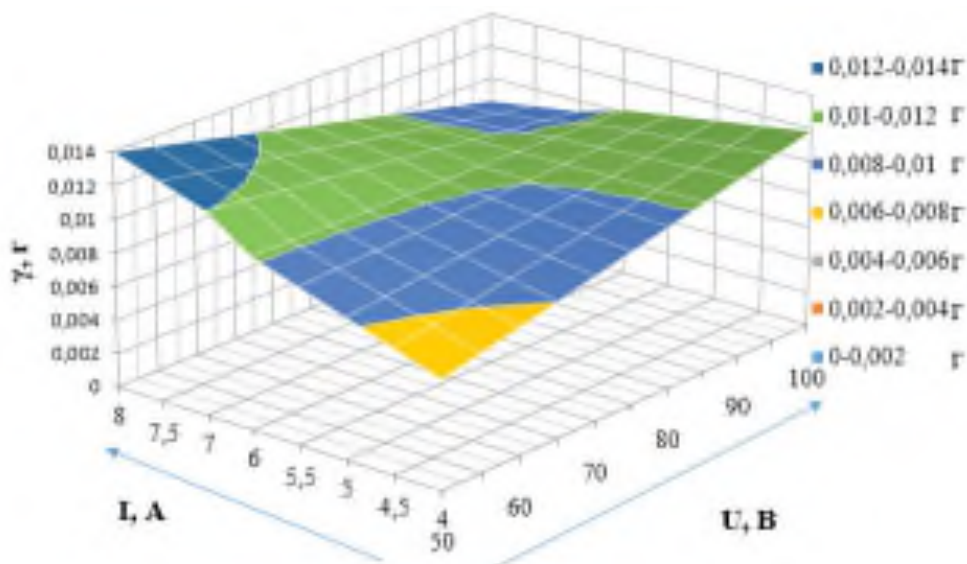


Рис. 4. Гиперповерхность регрессионной модели износа ЭИ при постоянном времени включения импульса $T_{\text{он}} = 75$ мкс; γ – износ ЭИ, г; I – сила тока, А; U – напряжение, В

Fig. 4. The regression model hypersurface of electrode flow rate at constant pulse duration $T_{\text{он}} = 75$ μ s; γ is a tool electrode wear (g); I is a current (A); U is a voltage (V)

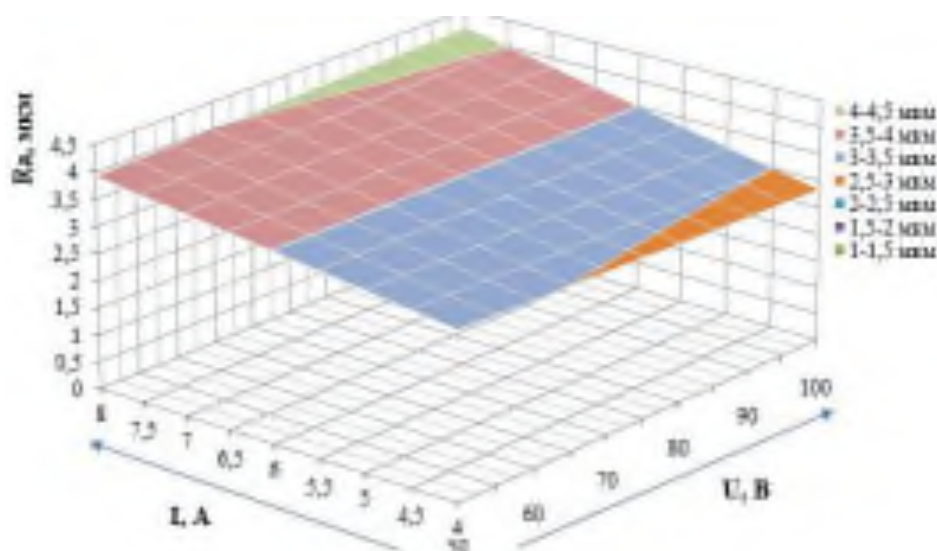


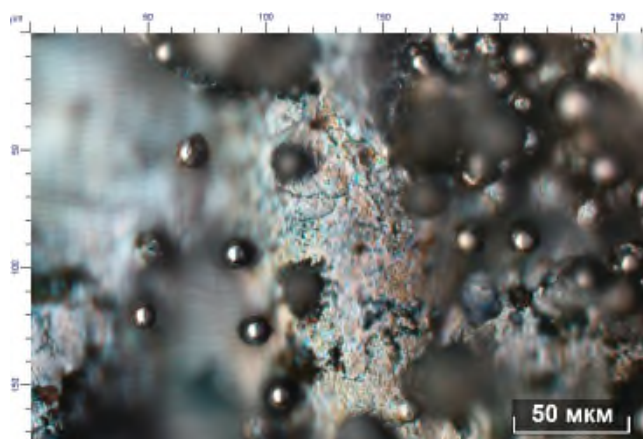
Рис. 5. Гиперповерхность регрессионной модели шероховатости поверхности ЭИ при постоянном времени включения импульса $T_{on} = 75$ мкс; Ra – параметр шероховатости, мкм; I – сила тока, А; U – напряжение, В

Fig. 5. The regression model hypersurface of the TE surface roughness at constant pulse on time $T_{on} = 75$ μ s; Ra is the roughness parameter (μ m); I is a current (A); U is a voltage (V)

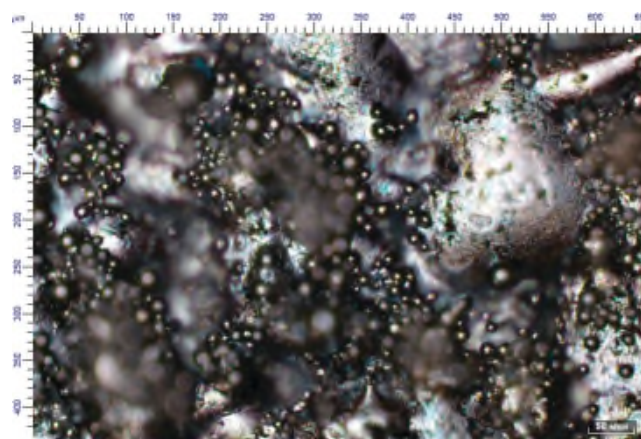
шероховатость поверхности ЭИ составила $Ra = 4,1568$ мкм при $I = 8$ А и $U = 100$ В. Значения величин размеров параметров лунок изменяются с изменением мощности единичных разрядов, действующих в межэлектродном зазоре. Формирование более точной и чистой поверхности ЭИ происходит при минимальном значении мощности разрядов, которые зависят от величины силы тока. Повышение силы тока сопровождается увеличением глубины лунок и получением более грубой шероховатости поверхности ЭИ.

На рис. 6–8 представлены снимки поверхности ЭИ после СЛС и после КПЭЭО-обработки

на минимальном и максимальном режимах. На поверхности ЭИ (рис. 6), изготовленного из мартенситостареющей стали MS1 методом СЛС, наблюдаются участки проплавленных единиц порошка MS1. Установлено, что проплавленные участки располагаются хаотично на поверхности ЭИ, а также наблюдаются поры между проплавленными участками. После КПЭЭО поверхность ЭИ приобретает гладкую и ровную морфологию. При КПЭЭО на максимальных режимах при $I = 8$ А, $T_{on} = 100$ мкс, $U = 100$ В формируются впадины и хаотичные трещины, сопровождаемые зонами расплава материала (рис. 7, 8). При



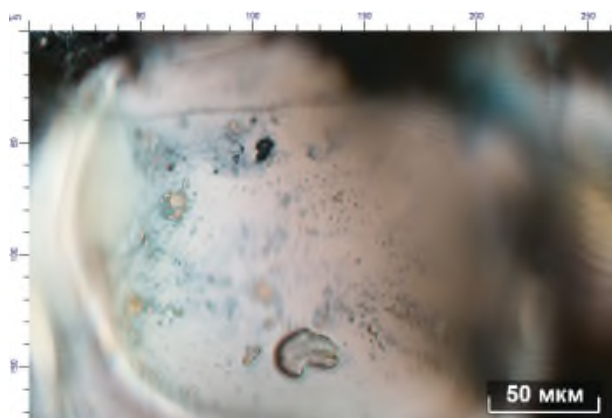
а



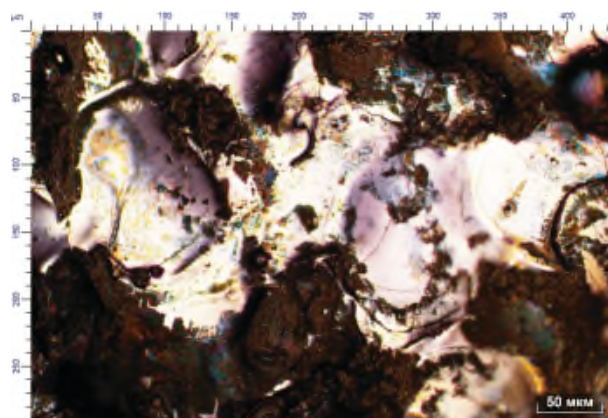
б

Рис. 6. Поверхность электрода до обработки (после 3D-печати) при увеличении $\times 500$ (а) и $\times 300$ (б)

Fig. 6. Electrode surface before machining (after 3D printing) at magnifications of $\times 500$ (a) and $\times 300$ (b)



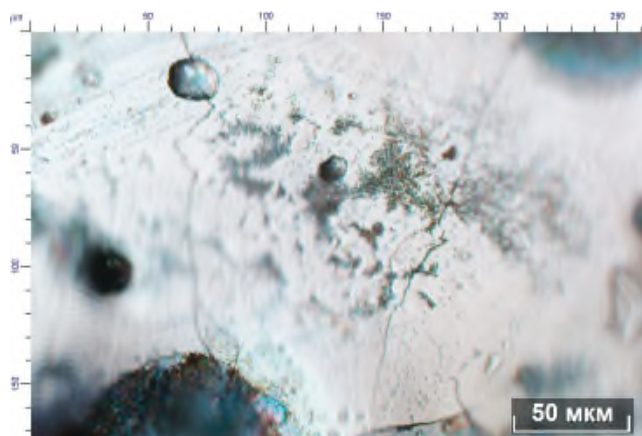
а



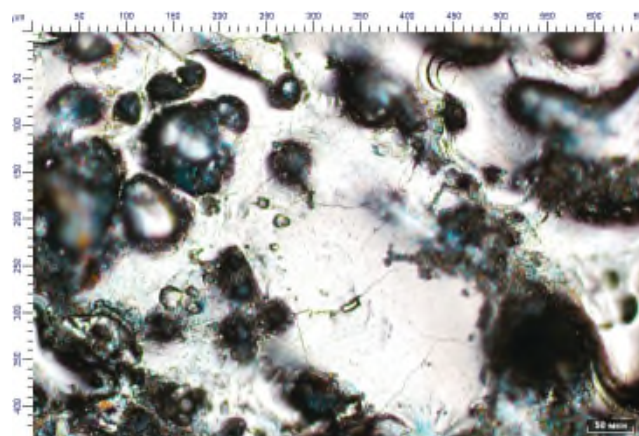
б

Рис. 7. Поверхность электрода после КПЭЭО на минимальном режиме при увеличении $\times 500$ (а) и $\times 300$ (б)

Fig. 7. Electrode surface after electrical discharge machining at minimum mode at magnification $\times 500$ (a) and $\times 300$ (b)



а



б

Рис. 8. Поверхность электрода после КПЭЭО на максимальном режиме при увеличении $\times 500$ (а) и $\times 300$ (б)

Fig. 8. Electrode surface after electrical discharge machining at maximum mode at magnification $\times 500$ (a) and $\times 300$ (b)

КПЭЭО $I = 8$ А, $U = 100$ В и $T_{on} = 100$ мкс установлено наличие хаотичных трещин шириной до $1 \dots 3$ мкм (рис. 8). Трещины на поверхности ЭИ возникают из-за быстрого нагрева поверхности (с повышением величины силы тока и времени включения импульса повышается температура в зоне обработки) и быстрого охлаждения диэлектрической жидкостью. Впадины на поверхности ЭИ после КПЭЭО связаны со скоплением шлама от продуктов разрушения материала ЭИ и электрода-детали (ЭД). С повышением силы тока и времени включения импульса происходит интенсификация процесса разрушения. Зоны расплава материала возникают с увеличением

энергии единичных импульсов (с повышением силы тока).

Процесс электроэрозионной обработки сопровождается высокими температурами в месте пробоя. Быстрый нагрев и последующие циклы охлаждения вызывают термические напряжения на поверхности ЭИ, которые способствуют образованию трещин на поверхности ЭИ. Присутствие микротрещин и иных поверхностных дефектов приводит к макродефектам поверхностного слоя и снижению эксплуатационных свойств используемых ЭИ. Рельеф обработанной поверхности аддитивно выращенного ЭИ, представленный на рис. 7, а, при увеличении

×500 показывает, что для исключения поверхностных дефектов ЭИ требуется применение минимального режима КПЭЭО при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 100$ В.

Выводы

Изготовлены электроды-инструменты методом селективного лазерного сплавления из порошка мартенситностареющей стали MS1. Установлено, что образец № 4 содержит минимальное количество пор и трещин. Образец № 4 изготовлен при рабочей силе тока 1400 мА, времени засветки единичной точки 20 мкс, расстоянии между точками 20 мкм, средней мощности лазерного излучения 35 Вт, шаге заполнения 0,05 мкм, толщине слоя 30 мкм и скорости скашивания 1 м/с.

Получена регрессионная зависимость между режимами КПЭЭО и износом ЭИ при обработке ЭИ из мартенситностареющей стали. На минимальном режиме при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 50$ В износ электрода минимальный и составляет $\gamma = 0,0063875$ г. Максимальный износ электрода-инструмента составляет $\gamma = 0,13938$ г при силе тока $I = 8$ А и напряжении $U = 50$ В.

Получена регрессионная зависимость между режимами КПЭЭО и параметром качества поверхности шероховатости аддитивно выращенного ЭИ из мартенситностареющей стали MS1. Показано, что при постоянном времени включения импульса $T_{on} = 75$ мкс наименьшая шероховатость ЭИ составляет $Ra = 2,83$ мкм, она была получена при силе тока $I = 4$ А и напряжении $U = 100$ В, а максимальная шероховатость ЭИ $Ra = 4,1568$ мкм – при $I = 8$ А и $U = 100$ В.

Установлено, что на поверхности аддитивно выращенного ЭИ из мартенситностареющей стали MS1 присутствуют хаотически расположенные поверхностные дефекты (микротрещины, впадины, вырывы и зоны переплава), снижающие прочностные характеристики ЭИ. Для исключения поверхностных дефектов и формирования однородной поверхности следует использовать чистовые режимы со значением силы тока $I = 4$ А, напряжения $U = 100$ В и времени включения импульса $T_{on} = 75$ мкс. Установлено, что с повышением силы тока до 8 А в межэлектродном зазоре происходит увеличение температуры и величины разряда импульсов, что приводит к структурным дефектам.

Список литературы

1. Rajurkar K.P., Sundaram M.M., Malshe A.P. Review of electrochemical and electrodischarge machining // *Procedia CIRP*. – 2013. – Vol. 6 (2). – P. 13–26. – DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.002.
2. Dimla D.E., Hopkinson N., Rothe H. Investigation of complex rapid EDM electrodes for rapid tooling applications // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2004. – Vol. 23 (3). – P. 249–255. – DOI: 10.1007/s00170-003-1709-8.
3. Ho K.H., Newman S.T. State of the art electrical discharge machining (EDM) // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2003. – Vol. 43, iss. 13. – P. 1287–1300. – DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00162-7.
4. Experimental study on debris evacuation during slot EDMing / I. Ayesta, O. Flaño, B. Izquierdo, J.A. Sanchez, S. Plaza // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 42. – P. 6–11. – DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.174.
5. Application of additive manufactured tungsten carbide-cobalt electrodes with interior flushing channels in S-EDM / E. Uhlmann, J. Polte, R. Bolz, S. Yabroudi, J. Streckenbach, A. Bergmann // *Procedia CIRP*. – 2020. – Vol. 95. – P. 460–465. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.03.136.
6. Application of additive manufactured tungsten carbide tool electrodes in EDM / E. Uhlmann, A. Bergmann, R. Bolz, W. Gridin // *Procedia CIRP*. – 2018. – Vol. 68. – P. 86–90. – DOI: 10.1016/j.procir.2017.12.027.
7. Rath M.G., Mane D.V. An overview of additive mixed EDM // *International Journal of Scientific and Research Publications*. – 2014. – Vol. 4 (11). – P. 1–6.
8. Design and additive manufacturing of optimized electrodes for energy storage applications / M.D. Batista, S. Chandrasekaran, B.D. Moran, M.S. Troya // *Carbon*. – 2023. – Vol. 205. – P. 262–269. – DOI: 10.1016/j.carbon.2023.01.044.
9. Gu D., Shen Y., Xiao J. Influence of processing parameters on particulate dispersion in direct laser sintered WC-Co p/Cu MMCs // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. – 2008. – Vol. 26 (5). – P. 411–422. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2007.09.005.
10. Investigation of the machinability of composite materials electrode-tools while EDM / A.O. Grisharin, N.D. Ogleznev, K.R. Muratov, T.R. Ablyaz // *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*. – 2019. – Vol. 510 (1). – P. 1–5. – DOI: 10.1088/1757-899X/510/1/012006.
11. Singh P., Sidhu S.S., Payal H.S. Fabrication and machining of metal matrix composites: a review // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2015. – Vol. 31 (5). – P. 1–21.



12. *Thakur A., Pabla B.S.* Surface modification using composite electrodes in EDM: a review // *International Journal for Research in Applied Science and Engineering Technology*. – 2023. – Vol. 11 (10). – P. 1008–1013. – DOI: 10.22214/ijraset.2023.56134.

13. Development and application of new composite materials as EDM electrodes manufactured via selective laser sintering / F.L. Amorim, T. Czelusniak, C.F. Higa, A. Lohrengel // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2014. – Vol. 72. – P. 9–12. – DOI: 10.1007/s00170-014-5765-z.

14. Performance of sinking EDM electrodes made by selective laser sintering technique / F.L. Amorim, A. Lohrengel, N. Muller, G. Schafer, T. Czelusniak // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2012. – Vol. 65. – P. 9–12. – DOI: 10.1007/s00170-012-4267-0.

15. Prospects for laser based powder bed fusion in the manufacturing of metal electrodes: a review / P. Nyamekye, P. Nieminen, M.R. Bilesan, E. Repo, H. Piili, A. Salminen // *Applied Materials Today*. – 2021. – Vol. 23. – P. 1–20. – DOI: 10.1016/j.apmt.2021.101040.

16. Residual porosity of 3D-LAM-printed stainless steel electrodes allows galvanic exchange platinisation / J. Weber, A.J. Wain, H. Piili, A. Vuorema // *ChemElectroChem*. – 2016. – Vol. 3 (6). – P. 1–24. – DOI: 10.1002/celec.201600098.

17. *Sahu A.K., Mahapatra S.S.* Performance analysis of tool electrode prepared through laser sintering process during electrical discharge machining of titanium // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 106 (6). – P. 1017–1041. – DOI: 10.1007/s00170-019-04675-1.

18. Experimental research on preparation and machining performance of porous electrode in electrical discharge machining / Y. Jiang, L. Kong, J. Yu, C. Hua //

Journal of Mechanical Science and Technology. – 2022. – Vol. 36 (1–3). – P. 1–15. – DOI: 10.1007/s12206-022-1134-2.

19. *Zhang B., Li Y., Bai Q.* Defect formation mechanisms in selective laser melting: a review // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. – 2017. – Vol. 30 (3). – P. 515–527. – DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.

20. Defect, microstructure, and mechanical property of Ti-6Al-4V alloy fabricated by high-power selective laser melting / S. Cao, Z. Chen, K. Yang, S.C.V. Lim // *JOM: The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*. – 2017. – Vol. 69 (12). – P. 2684–2692. – DOI: 10.1007/s11837-017-2581-6.

21. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process / R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2012. – Vol. 59 (9). – P. 1025–1035. – DOI: 10.1007/s00170-011-3566-1.

22. *Promoppatum P., Yao S.C.* Analytical evaluation of defect generation for selective laser melting of metals // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2019. – Vol. 103. – P. 1–4. – DOI: 10.1007/s00170-019-03500-z.

23. 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). – P. 1–13. – DOI: 10.3390/ma15030750.

24. *Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R.* Improving the efficiency of electrical discharge machining of special-purpose products with composite electrode tools // *Materials*. – 2021. – Vol. 14 (20). – P. 1–19. – DOI: 10.3390/ma14206105.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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

Features of the use of tool electrodes manufactured by additive technologies in electrical discharge machining of products

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

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

^a <https://orcid.org/0000-0001-6607-4692>, lowrider11-13-11@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0009-2693-6580>, warkk98@mail.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/0009-0006-4478-3803>, ilyuhaosinnikov@bk.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 11 June 2024

Revised: 25 June 2024

Accepted: 28 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Additive technologies

Selective laser melting

Copy-piercing electrical discharge machining

Current

Voltage

Pulse on time

Surface roughness

Tool electrode wear

Funding

The research was financially supported by the Russian Science Foundation under grant No. 23-29-00104. <https://rscf.ru/project/23-29-00104/>

Acknowledgements

The authors express their gratitude to Associate Professor of the department. ITM FSAOU VO “PNRPU” Morozov E.A. for assistance in the manufacture of samples of electrode-tools using the SLS method from maraging steel MS1.

ABSTRACT

Introduction. The paper presents the results of a study of the use of a tool electrode (TE), manufactured by selective laser alloying from MS1 maraging steel powder for copy-piercing electrical discharge machining (EDM). **Purpose of the work:** experimental study of the features of the use of additively manufactured TE in the EDM of critical products. **Research methods.** The specimens were prepared using a Realizer SLM 50 system. The starting material was spherical MS1 powder with an average particle size of 30 μm . To test the modes and select a TE sample with the least number of surface defects, four manufacturing modes were tested, and the best TE sample was selected for further research. The EDM was carried out on EMT Smart CNC equipment in a dielectric oil environment. The specimens were installed in a clamp with straight polarity and were used as TE; a 0.12C-18Cr-10Ni-Ti steel plate served as the workpiece electrode. The study was conducted using a factorial experiment (type 23) with a central design. The input data of the factorial experiment is the current I (A), voltage U (V), pulse on time T_{on} (μs). The output parameters were the roughness parameter Ra and tool electrode wear γ . The roughness parameter Ra was measured using a Mahr Perthometer S2. **Results and discussion.** TE samples were made from MS1 powder using the SLS method; the highest quality TE sample No. 4 was selected for EDM. Empirical equations are obtained that describe the relationship between the roughness parameter Ra and tool electrode wear γ , depending on the EDM modes. At the minimum mode with a current $I = 4$ A and a voltage $U = 50$ V, the tool electrode wear is $\gamma = 0.0063875$ g. The maximum tool electrode wear is $\gamma = 0.13938$ g with a current $I = 8$ A and a voltage $U = 50$ V. It is established that at a constant pulse on time $T_{on} = 75$ μs , the smallest roughness $Ra = 2.83$ μm is obtained at a current of $I = 4$ A and a voltage $U = 100$ V, and the maximum roughness is $Ra = 4.1568$ μm at $I = 8$ A and $U = 100$ V.

For citation: 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. (In Russian).

* 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

References

1. Rajurkar K.P., Sundaram M.M., Malshe A.P. Review of electrochemical and electrodischarge machining. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 6 (2), pp. 13–26. DOI: 10.1016/j.procir.2013.03.002.
2. Dimla D.E., Hopkinson N., Rothe H. Investigation of complex rapid EDM electrodes for rapid tooling applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2004, vol. 23 (3), pp. 249–255. DOI: 10.1007/s00170-003-1709-8.
3. Ho K.H., Newman S.T. State of the art electrical discharge machining (EDM) // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2003. Vol. 43 (13), pp. 1287–1300. DOI: 10.1016/S0890-6955(03)00162-7.
4. Ayesta I., Flaño O., Izquierdo B., Sanchez J.A., Plaza S. Experimental study on debris evacuation during slot EDMing. *Procedia CIRP*, 2016, Vol. 42, pp. 6–11. DOI: 10.1016/j.procir.2016.02.174.
5. Uhlmann E., Polte J., Bolz R., Yabroudi S., Streckenbach J., Bergmann A. Application of additive manufactured tungsten carbide-cobalt electrodes with interior flushing channels in S-EDM. *Procedia CIRP*, 2020, vol. 95, pp. 460–465. DOI: 10.1016/j.procir.2020.03.136.
6. Uhlmann E., Bergmann A., Bolz R., Gridin W. Application of additive manufactured tungsten carbide tool electrodes in EDM. *Procedia CIRP*, 2018, vol. 68, pp. 86–90. DOI: 10.1016/j.procir.2017.12.027.
7. Rath M.G., Mane D.V. An overview of additive mixed EDM. *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2014, vol. 4 (11), pp. 1–6.
8. Batista M.D., Chandrasekaran S., Moran B.D., Troya M.S. Design and additive manufacturing of optimized electrodes for energy storage applications. *Carbon*, 2023, vol. 205, pp. 262–269. DOI: 10.1016/j.carbon.2023.01.044.
9. Gu D., Shen Y., Xiao J. Influence of processing parameters on particulate dispersion in direct laser sintered WC-Co p/Cu MMCs. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2008, vol. 26 (5), pp. 411–422. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2007.09.005.
10. Grisharin A.O., Ogleznev N.D., Muratov K.R., Ablyaz T.R. Investigation of the machinability of composite materials electrode-tools while EDM. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 510 (1), pp. 1–5. DOI: 10.1088/1757-899X/510/1/012006.
11. Singh P., Sidhu S.S., Payal H.S. Fabrication and machining of metal matrix composites: a review. *Materials and Manufacturing Processes*, 2015, vol. 31 (5), pp. 1–21. DOI: 10.1080/10426914.2015.1025976.
12. Thakur A., Pabla B.S. Surface modification using composite electrodes in EDM: a review. *International Journal for Research in Applied Science and Engineering Technology*, 2023, vol. 11 (10), pp. 1008–1013. DOI: 10.22214/ijraset.2023.56134.
13. Amorim F.L., Czelusniak T., Higa C.F., Lohrengel A. Development and application of new composite materials as EDM electrodes manufactured via selective laser sintering. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, vol. 72, pp. 9–12. DOI: 10.1007/s00170-014-5765-z.
14. Amorim F.A., Lohrengel A., Muller N., Schafer G., Czelusniak T. Performance of sinking EDM electrodes made by selective laser sintering technique. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, vol. 65, pp. 9–12. DOI: 10.1007/s00170-012-4267-0.
15. Nyamekye P., Nieminen P., Bilesan M.R., Repo E., Piili H., Salminen A. Prospects for laser based powder bed fusion in the manufacturing of metal electrodes: a review. *Applied Materials Today*, 2021, vol. 23, pp. 1–20. DOI: 10.1016/j.apmt.2021.101040.
16. Weber J., Wain A.J., Piili H., Vuorema A. Residual porosity of 3D-LAM-printed stainless steel electrodes allows galvanic exchange platinisation. *ChemElectroChem*, 2016, vol. 3 (6), pp. 1–24. DOI: 10.1002/celec.201600098.
17. Sahu A.K., Mahapatra S.S. Performance analysis of tool electrode prepared through laser sintering process during electrical discharge machining of titanium. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 106 (6), pp. 1017–1041. DOI: 10.1007/s00170-019-04675-1.
18. Jiang Y., Kong L., Yu J., Hua C. Experimental research on preparation and machining performance of porous electrode in electrical discharge machining. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2022, vol. 36 (1–3), pp. 1–15. DOI: 10.1007/s12206-022-1134-2.
19. Zhang B., Li Y., Bai Q. Defect formation mechanisms in selective laser melting: a review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2017, vol. 30 (3), pp. 515–527. DOI: 10.1007/s10033-017-0121-5.
20. Cao S., Chen Z., Yang K., Lim S.C.V. Defect, microstructure, and mechanical property of Ti-6Al-4V alloy fabricated by high-power selective laser melting. *JOM: The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, 2017, vol. 69 (12). – P. 2684–2692. DOI: 10.1007/s11837-017-2581-6.

21. Li R., Liu J., Shi Y., Wang L. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, vol. 59 (9), pp. 1025–1035. DOI: 10.1007/s00170-011-3566-1.
22. Promoppatum P., Yao S.C. Analytical evaluation of defect generation for selective laser melting of metals. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 103, pp. 1–4. DOI: 10.1007/s00170-019-03500-z.
23. 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), pp. 1–13. DOI: 10.3390/ma15030750.
24. Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Muratov K.R. Improving the efficiency of electrical discharge machining of special-purpose products with composite electrode tools. *Materials*, 2021, vol. 14 (20), pp. 1–19. DOI: 10.3390/ma14206105.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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

Закономерности износа плазмотронов при плазменной резке толстолистого проката на токе обратной полярности

Евгений Сидоров^{1, a, *}, Артем Гриненко^{2, b}, Андрей Чумаевский^{1, c}, Александр Панфилов^{1, d},
Евгений Княжев^{1, e}, Александра Николаева^{1, f}, Андрей Черемнов^{1, g}, Валерий Рубцов^{1, h},
Вероника Утяганова^{1, i}, Ксения Осипович^{1, j}, Евгений Колубаев^{1, k}

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

² ООО «ИТС-Сибирь», Красноярск, Северное шоссе, 16а, 660118, Россия

^a <https://orcid.org/0009-0009-2665-7514>, eam@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0002-9511-1303>, giga2011@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, clothoid@ispms.tsc.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>, nikolaeva@ispms.tsc.ru;
^g <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.tsc.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru;
ⁱ <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, veronika_ru@ispms.ru; ^j <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.ru;
^k <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.791.14

История статьи:

Поступила: 16 июня 2024
Рецензирование: 22 июня 2024
Принята к печати: 04 июля 2024
Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Плазменная резка
Макроструктура
Износ
Сопло
Электрод
Зона термического влияния
Плавнение металла
Параметры резки

Финансирование

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Создание производства высокотехнологичного оборудования адаптивной высокоточной плазменной резки цветных металлов больших толщин для металлургической, авиакосмической и транспортной отраслей РФ» (соглашение о предоставлении субсидии от 06.04.2022 № 075-11-2022-012), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

Благодарности

Исследования частично выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (соглашение с Минобрнауки № 13.ЦКП.21.0034) и ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН.

АННОТАЦИЯ

Во введении описаны особенности процесса плазменной резки различных металлов и сплавов с использованием плазмотронов с обратной полярностью и особенности резки толстолистого проката. **Цель работы:** исследование процесса износа плазмотронов, работающих на токе обратной полярности, при резке толстолистого проката алюминиевых и титановых сплавов. **Методами исследования** являются оптическая и растровая электронная микроскопия, съемка процесса резки и визуальный осмотр элементов плазмотрона после получения образцов. **Результаты и обсуждение.** В разделе показан внешний вид основных рабочих элементов плазмотрона после резки на различных режимах, приводивших как к стабильному и постепенному изнашиванию, так и к катастрофическому выходу плазмотрона из строя. Представлены результаты структурных исследований основных характерных зон сопел и электродов после резки. Проведенные исследования позволили установить основные причины выхода из строя рабочих элементов плазмотронов, работающих на токе обратной полярности. К причинам катастрофического выхода из строя плазмотронов относятся несоблюдение величины зазора между соплом и электродом и оплавление канала подачи газа в разрядную камеру. Износ сопел и электродов в стабильном режиме может быть интенсифицирован при нештатной работе пусковой дуги, наличии неточностей изготовления и превышении давления газа. **В заключении** сформулированы основные выводы по результатам проведенных исследований. Описан процесс износа электродов, сопел и корпусных элементов плазмотронов в процессе работы при высоких значениях мощности электрической дуги.

Для цитирования: Закономерности износа плазмотронов при плазменной резке толстолистого проката на токе обратной полярности / Е.А. Сидоров, А.В. Гриненко, А.В. Чумаевский, А.О. Панфилов, Е.О. Княжев, А.В. Николаева, А.М. Черемнов, В.Е. Рубцов, В.Р. Утяганова, К.С. Осипович, Е.А. Колубаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 149–162. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-149-162.

*Адрес для переписки

Сидоров Евгений Алексеевич, аспирант, инженер
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Академический проспект, 2/4,
634055, г. Томск, Россия
Тел.: 8 (382) 228–68–63, e-mail: eam@ispms.ru

Введение

Плазменная резка различных металлов и сплавов обладает рядом преимуществ для промышленного применения, связанных с высокой производительностью, качеством реза и возможностью резки толстолистого проката [1–3]. Методом плазменной резки эффективно получают заготовки из сталей [4], а также алюминиевых [5], медных [6] и титановых [7] сплавов. При резке возможно как формирование четкого реза под углом 90° к поверхности листа, так и формирование необходимой разделки кромок под дальнейшую сварку конструкций [8]. В основном для плазменной резки применяется оборудование, работающее на токе прямой полярности [9, 10] и имеющее ограничения по резке толстолистого проката.

Технология плазменной резки на токе обратной полярности позволяет повысить производительность процесса [11–14], особенно при производстве крупногабаритных заготовок. На сегодняшний день в литературных источниках присутствует достаточно небольшое количество данных по резке листового проката цветных металлов и сплавов толщиной порядка 30...100 мм [15–18]. При этом плазменная резка толстолистого проката обладает рядом сложностей, связанных с высокими значениями тока плазмообразующей дуги и интенсивным её воздействием на рабочие элементы плазматрона. Помимо исследований, направленных на установление влияния параметров процесса резки на качество поверхности и структурно-фазовые изменения при воздействии плазменной струи на материал [12, 16], необходимо проведение работ в области изменения состояния плазматрона при резке. Особенно это актуально с точки зрения экономической эффективности плазменной резки на токе обратной полярности, так как для неё характерна меньшая степень изнашивания элементов плазматронов при эксплуатации [11].

Плазменная резка на токе обратной полярности, несмотря на длительное время работы, является перспективным методом для получения заготовок из толстолистого проката в промышленности. Плазменная резка на токе обратной полярности наиболее актуальна применительно к заготовкам толстолистого проката. Это обусловлено меньшими значениями тока

при одинаковой толщине разрезаемых плит в сравнении с резкой на токе прямой полярности. Применяемые для резки на токе обратной полярности системы с полым анодом позволяют получить меньшую плотность тока на его поверхности в сравнении с термохимическими катодами при резке на токе прямой полярности, что также способствует повышению ресурса плазматронов. По этим причинам плазменная резка на токе обратной полярности для толстолистого проката является более актуальной как с точки зрения экономичности процесса, так и из соображений надежности и долговечности оборудования. В этом направлении сейчас требуется развитие современных конструкторских решений и разработка оборудования для плазменной резки отечественного производства, обладающего рядом преимуществ в сравнении с имеющимися аналогами. В настоящее время в рамках совместного проекта ИФПМ СО РАН и ООО «ИТС-Сибирь» ведется разработка современного оборудования для плазменной резки толстолистого проката цветных металлов и сплавов больших толщин на токе обратной полярности.

Целью работы является выявление основных закономерностей процесса выхода из строя рабочих элементов плазматронов разрабатываемой конструкции в зависимости от различных факторов в процессе резки.

Методика исследований

Экспериментальные исследования выполнялись на производственном участке в ООО «ИТС-Сибирь» и на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Резку осуществляли на плазматроне с обратной полярностью, разрабатываемом в процессе проведения совместного научно-технического проекта. Схема работы плазматрона и реализации процесса плазменной резки приведена на рис. 1, а. Резка пластин 1 выполнялась плазменной струей 2, формируемой в среде защитного и плазмообразующего газа 3 за счет горения пусковой дуги 4 на старте процесса и рабочей дуги 5 непосредственно при резке. Подача защитного и плазмообразующего газа 6 в зону резки производится при фиксированном давлении от компрессора. Сопло 7 фиксируется гайкой 8 и служит для формирования плотной струи газа и плазмы 9, формирующей-

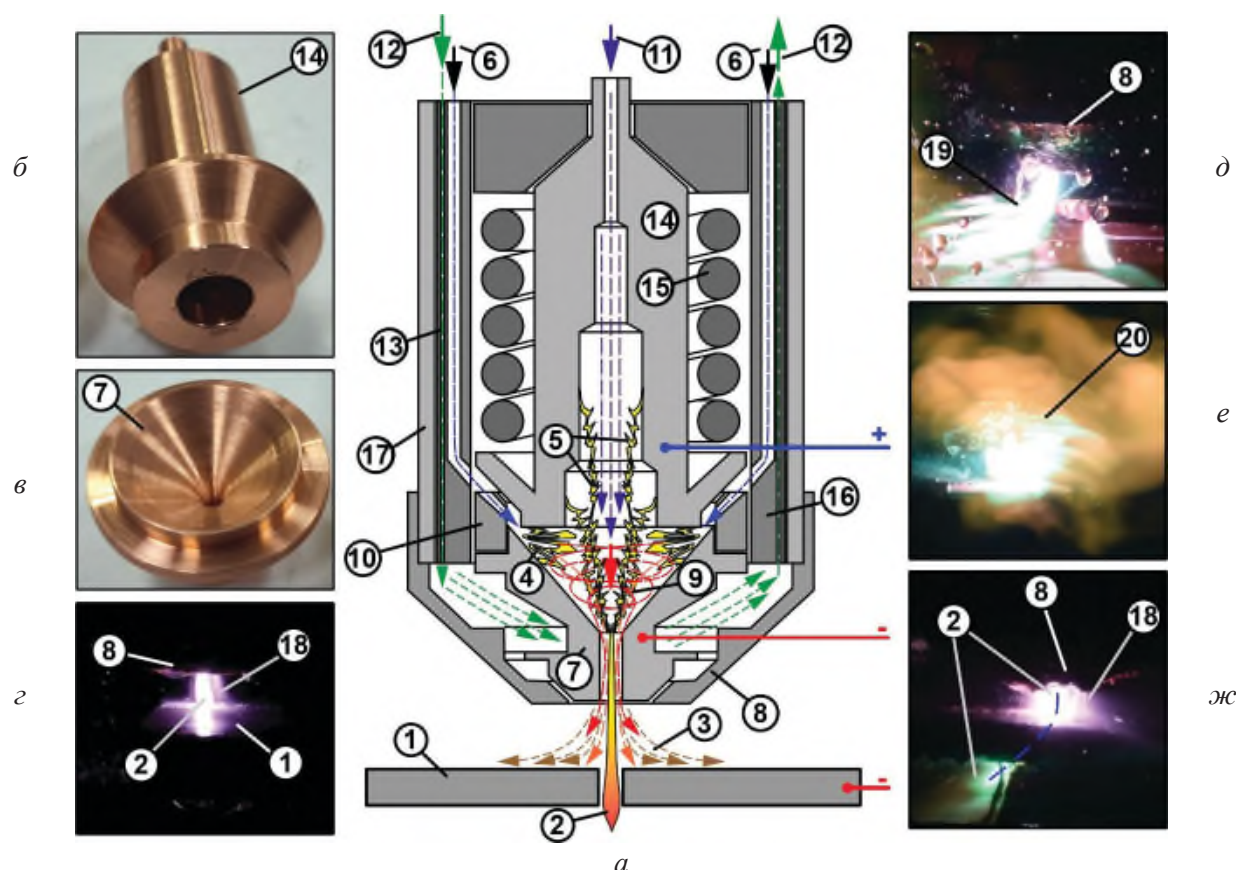


Рис. 1. Схема работы плазматрона на токе обратной полярности (*а*), внешний вид рабочего электрода (*б*) и сопла (*в*), процесса резки в нормальных условиях (*г*), старта процесса резки (*д*), процесса внешнего горения дуги (*е*) и резки с избыточной скоростью (*ж*):

1 – плита; 2 – плазменная струя; 3 – поток газа; 4 – пусковая дуга; 5 – рабочая дуга; 6 – поток плазмообразующего и защитного газа; 7 – сопло; 8 – внешняя гайка; 9 – вихревые потоки газа и плазмы; 10 – завихритель; 11 – подача воды в полый электрод; 12 – подача охлаждающей воды в корпус плазматрона; 13 – каналы водяного охлаждения; 14 – электрод; 15 – соленоид; 16 – внутренний корпус из фторопласта; 17 – внешний стальной корпус; 18 – водяной туман; 19 – горение дуги в момент запуска; 20 – внешнее горение дуги

Fig. 1. The operational scheme of the reverse-polarity plasma torch (*a*), the appearance of the working electrode (*b*) and nozzle (*v*), the cutting process under normal conditions (*g*), the start of the cutting process (*d*), the process of external arc burning (*e*) and cutting with excess speed (*zh*):

1 – plate; 2 – plasma jet; 3 – gas flow; 4 – starting arc; 5 – working arc; 6 – flow of plasma-forming and protective gas; 7 – nozzle; 8 – external nut; 9 – vortex flows of gas and plasma; 10 – swirl ring; 11 – water supply to the hollow electrode; 12 – supply of cooling water to the plasma torch body; 13 – water cooling channels; 14 – electrode; 15 – solenoid; 16 – inner casing made of fluoroplastic; 17 – outer steel casing; 18 – “water mist”; 19 – arc burning at the moment of starting; 20 – external arc burning

ся за счет завихрителя 10 и горения дуги. Дополнительно на плазматроне разрабатываемой конструкции предусмотрено введение воды 11 в зону резки через отверстие в рабочем электроде 14. Это способствует увеличению качества реза и снижению износа сопла и электрода [19, 20]. Защита от перегрева сопла и электрода производится также постоянным потоком воды 12 через каналы в корпусе 13. Подача воды в плазматроне устроена таким образом, что поток 13 сначала омывает сопло, затем электрод, после чего

проводится частично на выход из плазматрона и во внутреннюю полость сопла и далее потоком 11 – в рабочую зону. Подвод тока к электроду производится через медный соленоид 15, дополнительно формирующий магнитное поле для фокусирования потока плазмы и электрической дуги. Внутренний корпус плазматрона 16 с каналами подачи воды и воздуха, изготовлен из фторопласта, а внешний корпус 17 – из стали. Рабочий электрод 14 (рис. 1, *б*) и сопло 7 (рис. 1, *в*) изготовлены из меди марки М1.

Работа плазмотрона в стандартном режиме связана с образованием плазменной струи вокруг плазмообразующей дуги (рис. 1, *з*). Подача воды в зону резки приводит к образованию водяного тумана 18 (рис. 1, *з*). Наличие водяного тумана при резке ускоряет процесс охлаждения материала и дает возможность резки алюминиевых сплавов без защитной атмосферы в виде азота, так как окисление кромки для них является минимальным, а качество реза – достаточно высоким [19, 20].

Основные сложности при резке возникали на старте процесса, когда происходит зажигание пусковой дуги и далее формирование рабочей дуги 19 с плазменным столбом (рис. 1, *д*). В данном случае если процесс происходит в штатном режиме и образуется плазменный столб, то дуга закорачивается между листом и электродом, а плазменная струя отключается (рис. 1, *з*). При наличии проблем на старте возможна реализация эффекта внешнего горения дуги (рис. 1, *е*), когда зажигание рабочей дуги не поддерживает образования плазменной струи.

Резку осуществляли по режимам, характерным для плит алюминиевых и титановых сплавов толщиной 60...100 мм. Отработка и оптимизация режимов резки толстолистного проката цветных металлов производилась ранее в работах [13–16]. Ток электрической дуги составлял от 300 до 370 А, напряжение – от 300 до 400 В, высота плазмотрона над поверхностью плиты при резке – от 16 до 25 мм. Давление газа составляло от 2,0 до 4,0 бар, давление воды в системе до входа в контур охлаждения плазмотрона – 6 бар, зазор между соплом и электродом – от 0,5 до 2,0 мм. Скорость резки – от 250 до 3000 мм/мин. В качестве плазмообразующего газа использовался воздух. Основной целью работы являлось описание характерных картин износа сопел и электродов плазмотрона в процессе эксплуатации и выявление причин их появления.

После получения экспериментальных образцов изношенных сопел и электродов плазмотронов в различных режимах из них электроэрозионным методом (станок DK7750) производилась вырезка металлографических шлифов для структурных исследований. Структурные исследования проводились на оптическом микроскопе «Альтами MET 1С», лазерном

сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50.

Результаты и их обсуждение

Плазменная резка толстолистного проката на токах более 300 А приводит к значительным повреждениям расходных элементов (рис. 2). Наиболее существенные повреждения происходят в момент запуска процесса при работе пусковой дуги, после чего основным механизмом изнашивания сопла и электрода является эрозия при взаимодействии с газоплазменным потоком.

На начальном этапе процесса особое значение имеет точность сопряжения между соплом и электродом, зазор в котором для плазмотрона данной конструкции должен быть примерно 1,0–1,5 мм. При низкой величине зазора повышается риск длительного двойного дугообразования на этапе работы или замыкания к разрядной камере при включении, что может привести к катастрофическому выходу из строя рабочих элементов (рис. 2, *в*, *з*).

Одной из причин выхода из строя плазмотронов может являться оплавление отверстий в завихрителе, приводящее к резкому повышению температуры в полости между электродом и соплом за счет отсутствия отвода тепла потоком газа (рис. 2, *д*, *е*). В результате резко оплавляется металл сопла и электрода и перекрывается отверстие в сопле.

Процесс постепенного изнашивания материала сопла и электрода в основном связан с высокотемпературной эрозией при взаимодействии меди с потоком плазмы и газа (рис. 2, *ж*–*м*). Этот процесс может дополнительно осложняться работой пусковой дуги при резке (рис. 2, *ж*, *з*) или неточностью изготовления элементов плазмотрона (рис. 2, *и*, *к*).

При средней наработке на отказ более 250–300 пусков расходных элементов (сопло и электрод) в процессе резки толстолистного (до 100 мм) проката несвоевременное выключение пусковой дуги или неточности изготовления могут снизить указанный параметр до 100–150 пусков. Процессы катастрофического выхода из строя плазмотронов приводят к резкому выходу устройства из строя даже при одном включении, их причиной является в основном недостаточный зазор между соплом и электродом.



Рис. 2. Внешний вид сопел (а, в, д, ж, и, л) и электродов (б, г, е, з, к, м) до испытаний (а, б), при испытании в условии несоблюдения зазора между соплом и электродом (в, г), при испытании с оплавлением отверстий подачи газа в завихрителе (д, е), при испытании без отключения пусковой дуги (ж, з) и с недостаточно точным изготовлением сопла (и, к) в условиях низкого давления газа, при испытаниях в оптимальных режимах резки без дефектов (л, м)

Fig. 2. The appearance of nozzles (а, в, д, ж, и, л) and electrodes (б, г, е, з, к, м) before testing (а, б), when tested in the condition of non-observance of the gap between the nozzle and electrode (в, г), when testing with melting of the gas supply holes in the swirl ring (д, е), when testing without turning off the starting arc (ж, з) and with insufficiently precise manufacturing of the nozzle (и, к) under conditions of low gas pressure, and when tested in optimal cutting conditions without defects (л, м)

Замыкание (через материал частично оплавленного сопла или электрода) или длительное двойное дугообразование в разрядной камере

при включении или работе приводит к резкому оплавлению материала сопла и электрода в камере. Из-за оплавления материала сопла возмож-

на закупорка отверстия расплавленным металлом (рис. 3). Указанные причины могут привести к близкой картине выхода из строя плазматрона, они обусловлены недостатком зазора между элементами или недостаточным давлением газа при резке. Явление двойного дугообразования достаточно хорошо известно, особенно при резке на прямой полярности [8]. Температура в зоне разрядной камеры за короткое время поднимается настолько, что металл начинает плавиться и кипеть, оставляя характерную структуру на поверхности в виде зоны плавления с большим ко-

личеством пор (2 на рис. 3). Причем на поверхности электрода практически не присутствуют следы окислов или продуктов эрозии, а тонкая зона плавления 2 переходит в основной металл 1 (рис. 3, а, в–д). Внутренняя поверхность сопла при этом имеет следы окисления, кипения металла и эрозии (рис. 3, б, е–з). Металл, поступивший в канал сопла, быстро кристаллизуется и закупоривает его. Поры в оплавленном материале в основном сферические 3 или неправильной формы 4 (рис. 3). На плазматроне разрабатываемой конструкции давление газа менее 2 бар по-

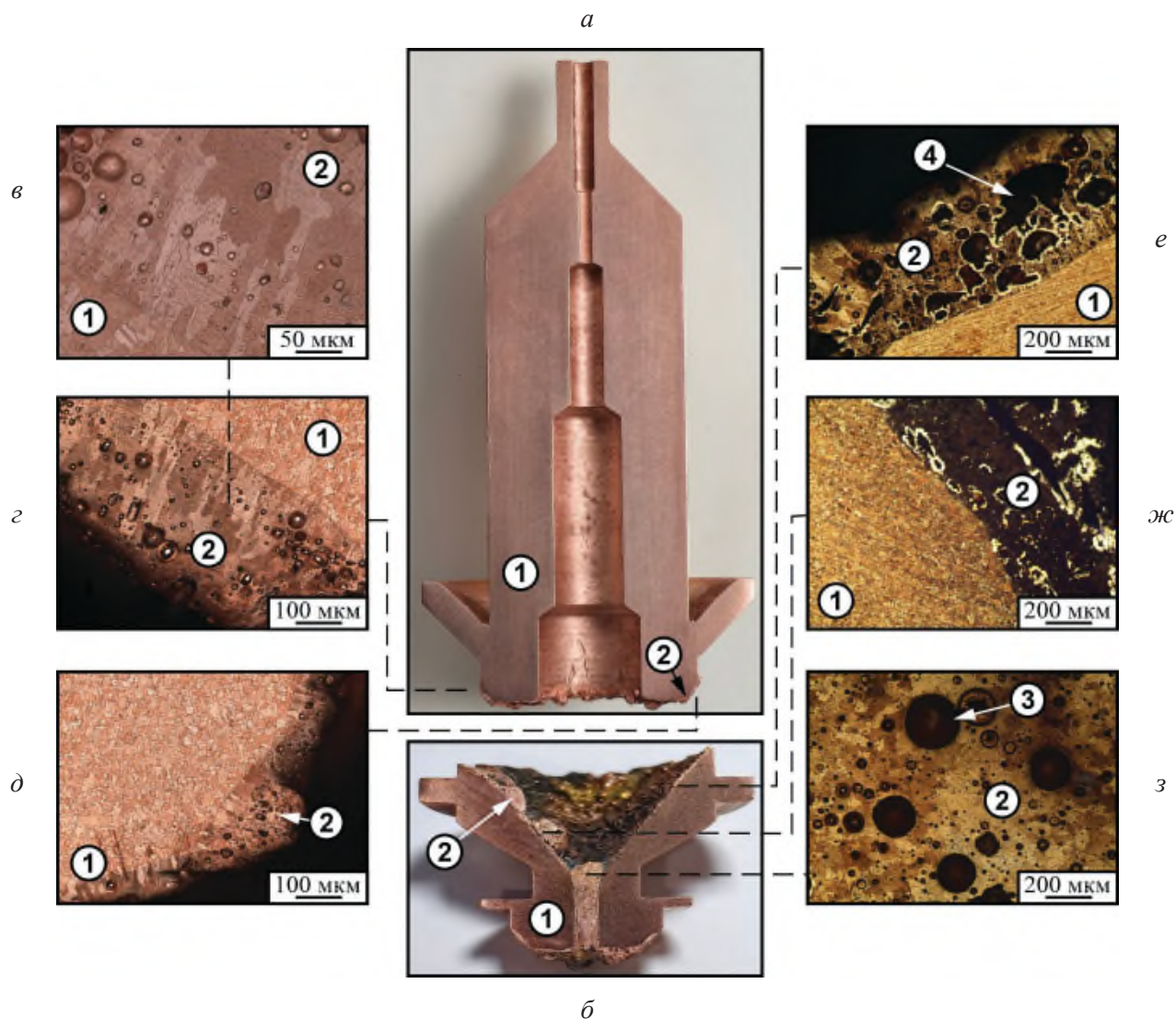


Рис. 3. Структура элементов плазматрона после катастрофического выхода из строя сопла и электрода при недостаточном зазоре между ними:

а, б – макроструктура электрода и сопла; в–д – микроструктура отдельных участков электрода; е–ж – микроструктура участков сопла

Fig. 3. The structure of plasma torch elements after a catastrophic failure of the nozzle and electrode with insufficient clearance between it:

а, б – macrostructure of the electrode and nozzle; в–д – microstructure of individual sections of the electrode; е–ж – microstructure of nozzle sections

вышло риск образования описанного явления. Повышение давления выше 2,5...3,0 бар и установление зазора между соплом и электродом не менее 1,0...1,5 мм практически нивелировало риск выхода из строя плазматрона в результате двойного дугообразования или замыкания в разрядной камере.

Второй причиной катастрофического выхода из строя плазматронов данной конструкции является оплавление каналов в завихрителе (рис. 4). В таком случае в процессе эксплуатации из-за достаточно близкого расположения к раз-

рядной зоне стыка завихрителя и сопла (рис. 4, б) может происходить их частичное сплавление. При эксплуатации под действием пусковой дуги искажение элементов в этой области постепенно накапливается настолько, что отверстия подачи газа частично перекрываются, из-за чего резко повышается температура сопла и электрода. Далее так же, как и в предыдущем случае, металл резко плавится, кипит и закупоривает отверстие сопла. При этом на поверхности и электрода, и сопла присутствуют следы эрозии и окисления при работе.

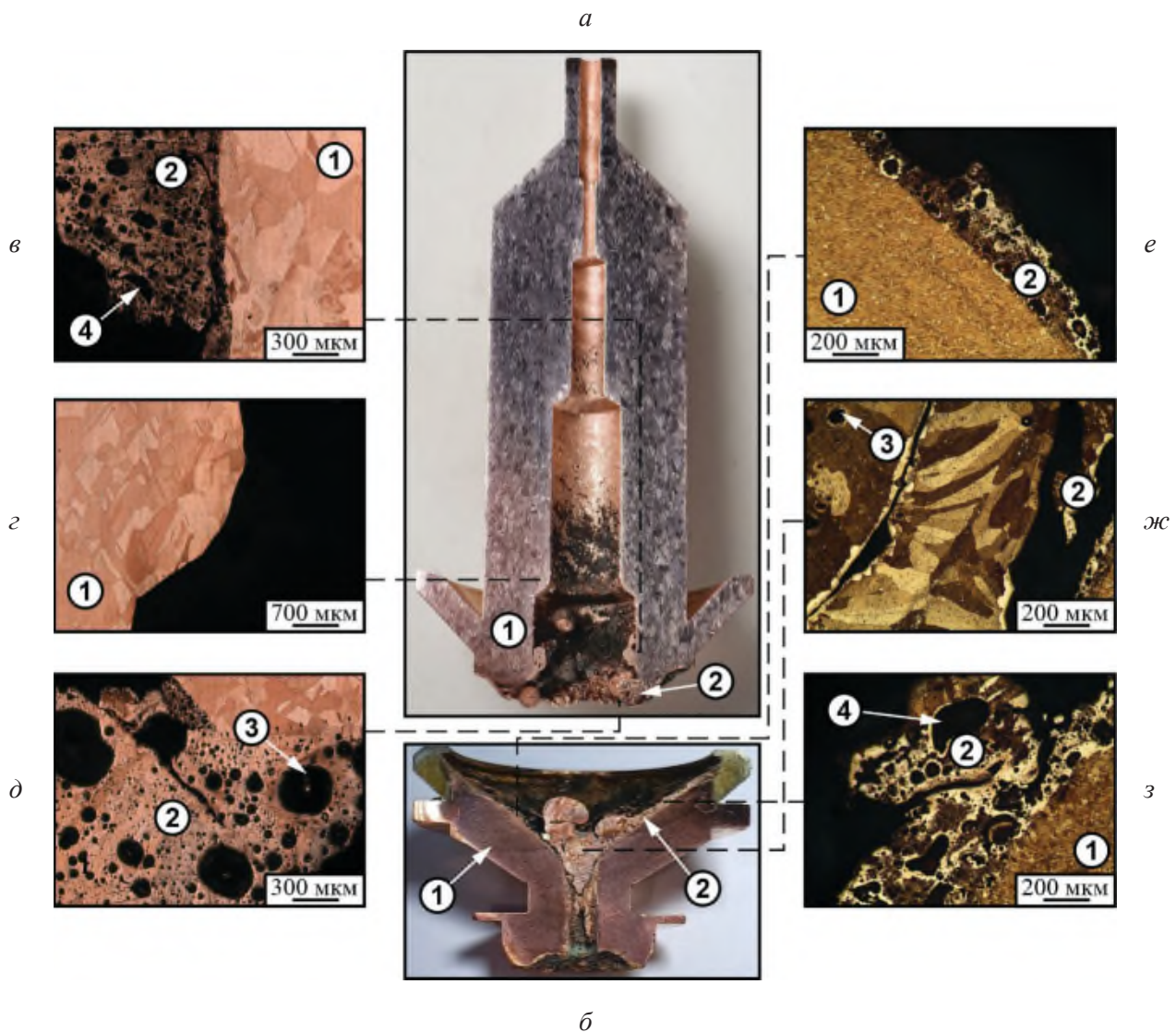


Рис. 4. Структура элементов плазматрона после катастрофического выхода из строя сопла и электрода при закупоривании каналов подачи газа в завихрителе:

а, б – макроструктура электрода и сопла; в–д – микроструктура отдельных участков электрода; е–з – микроструктура участков сопла

Fig. 4. The structure of plasma torch elements after a catastrophic failure of the nozzle and electrode due to clogging of the gas supply channels in the swirl ring:

а, б – macrostructure of the electrode and nozzle; в–д – microstructure of individual sections of the electrode; е–з – microstructure of nozzle sections

Такое явление происходит частично из-за конструктивных причин, а частично из-за недостаточного зазора между электродом и соплом при сборке. Регулируя этот зазор на уровне 1,0...1,5 мм, можно снизить риск образования описанного процесса.

При плазменной резке зажигание пусковой дуги между электродом и соплом формирует изначальный поток плазмы в зону резки, после чего происходит переключение на рабочую дугу и резка осуществляется в штатном режиме. При несвоевременном выключении пусковой дуги

в процессе работы возможно увеличение интенсивности износа рабочих элементов плазматрона и формирования отложений на поверхности электрода (рис. 5). По данным растровой электронной микроскопии, в состав отложений (5, 6 на рис. 5) входят примеси, находившиеся в воде, медь и кислород. На поверхности сопла также присутствует достаточно значимое количество кислорода. Износ сопла и электрода ускоряется в сравнении с износом в штатном режиме, но в данном случае расходные элементы выдержали до 150 пусков при резке толстолистного проката.

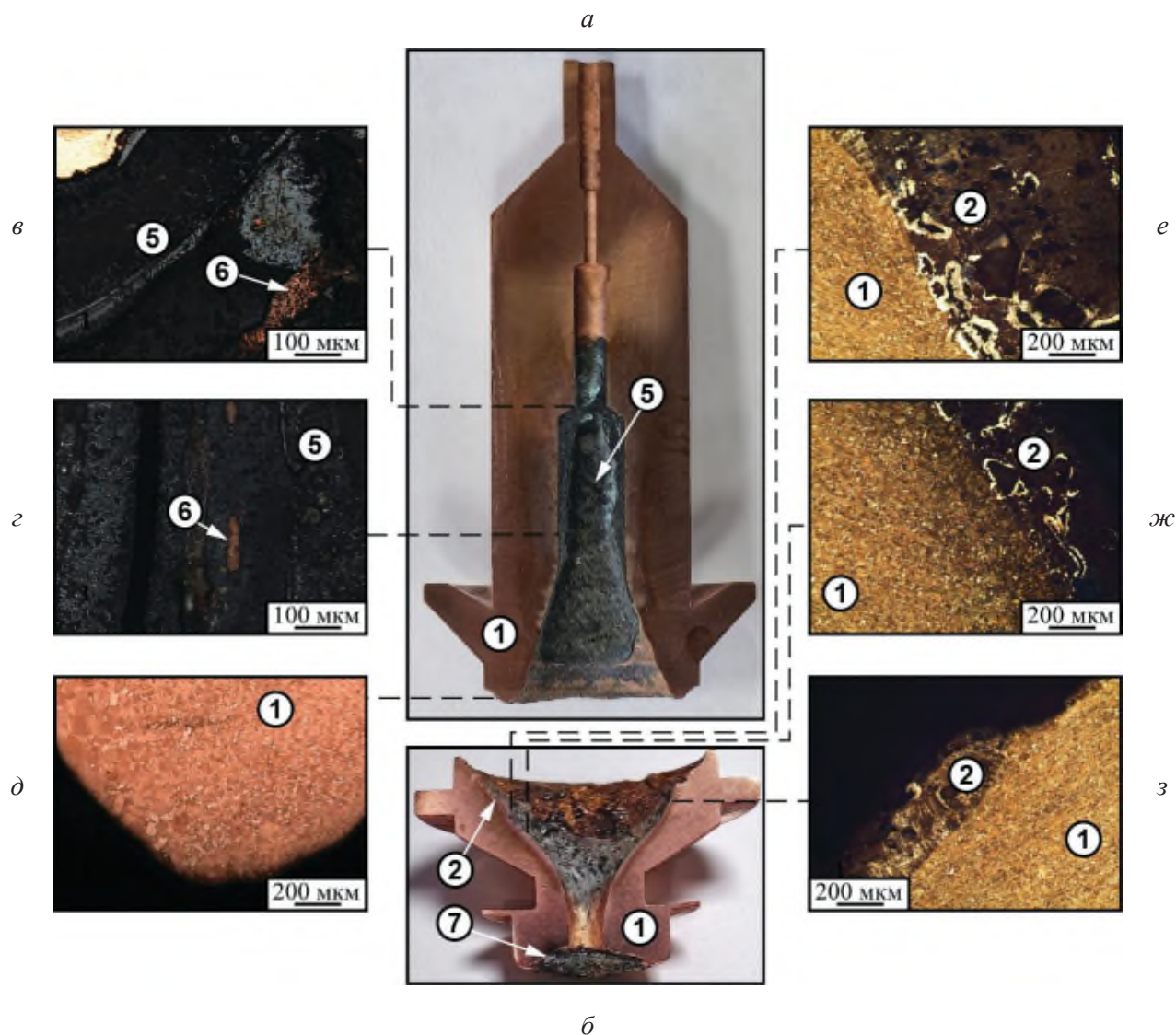


Рис. 5. Структура элементов плазматрона после постепенного выхода из строя сопла и электрода при постоянной работе пусковой дуги:

а, б – макроструктура электрода и сопла; в–д – микроструктура отдельных участков электрода; е–з – микроструктура участков сопла

Fig. 5. The structure of the plasma torch elements after the gradual failure of the nozzle and electrode during constant operation of the starting arc:

а, б – macrostructure of the electrode and nozzle; в–д – microstructure of individual sections of the electrode; е–з – microstructure of nozzle sections

Отдельно можно выделить влияние точности изготовления сопел и электродов на износ рабочих элементов. При работе в штатном режиме без значительного превышения интенсивности изнашивания рабочих элементов плазмотрона отклонение от номинального положения отверстия сопла обуславливает его неравномерный износ (рис. 6). В представленном на рис. 6 случае при изготовлении сопла была допущена несоосность выходного отверстия и конической полости сопла примерно 0,4...0,5 мм. Это обусловило изначальное отклонение дуги и плазменного столба

при резке от вертикального положения и более значительный износ под углом к вертикальной оси, который со временем эксплуатации увеличивался и приводил к ещё более значительному изменению формы сопла. Проявляется также и неравномерность износа электрода. Своевременное выключение пусковой дуги, контроль и соблюдение зазора между соплом и электродом, давления газа в системе и подачи воды приводят к небольшому риску катастрофического износа расходных элементов и формирования отложений на поверхности электрода. Однако неравно-

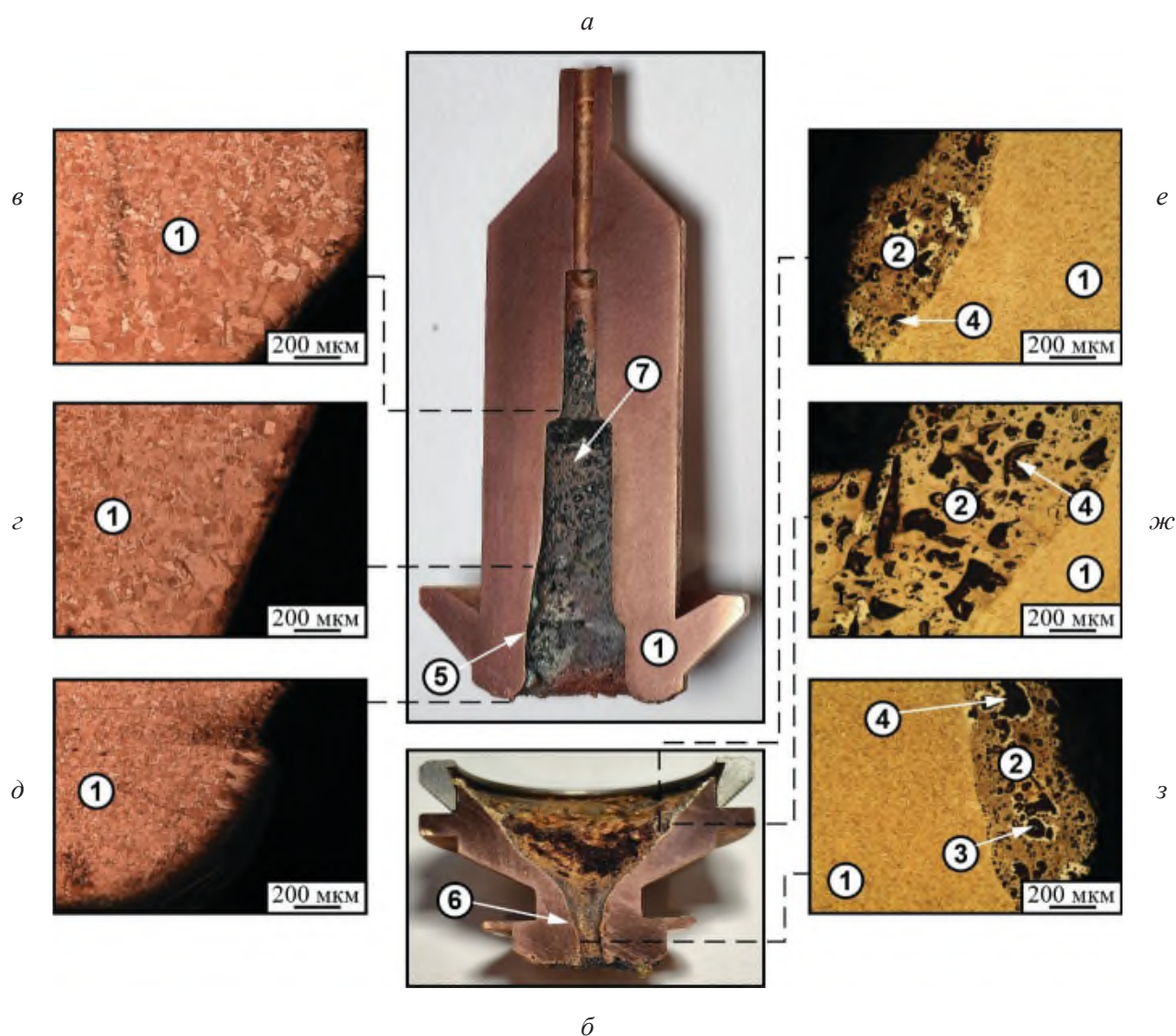


Рис. 6. Структура элементов плазмотрона после постепенного неравномерного изнашивания сопла и электрода в условиях неточности изготовления расходных элементов:

а, б – макроструктура электрода и сопла; в–д – микроструктура отдельных участков электрода;
е–з – микроструктура участков сопла

Fig. 6. The structure of plasma torch elements after gradual uneven wear of the nozzle and electrode under conditions of inaccuracy in the manufacture of consumable elements:

а, б – macrostructure of the electrode and nozzle; в–д – microstructure of individual sections of the electrode;
е–з – microstructure of nozzle sections

мерный износ вызывает отклонение при работе плазменной струи от номинального положения и, как следствие, приводит к недостаточному качеству реза после 100–150 пусков. По этой причине соосность отверстий на выходе и в конической части сопла плазмотрона должна быть на достаточно высоком уровне для обеспечения точности реза при эксплуатации плазмотрона.

Резка образцов в штатном режиме характеризуется минимальной интенсивностью износа расходных элементов, что показано на рис. 2, л, м. Повышение давления газа (воздуха) в системе от 2,0...2,5 до 3,0...3,5 бар увеличивает срок службы расходных элементов плазмотрона более чем в два раза и снижает риск двойного дугообразования при работе. Повышение давления в разрядной камере приводит при несоблюдении давления воды на входе в плазмотрон к выдавливанию частично газа и плазмы в отверстие электрода и его эрозии, что можно наблюдать при визуальном осмотре (рис. 2, л, м). Увеличение сопротивления течению воды на выходе из плазмотрона также позволило нивелировать указанный дефект в работе, даже при наличии неточностей в изготовлении сопла или несвоевременного выключения пусковой дуги, что можно видеть по отсутствию повреждений в верхней части рабочих электродов на рис. 5 и 6.

Закключение

Процесс плазменной резки на токе обратной полярности является достаточно сложным, неоднородным во времени и зависящим от большого количества различных факторов. Проведенные исследования показывают, что аналогично ряду более ранних исследований на плазмотронах прямой полярности и на меньших толщинах разрезаемого листового проката [11, 16, 20 и др.] основными из наиболее опасных факторов для катастрофического выхода из строя рабочих элементов плазмотронов в условиях резки толстолистового проката титановых и алюминиевых сплавов на токе обратной полярности являются несоблюдение зазора в разрядной камере и низкое давление газа в системе. Эти факторы могут привести к двойному дугообразованию при резке и замыканию между электродом и соплом через оплавленный металл. Соблюдение минимального зазора и давление газа выше 2,5...3,0 атмосфер

позволяют значительно снизить риск катастрофического выхода из строя сопел и электродов.

Применение технологии впрыска воды в рабочую зону позволяет улучшить качество реза и продолжительность работы расходных элементов, что также описано в работах [17, 18], но может привести к некоторому увеличению износа электрода при недостаточном сопротивлении течению воды на выходе из плазмотрона. Несосность конической части сопла и отверстия на выходе из него приводит к более быстрому выходу из строя как самого сопла, так и рабочего электрода за счет неравномерного износа. Повышенный износ рабочих элементов плазмотрона также может происходить из-за несвоевременного выключения пусковой дуги при переключении в рабочий режим.

В штатном режиме работы износ рабочих элементов разрабатываемого в ходе выполнения совместного проекта «ИТС-Сибирь» и ИФПМ СО РАН плазмотрона при резке листового проката алюминиевых и титановых сплавов толщиной до 100 мм на токе обратной полярности хотя и является достаточно интенсивным в сравнении с резкой листового проката меньших толщин, но позволяет на данное время выдерживать более 250–300 пусков с различной длиной реза.

Список литературы

1. Modeling of the polycrystalline cutting of austenitic stainless steel based on dislocation density theory and study of burr formation mechanism / J. Wen, L. He, T. Zhou [et al.] // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2023. – Vol. 37 (6). – P. 2855–2870. – DOI: 10.1007/s12206-023-0512-8.
2. Akkurt A. The effect of cutting process on surface microstructure and hardness of pure and Al 6061 aluminium alloy // Engineering Science and Technology, an International Journal. – 2015. – Vol. 18 (3). – P. 303–308. – DOI: 10.1016/j.jestech.2014.07.004.
3. A virtual sensing approach for quality and productivity optimization in laser flame cutting / N. Levichev, A. Tomás García, R. Dewil, J.R. Dufloy // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Vol. 121. – P. 6799–6810. – DOI: 10.1007/s00170-022-09750-8.
4. Electrical arc contour cutting based on a compound arc breaking mechanism / G.-J. He, L. Gu, Y.-M. Zhu, J.-P. Chen, W.-S. Zhao, K.P. Rajurkar // Advances in Manufacturing. – 2022. – Vol. 10 (4). – P. 583–595. – DOI: 10.1007/s40436-022-00406-0.



5. Optimizing process parameters of in-situ laser assisted cutting of glass-ceramic by applying hybrid machine learning models / J. Wei, W. He, C. Lin, J. Zhang, J. Chen, J. Xiao, J. Xu // *Advanced Engineering Informatics*. – 2024. – Vol. 62. – P. 102590. – DOI: 10.1016/j.aei.2024.102590.

6. Laser cutting of aluminum alloys using pulsed radiation from a CO₂ laser under conditions of an optical discharge in an argon jet / V.B. Shulyat'ev, M.A. Gulov, E.V. Karpov, A.G. Malikov, K.R. Boiko // *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. – 2023. – Vol. 50 (suppl. 10). – P. S1075–S1078. – DOI: 10.3103/S1068335623220116.

7. Influence of the parameters of chemical thermal treatment of copper slag particles on the quality of hydroabrasive cutting / G.V. Barsukov, M.F. Selemeney, T.A. Zhuravleva, I.N. Kravchenko, E.M. Selemeneyeva, O.V. Barmina // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. – 2023. – Vol. 52 (7). – P. 679–686. – DOI: 10.1134/S1052618823070075.

8. Boulos M.I., Fauchais P., Pfender E. Plasma torches for cutting, welding and PTA coating // *Handbook of Thermal Plasmas*. – Cham: Springer, 2023. – DOI: 10.1007/978-3-319-12183-3_47-2.

9. Sharma D.N., Kumar J.R. Optimization of dross formation rate in plasma arc cutting process by response surface method // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 32. – P. 354–357. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.605.

10. Shchitsyn V.Yu., Yazovskikh V.M. Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma torch // *Welding International*. – 2002. – Vol. 16 (6). – P. 485–487. – DOI: 10.1080/09507110209549563.

11. Ilii S.M., Coteata M. Plasma arc cutting cost // *International Journal of Material Forming*. – 2009. – Vol. 2 (suppl. 1). – P. 689–692. – DOI: 10.1007/s12289-009-0588-4.

12. An experimental analysis of cutting quality in plasma arc machining / M. Gostimirović, D. Rodic, M. Sekulić, A. Aleksic // *Advanced Technologies & Materials*. – 2020. – Vol. 45 (1). – P. 1–8. – DOI: 10.24867/ATM-2020-1-001.

13. Structural features and morphology of surface layers of AA2024 and AA5056 aluminum alloys during plasma cutting / A.V. Grinenko, E.O. Knyazhev, A.V. Chumaevskii, A.V. Nikolaeva, A.O. Panfilov, A.M. Cheremnov, L.L. Zhukov, A.V. Gusarova, P.S. Sokolov, D.A. Gurianov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev //

Russian Physics Journal. – 2023. – Vol. 66. – P. 925–933. – DOI: 10.1007/s11182-023-03025-9.

14. Structure formation in surface layers of aluminum and titanium alloys during plasma cutting / A.V. Chumaevskii, A.V. Nikolaeva, A.V. Grinenko, A.O. Panfilov, E.O. Knyazhev, A.M. Cheremnov, V.R. Utyaganova, V.A. Beloborodov, P.S. Sokolov, D.A. Gurianov, E.A. Kolubaev // *Physical Mesomechanics*. – 2023. – Vol. 26. – P. 711–721. – DOI: 10.1134/S1029959923060103.

15. Оработка методики плазменной резки меди марки М1, алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ОТ4-1 с использованием плазмотрона с обратной полярностью / В.Е. Рубцов, А.О. Панфилов, Е.О. Княжев, А.В. Николаева, А.М. Черемнов, А.В. Гусарова, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский, А.Н. Иванов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 33–52. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-33-52.

16. Влияние высокоэнергетического воздействия при плазменной резке на структуру и свойства поверхностных слоёв алюминиевых и титановых сплавов / В.Е. Рубцов, А.О. Панфилов, Е.О. Княжев, А.В. Николаева, А.М. Черемнов, А.В. Гусарова, В.А. Белобородов, А.В. Чумаевский, А.В. Гриненко, Е.А. Колубаев // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2023. – Т. 25, № 4. – С. 216–231. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-216-231.

17. Matushkina I., Anakhov S., Pyckin Yu. Design of a new gas-dynamic stabilization system for a metal-cutting plasma torch // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2021. – Vol. 2094. – P. 042075. – DOI: 10.1088/1742-6596/2094/4/042075.

18. Gariboldi E., Previtali B. High tolerance plasma arc cutting of commercially pure titanium // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Vol. 160 (1). – P. 77–89. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.366.

19. Cinar Z., Asmael M., Zeeshan Q. Developments in plasma arc cutting (PAC) of steel alloys: a review // *Jurnal Kejuruteraan*. – 2018. – Vol. 30 (1). – P. 7–16. – DOI: 10.17576/jkukm-2018-30(1)-02.

20. Kudrna L., Fries J., Merta M. Influences on plasma cutting quality on CNC machine // *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering*. – 2019. – Vol. 2. – P. 108–117. – DOI: 10.2478/mape-2019-0011.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

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

Patterns of reverse-polarity plasma torches wear during cutting of thick rolled sheets

Evgeny Sidorov^{1, a, *}, Artem Grinenko^{2, b}, Andrey Chumaevsky^{1, c}, Alexander Panfilov^{1, d},
Evgeny Knyazhev^{1, e}, Alexandra Nikolaeva^{1, f}, Andrey Cheremnov^{1, g}, Valery Rubtsov^{1, h},
Veronika Utyaganova^{1, i}, Ksenia Osipovich^{1, j}, Evgeniy Kolubaev^{1, k}

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

² ITS-Siberia LLC, Krasnoyarsk, 16a Severnoe shosse, 660118, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0009-0009-2665-7514>, eas@ispms.ru; ^b <https://orcid.org/0009-0002-9511-1303>, giga2011@yandex.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-1983-4385>, tch7av@gmail.com; ^d <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-1984-9720>, clothoid@ispms.tsc.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0001-8708-8540>, nikolaeva@ispms.tsc.ru;
^g <https://orcid.org/0000-0003-2225-8232>, amc@ispms.tsc.ru; ^h <https://orcid.org/0000-0003-0348-1869>, rvy@ispms.tsc.ru;
ⁱ <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, veronika_ru@ispms.ru; ^j <https://orcid.org/0000-0001-9534-775X>, osipovich_k@ispms.ru;
^k <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>, eak@ispms.tsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 16 June 2024

Revised: 22 June 2024

Accepted: 04 July 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Plasma cutting
Macrostructure
Wear
Nozzle
Electrode
Heat affected zone
Metal melting
Cutting parameters

Funding

The results were obtained in the framework of the Integrated Project “Establishment of production of high-tech equipment for adaptive high-precision plasma heavy cutting of non-ferrous metals for the metallurgical, aerospace and transport industries of the Russian Federation” (Agreement No. 075-11-2022-012 dated April 06, 2022) implemented by the ISPMS SB RAS at the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation as part of Decree of the Government of the Russian Federation No. 218 dated April 09, 2010.

Acknowledgements

Research was partially conducted at core facility “Structure, mechanical and physical properties of materials” and center “Nanotech” ISPMS RAS.

ABSTRACT

The introduction describes the features of the process of plasma cutting of various metals and alloys using reverse-polarity plasma torches with and the features of cutting thick sheets. **The purpose of the work** is to study the wear process of plasma torches operating on reverse polarity current when cutting thick rolled sheets of aluminum and titanium alloys. **Research methods** include optical and scanning electron microscopy, filming of the cutting process and visual inspection of plasma torch elements after receiving specimens. **Results and discussion.** The section shows the appearance of the main working elements of the plasma torch after cutting in various modes, which led to both stable and gradual wear and to catastrophic failure of the plasma torch. The results of structural studies of the main characteristic zones of nozzles and electrodes after cutting are presented. The studies carried out made it possible to establish the main reasons for the failure of the working elements reverse-polarity plasma torches. The causes of catastrophic failure of plasma torches include failure to maintain the gap between the nozzle and the electrode and melting of the channel of gas supply into the discharge chamber. The wear of nozzles and electrodes in a stable mode can be intensified due to abnormal operation of the starting arc, the presence of manufacturing inaccuracies and excess gas pressure. **In conclusion**, the main conclusions based on the results of the research are formulated. The process of wear of electrodes, nozzles and body elements of plasma torches during operation at high electric arc power values is described.

For citation: Sidorov E.A., Grinenko A.V., Chumaevsky A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Rubtsov V.E., Utyaganova V.R., Osipovich K.S., Kolubaev E.A. Patterns of reverse-polarity plasma torches wear during cutting of thick rolled sheets. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 149–162. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-149-162. (In Russian).

* Corresponding author

Sidorov Evgeny A., Ph.D., Student, Engineer
Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
2/4, pr. Akademicheskii,
634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 382 228–68–63, e-mail: eas@ispms.ru

References

1. Wen J., He L., Zhou T., Tian P., Zhou T., Feng Z. Modeling of the polycrystalline cutting of austenitic stainless steel based on dislocation density theory and study of burr formation mechanism. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2023, vol. 37 (6), pp. 2855–2870. DOI: 10.1007/s12206-023-0512-8.
2. Akkurt A. The effect of cutting process on surface microstructure and hardness of pure and Al 6061 aluminium alloy. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2015, vol. 18 (3), pp. 303–308. DOI: 10.1016/j.jestch.2014.07.004.
3. Levichev N., Tomás García A., Dewil R., Dufflou J.R. A virtual sensing approach for quality and productivity optimization in laser flame cutting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121, pp. 6799–6810. DOI: 10.1007/s00170-022-09750-8.
4. He G.-J., Gu L., Zhu Y.-M., Chen J.-P., Zhao W.-S., Rajurkar K.P. Electrical arc contour cutting based on a compound arc breaking mechanism. *Advances in Manufacturing*, 2022, vol. 10 (4), pp. 583–595. DOI: 10.1007/s40436-022-00406-0.
5. Wei J., He W., Lin C., Zhang J., Chen J., Xiao J., Xu J. Optimizing process parameters of in-situ laser assisted cutting of glass–ceramic by applying hybrid machine learning models. *Advanced Engineering Informatics*, 2024, vol. 62, p. 102590. DOI: 10.1016/j.aei.2024.102590.
6. Shulyat'ev V.B., Gulov M.A., Karpov E.V., Malikov A.G., Boiko K.R. Laser cutting of aluminum alloys using pulsed radiation from a CO₂ laser under conditions of an optical discharge in an argon jet. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*, 2023, vol. 50 (suppl. 10), pp. S1075–S1078. DOI: 10.3103/S1068335623220116.
7. Barsukov G.V., Selemenov M.F., Zhuravleva T.A., Kravchenko I.N., Selemenova E.M., Barmina O.V. Influence of the parameters of chemical thermal treatment of copper slag particles on the quality of hydroabrasive cutting. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2023, vol. 52 (7), pp. 679–686. DOI: 10.1134/S1052618823070075.
8. Boulos M.I., Fauchais P., Pfender E. Plasma torches for cutting, welding and PTA coating. *Handbook of Thermal Plasmas*. Cham, Springer, 2023. DOI: 10.1007/978-3-319-12183-3_47-2.
9. Sharma D.N., Kumar J.R. Optimization of dross formation rate in plasma arc cutting process by response surface method. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 32, pp. 354–357. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.01.605.
10. Shchitsyn V.Yu., Yazovskikh V.M. Effect of polarity on the heat input into the nozzle of a plasma torch. *Welding International*, 2002, vol. 16 (6), pp. 485–487. DOI: 10.1080/09507110209549563.
11. Ilii S.M., Coteata M. Plasma arc cutting cost. *International Journal of Material Forming*, 2009, vol. 2 (suppl. 1), pp. 689–692. DOI: 10.1007/s12289-009-0588-4.
12. Gostimirović M., Rodić D., Sekulić M., Aleksić A. An experimental analysis of cutting quality in plasma arc machining. *Advanced Technologies & Materials*, 2020, vol. 45 (1), pp. 1–8. DOI: 10.24867/ATM-2020-1-001.
13. Grinenko A.V., Knyazhev E.O., Chumaevskii A.V., Nikolaeva A.V., Panfilov A.O., Cheremnov A.M., Zhukov L.L., Gusarova A.V., Sokolov P.S., Gurianov D.A., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structural features and morphology of surface layers of AA2024 and AA5056 aluminum alloys during plasma cutting. *Russian Physics Journal*, 2023, vol. 66, pp. 925–933. DOI: 10.1007/s11182-023-03025-9.
14. Chumaevskii A.V., Nikolaeva A.V., Grinenko A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Cheremnov A.M., Utyaganova V.R., Beloborodov V.A., Sokolov P.S., Gurianov D.A., Kolubaev E.A. Structure formation in surface layers of aluminum and titanium alloys during plasma cutting. *Physical Mesomechanics*, 2023, vol. 26, pp. 711–721. DOI: 10.1134/S1029959923060103.
15. Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Ivanov A.N. Development of plasma cutting technique for C1220 copper, AA2024 aluminum alloy, and Ti-1,5Al-1,0Mn titanium alloy using a plasma torch with reverse polarity. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 33–52. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-33-52.
16. Rubtsov V.E., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Nikolaeva A.V., Cheremnov A.M., Gusarova A.V., Beloborodov V.A., Chumaevskii A.V., Grinenko A.V., Kolubaev E.A. Influence of high-energy impact during plasma cutting on structure and properties of surface layers of aluminum and titanium alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 4, pp. 216–231. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.4-216-231. (In Russian).
17. Matushkina I., Anakhov S., Pyckin Yu. Design of a new gas-dynamic stabilization system for a metal-cutting plasma torch. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, vol. 2094, p. 042075. DOI: 10.1088/1742-6596/2094/4/042075.

18. Gariboldi E., Previtali B. High tolerance plasma arc cutting of commercially pure titanium. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, vol. 160 (1), pp. 77–89. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2004.04.366.
19. Cinar Z., Asmael M., Zeeshan Q. Developments in plasma arc cutting (PAC) of steel alloys: a review. *Jurnal Kejuruteraan*, 2018, vol. 30 (1), pp. 7–16. DOI: 10.17576/jkukm-2018-30(1)-02.
20. Kudrna L., Fries J., Merta M. Influences on plasma cutting quality on CNC machine. *Multidisciplinary Aspects of Production Engineering*, 2019, vol. 2, pp. 108–117. DOI: 10.2478/mape-2019-0011.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Коррозионные характеристики композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т, полученных двухпроводочным электронно-лучевым аддитивным производством

Виктор Семин ^а, Александр Панфилов ^б, Вероника Утяганова ^с, Андрей Воронцов ^д, Анна Зыкова ^{е, *}

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Академический проспект, 2/4, Томск, 634055, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0003-0410-3667>, viktor.semin.tsu@gmail.com; ^б <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;^с <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, veronika_ru@ispms.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru;^е <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>, zykovaap@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 539.51

История статьи:

Поступила: 18 апреля 2024

Рецензирование: 15 мая 2024

Принята к печати: 01 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Алюминиевая бронза

Нержавеющая сталь

Электронно-лучевое аддитивное производство

Композит

Коррозия

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер темы: FWRW-2024-0001.

АННОТАЦИЯ

Введение. Разработка новых композиционных материалов на основе медных сплавов и нержавеющей стали и определение оптимальных параметров их получения дают возможность расширить области их применения, повысить эффективность и увеличить срок службы изделий и конструкций. Силовые механизмы морского оборудования (подшипник, цилиндр-поршень, насос, клапан, шестерня, гребной винт и др.), выполненные из сталей аустенитного класса или алюминиевой бронзы, находясь в прямом контакте с морской водой, поэтому проблема повышения их коррозионной стойкости в присутствии сильных окислителей (анионов Cl⁻, F⁻) является актуальной. Одним из эффективных и активно исследуемых способов получения композиционных материалов на основе медных сплавов и стали представляются аддитивные технологии, позволяющие создавать сложные детали посредством послойного выращивания и обладающие множеством преимуществ по сравнению с традиционными технологиями производства. Так, композиты на основе алюминиевой бронзы и стали могут быть получены методом двухпроводочного электронно-лучевого аддитивного производства. Для применения полученных с помощью аддитивных технологий композиционных материалов во влажном (морском) климате требуется обеспечить не только высокие прочностные, но и коррозионные свойства. **Целью данной работы** являлось исследование коррозионной стойкости композитов на основе алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали 06Х18Н9Т, полученных двухпроводочным электронно-лучевым аддитивным производством. **Методы исследования.** Исследование поверхности композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т до и после коррозионных испытаний проводили методами вольтамперометрии и электрохимической импедансной спектроскопии с использованием потенциостата-гальваностата. **Результаты и обсуждение.** С помощью комплекса электрохимических методов анализа было выявлено, что композиты БрАМц9-2/06Х18Н9Т с объемной долей стали 06Х18Н9Т не менее 25 % демонстрируют значительное снижение плотности анодных токов и одновременное повышение сопротивления переносу заряда. Композиты БрАМц9-2/06Х18Н9Т с содержанием стали 75 об. % характеризуются самыми высокими коррозионными свойствами в растворе 3,5 масс. % NaCl, что отражается на снижении скорости коррозии в 9,5 раза по сравнению с алюминиевой бронзой БрАМц9-2. Показано, что основными процессами на поверхности сформированных композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т являются анодное окисление Cu и Fe, приводящее к образованию продуктов коррозии – Cu₂O и FeCl₂.

Для цитирования: Коррозионные характеристики композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т, полученных двухпроводочным электронно-лучевым аддитивным производством / В.О. Семин, А.О. Панфилов, В.Р. Утяганова, А.В. Воронцов, А.П. Зыкова // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 163–178. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-163-178.

Введение

Хорошо известно, что алюминиевые бронзы среди медных сплавов выделяются высокими механическими, коррозионными и антифрикционными свойствами [1, 2] и широко исполь-

зуются в морской отрасли (клапаны, фитинги, судовые гребные винты, валы насосов, штоки клапанов, водяные камеры теплообменников и др.) [3]. Бронза, легированная ~10 вес. % Al, демонстрирует наилучшие комплексные свойства и является одним из наиболее часто используемых материалов семейства алюминиевых бронз. С увеличением содержания Al до предела растворимости (9,4 вес. %) коэффициент трения снижается, но увеличиваются потери на износ при изнашивании по стали [4, 5]. Микроструктура,

*Адрес для переписки

Зыкова Анна Петровна, зав. ЛСДПМ, с.н.с.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

Академический проспект, 2/4,

634055, г. Томск, Россия

Тел.: 8 (3822) 286-866, e-mail: zykovaap@ispms.ru

коррозионная стойкость и износостойкость алюминиевых бронзовых сплавов сложны и сильно зависят от состава и скорости охлаждения при производстве. В этой системе сплавов возможно сформировать структуры, испытывающие упорядочение, мартенситные превращения и образующие интерметаллические соединения [6–8]. Наличие многофазной системы в сплаве сильно влияет на микроструктуру, трибологические и коррозионные характеристики сплава [3], поэтому исследованиям микроструктуры и свойств данных материалов уделяется повышенное внимание.

Одним из высокотехнологических и активно исследуемых способов получения композиционных материалов на основе медных сплавов и стали являются аддитивные технологии, позволяющие создавать сложные детали посредством послойного выращивания и обладающие множеством преимуществ по сравнению с традиционными технологиями производства [1, 9–12].

В основном в литературе исследуются покрытия или биметаллические изделия из алюминиевой бронзы и стали [10–12]. Так, например, в работе [1] были исследованы трибокоррозионные свойства аддитивно выращенной нержавеющей стали 316 (316SS), пропитанной бронзой, в морской воде. Трибологические испытания показали, что полученный композит имел предел текучести и характеристики трения, сравнимые с традиционной сталью 316SS, в то время как значительное улучшение износостойкости было достигнуто при испытательных нагрузках до 80 Н и частоте возвратно-поступательных движений до 20 Гц. Предполагается, что размазанная по следам износа бронза действовала как твердая смазка, а образовавшаяся пассивная оксидная пленка действовала как трибопленка, тормозившая абразивный износ при высоких нагрузках. При этом результаты оценки коррозионных свойств бронз различного типа [1, 2] не позволяют однозначно ответить на вопрос о природе появления коррозионных повреждений, а также о механизмах формирования продуктов коррозии (CuO , Cu_2O и пр.) в медных сплавах при погружении в хлоридсодержащие растворы.

В настоящее время получение композитов на основе алюминиевой бронзы и стали оказывается возможным с помощью современных металлургических методов аддитивного произ-

водства, например электронно-лучевой плавкой. В частности, данная технология реализована на базе двухпроволочного электронно-лучевого метода аддитивного производства (ЭЛАП) [13–15]. Ранее авторами настоящей работы с помощью ЭЛАП были получены композиты на основе алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали 06Х18Н9Т [13, 16]. Было установлено, что при различном соотношении БрАМц9-2 и 06Х18Н9Т изменяются структурно-фазовые состояния композитов, а также повышаются их механические характеристики. Настоящее исследование направлено на продолжение изучения эксплуатационных характеристик композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т. Кинетика переноса зарядов на границе раздела фаз и факторы, отвечающие за общее сопротивление протеканию коррозионных токов между микрогальваническими элементами – фазами на основе меди и железа, остаются малоизученными вопросами.

Целью работы являлось исследование коррозионной стойкости композитов на основе алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали 06Х18Н9Т, полученных двухпроволочным электронно-лучевым аддитивным производством. Научные задачи данного исследования включают в себя (i) комплексную оценку электрохимического поведения композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т в индифферентном электролите (3,5 масс. % NaCl); (ii) определение фазового состава продуктов коррозии и типа коррозионных повреждений; (iii) выявление преимущественного механизма коррозии.

Методика исследования

В качестве сырья для получения композитов использовали проволоки диаметром 1,6 мм из алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали 06Х18Н9Т. В качестве подложки была выбрана пластина из нержавеющей стали 06Х18Н9Т толщиной 10 мм. Для получения композитов «бронза-сталь» применили установку электронно-лучевой аддитивной технологии, оснащенную двумя подачиками проволоки (рис. 1). Использовали следующие параметры печати: ускоряющее напряжение пучка 30 кВ, ток пучка от 44 до 77 мА, скорость печати (перемещение стола) составляла 400 мм/мин. Необходимое процентное соотношение бронзы и стали

во время печати поддерживалось постоянным с помощью автоматического регулирования соответствующего соотношения скоростей подачи проволок. В результате были получены композиты размером $80 \times 120 \times 8$ мм с объемным соотношением БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т, равным 90:10, 75:25, 50:50 и 25:75 соответственно. Более подробная методика получения композитов представлена в ранних работах [13, 16].

Для металлографических исследований образцы вырезали на электроэрозионном станке согласно схеме на рис. 1. Далее образцы подвергали абразивной обработке наждачной бумагой с последующей полировкой алмазной пастой. Для оценки механических свойств образцы испытывали на одноосное статическое растяжение, а микротвердость измеряли методом Виккерса [13, 16].

Исследования электрохимических (коррозионных) свойств образцов проводили методами вольтамперометрии и электрохимической

импедансной спектроскопии с использованием потенциостата-гальваностата PalmSens 4. Электрохимическая ячейка представляла собой трехэлектродную систему, в которой рабочим электродом выступал исследуемый образец. В качестве электрода сравнения использовали хлоридсеребряный электрод, заполненный 1 М КСl. Вспомогательным электродом был графитовый электрод. Для измерений методом линейной поляризации устанавливали следующие параметры: диапазон потенциалов от $-0,5$ до 0 В, скорость развертки 1 мВ/с. В методе циклической вольтамперометрии (ЦВА) скорость развертки составляла 20 В/с, а потенциал изменялся в пределах от $-1,2$ В до $+1,2$ В. С помощью метода электрохимической импедансной спектроскопии (ЭИС) были выявлены электрохимические процессы, связанные с переносом зарядов (ионов, электронов) и их диффузией в двойном электрическом слое – на границе раздела между поверхностью композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т и электролитом. Обработку результатов ЭИС проводили путем построения эквивалентных электрических схем, моделирующих общий импеданс системы «электролит/композит». При измерениях импеданса напряжение постоянного тока E_{dc} устанавливали равным потенциалу разомкнутой цепи. Амплитуда синусоидального сигнала E_{ac} составляла $0,01$ В. Диапазон частот изменяли в пределах от $0,1$ до 10^5 Гц. Все измерения проводились в растворе $3,5$ масс. % NaCl. Критерий согласия Пирсона (χ^2), используемый для выбора эквивалентных схем, находился в пределе от 10^{-4} до 10^{-3} , а ошибки в определении элементов электрических схем не превышали 10% .

Для расчета коррозионных параметров применялось программное обеспечение PSTrace 5.8. Количественная оценка коррозионной стойкости композитов включала в себя расчет поляризационного сопротивления R_p из уравнения Штерна – Гири:

$$R_p = (\beta_a \beta_c) / (2,303 i_{corr} (\beta_a + \beta_c)),$$

где β_a – наклон анодной ветви; β_c – наклон катодной ветви; i_{corr} – плотность тока коррозии.

Морфологию поверхности образцов после вольтамперометрических измерений анализировали с помощью растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 (Zeiss, Германия),

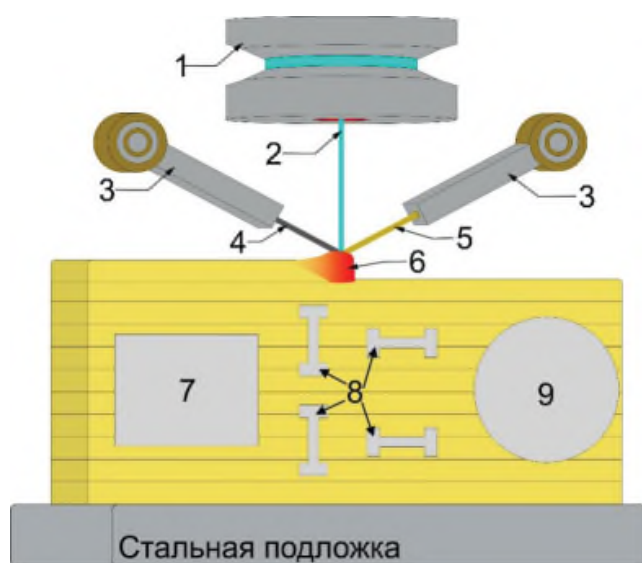


Рис. 1. Схема процесса ЭЛАП композитов и схема вырезки образцов:

1 – электронно-лучевая пушка; 2 – электронный луч; 3 – податчики проволоки; 4 – проволока 06Х18Н9Т; 5 – проволока БрАМц9-2; 6 – ванна расплава; 7 – образец для структурных исследований; 8 – образцы для испытаний на статическое растяжение; 9 – образец для коррозионных испытаний

Fig. 1. Scheme of EBAM process for composites and test specimens cut-up sketch:

1 – electron beam gun; 2 – electron beam; 3 – wire feeders; 4 – ER 321 wire; 5 – CuAl9Mn2 wire; 6 – melt pool; 7 – specimen for structural studies; 8 – specimens for tensile test; 9 – specimen for corrosion testing

оснащенного приставкой для энергодисперсионного анализа INCA Energy (Oxford instruments, Великобритания).

Результаты и их обсуждение

Структурно-фазовое состояние и механические характеристики композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т

Ранее авторами были получены сведения об особенностях формирования структурно-фазовых состояний алюминиевой бронзы, нержавеющей стали и композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т, полученных методом ЭЛАП. Установлено, что алюминиевая бронза, полученная методом ЭЛАП, характеризуется столбчатой дендритной структурой [8]. По границам ячеек α -Cu располагается мартенситная β' -фаза (рис. 2, а). Микроструктура аддитивно изготовленной нержавеющей стали 06Х18Н9Т характеризуется вытянутыми аустенитными зернами с длинными и прямыми дендритными колониями (рис. 2, б) [17]. По границам γ -Fe наблюдается δ -Fe (рис. 2, б).

При соотношении БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 90:10 в структуре композита по сравнению с алюминиевой бронзой происходит уменьшение размеров зерен α -Cu, объемная доля β' -фазы значительно уменьшается, наблюдается выделение глобулярных частиц α -Fe(Cr) и дисперсных частиц κ_{IV} -фазы (Fe_3Al) (рис. 2, в) [13]. В α -Cu-твердом растворе содержится ~1 ат. % Ni. Увеличение концентрации стали 06Х18Н9Т до 25 и 50 об. % приводит к полному подавлению β' -фазы, формируются зерна α -Fe(Cr), внутри которых наблюдаются мелкодисперсные частицы, имеющие структуру ядро/оболочка β'/AlNi (рис. 2, з, д). При этом в твердом растворе на основе α -Fe(Cr) наблюдаются выделения дисперсных частиц κ_{IV} -фазы, средний размер которых растет с увеличением концентрации стали в алюминиевой бронзе [13].

При соотношении БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 25:75 формируется трехфазная структура, состоящая из 44 об. % γ -Fe, 32 об. % α -Fe и 24 об. % α -Cu (рис. 2, е). Неравновесные условия охлаждения приводят к выделению вто-

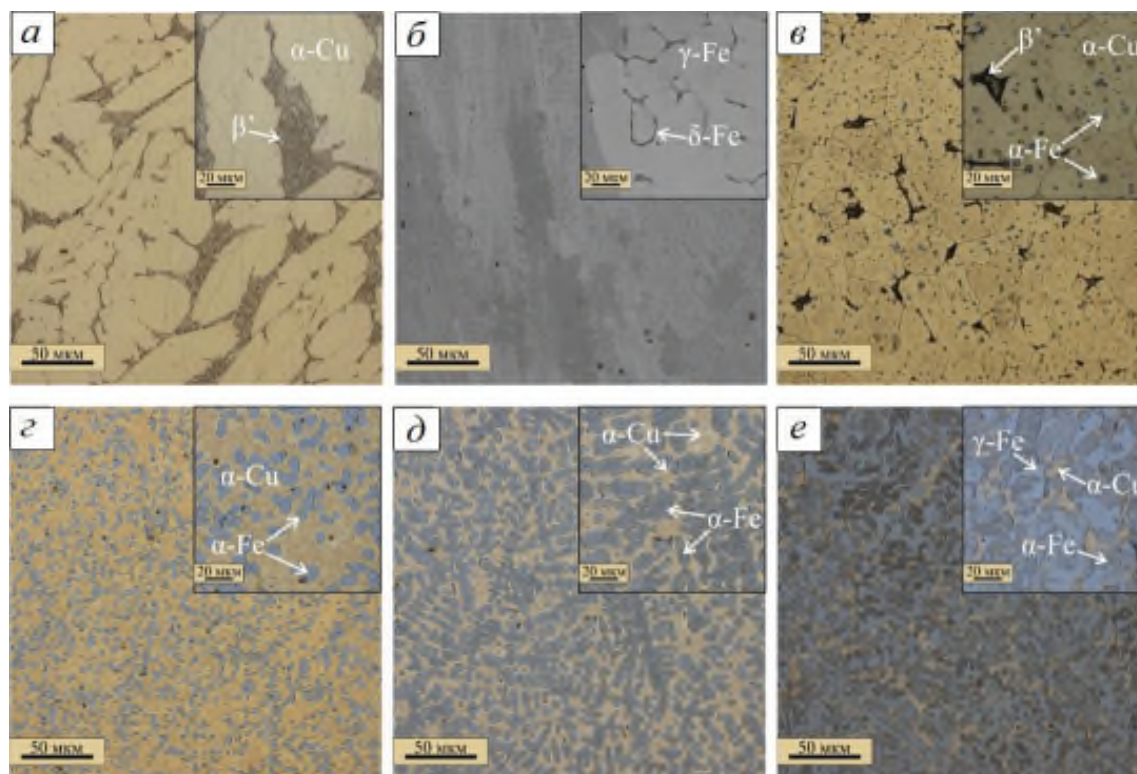


Рис. 2. Микроструктура БрАМц9-2 (а), 06Х18Н9Т (б) и композитов с соотношением БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 90:10 (в), 25:75 (з), 50:50 (д) и 25:75 (е)

Fig. 2. Microstructure of CuAl9Mn2 (a), ER 321 (b) and composites with a ratio of $\text{CuAl9Mn2} : \text{ER 321} = 90:10$ (v), 25:75 (z), 50:50 (d) and 25:75 (e)

ричных дисперсных частиц меди и NiAl в γ -Fe и α -Fe соответственно [16].

Испытания на статическое растяжение показали, что значения предела текучести для БрАМц9-2 и 06Х18Н9Т составляют 148 и 440 МПа, а предела прочности – 300 и 610 МПа соответственно (табл. 1). Композит с соотношением БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 90:10 имеет значения предела текучести и предела прочности, сопоставимые с чистой сталью 06Х18Н9Т, что гораздо больше, чем у чистой алюминиевой бронзы (табл. 1). Введение нержавеющей стали до 50 об. % в алюминиевую бронзу в процессе ЭЛАП приводит к значениям, превышающим предел текучести и предел прочности сплавов БрАМц9-2 и 06Х18Н9Т

(табл. 1). При этом в композите с соотношением БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 25:75 наблюдается снижение предела текучести и прочности на 240 и 160 МПа соответственно по сравнению с композитом БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 50:50. Тем не менее сталь 06Х18Н9Т, разбавленная алюминиевой бронзой, имеет повышенные механические характеристики по сравнению с чистой сталью 06Х18Н9Т (табл. 1) и не уступает по своим свойствам композитам на основе 316SS и оловянистой бронзы [1]. Микротвердость композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т увеличивается при повышении объемного содержания нержавеющей стали до 50 об. % с 1,4 до 2,33 ГПа и уменьшается при соотношении БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 25:75 до 2,16 ГПа (табл. 1).

Таблица 1

Table 1

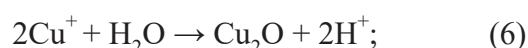
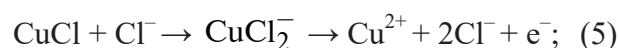
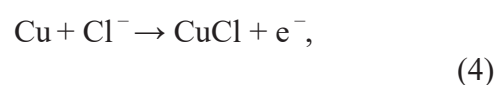
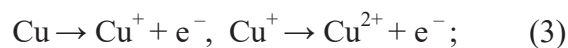
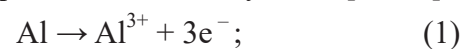
**Механические свойства, полученные при измерении микротвердости
и при испытаниях на статическое одноосное растяжение
Mechanical properties obtained by microhardness measuring
and static uniaxial tensile tests**

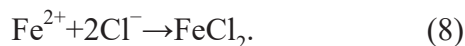
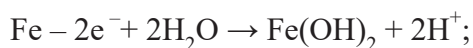
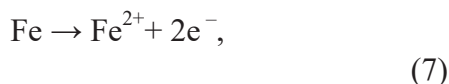
Материал	Механические характеристики			
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ε , %	HV, ГПа
БрАМц9-2	148 ± 25	440 ± 101	62	1,4 ± 0,17
06Х18Н9Т	300 ± 42	610 ± 136	35	1,63 ± 0,09
БрАМц9-2 – 10 % 06Х18Н9Т	296 ± 43	640 ± 145	28	1,46 ± 0,19
БрАМц9-2 – 25 % 06Х18Н9Т	321 ± 49	635 ± 130	25	1,75 ± 0,09
БрАМц9-2 – 50 % 06Х18Н9Т	610 ± 97	813 ± 183	12	2,33 ± 0,1
БрАМц9-2 – 75 % 06Х18Н9Т	370 ± 55	652 ± 145	33	2,16 ± 0,12

**Оценка коррозионных свойств
композиционных образцов методами
вольтамперометрии**

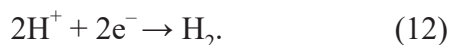
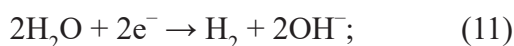
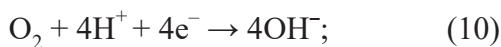
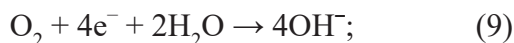
На рис. 3 представлены циклические вольтамперограммы (ЦВА), отражающие происходящие на поверхности рабочих электродов обратимые окислительно-восстановительные реакции и необратимые анодные процессы. Анодное окисление металлов (Fe, Cu, Al) наблюдается при потенциалах, выходящих за пределы областей пассивного состояния, заключенных между $E_1 = -1,20$ В и $E_2 = -0,05$ В. В положительной области потенциалов (от +0,0 В до +1,2 В) для всех образцов, включая БрАМц9-2, наблюдает-

ся резкое возрастание плотности токов вследствие протекающих анодных процессов, наиболее вероятными из которых являются следующие [18, 19]:





На катодном участке вольтамперометрических кривых, отвечающем области от +0,05 В до –0,80 В, фиксируются пики восстановления меди (отмечены черными стрелками на рис. 3), которые смещены друг относительно друга в образцах с различной объемной долей стали. В образце БрАМц9-2 реакция катодного восстановления меди ($\text{Cu}^{2+} + 2e^{-} \rightarrow \text{Cu}$) реализуется при самом высоком потенциале $E = -0,29$ В (отн. Ag/AgCl), а в образце БрАМц9-2 + 50 об. % 06Х18Н9Т – при самом низком: $E = -0,51$ В. Закономерно, что при повторных съемках ЦВА наблюдаются те же пики окисления и восстановления меди, что указывает на обратимый характер реакции $\text{Cu} \rightleftharpoons \text{Cu}^{2+} + 2e^{-}$. Помимо этого, в водных растворах можно ожидать протекания следующих катодных процессов, в которых фаза α -Cu будет выступать в качестве восстановителя:



В образцах, содержащих от 50 до 75 об. % 06Х18Н9Т, электрохимически активными компонентами композита будут выступать фазы γ -Fe, α -Fe и α -Cu. Поэтому справедливо предположить, что в растворе 3,5 масс. % NaCl инициируются реакции, связанные с образованием гальванопары Fe/Cu. В присутствии сильных окислителей (Cl^{-}) оба металла (Fe, Cu), входящие в состав этих фаз, окисляются. В этом случае высвобождающиеся в реакциях (3) и (7) электроны будут захватываться медью, выполняющей в гальванопаре Fe/Cu роль катода ввиду существенной разницы в стандартных потенциалах восстановления ($E_{\text{Cu}(2+)/\text{Cu}} = +0,34$ В; $E_{\text{Fe}(2+)/\text{Cu}} = -0,44$ В). Таким образом, из анализа ЦВА следует, что основными процессами на поверхности сформированных композитов (БрАМц9-2 + 06Х18Н9Т) являются анодное окисление меди и железа, образование хлоридов (FeCl_2 ; CuCl_2), разряд окислителя (кислорода) и восстановление меди (обратимая реакция).

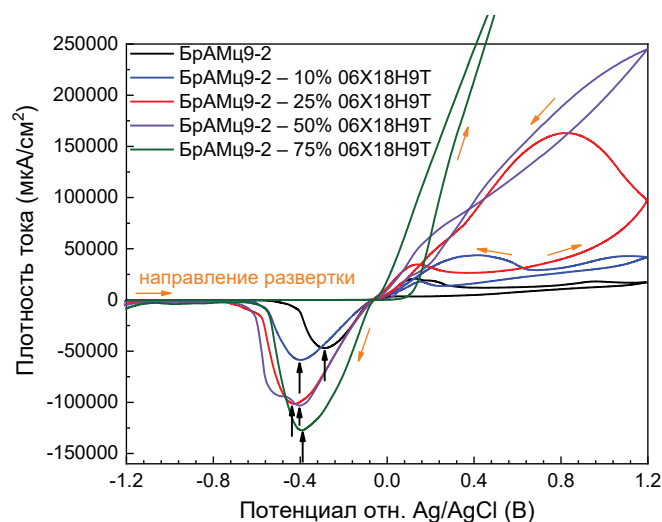


Рис. 3. Циклические вольтамперограммы (20 мВ/с) образцов, полученные в растворе 3,5 масс. % NaCl. Черными стрелками отмечены максимумы плотности тока на катодной ветке, отвечающие реакции восстановления меди

Fig. 3. Cyclic voltammograms (20 mV/s) of specimens obtained in 3.5 wt. % NaCl solution. The black arrows indicate peaks of the current density in the cathode branch corresponding to the copper reduction reaction

Оценку скорости коррозии образцов проводили с использованием линейной развертки потенциала. В отличие от ЦВА (рис. 3) на поляризационных кривых фиксируются (рис. 4) только необратимые анодные процессы, приводящие к появлению коррозионных разрушений на поверхности рабочих электродов. Для всех типов образцов характерно наличие области пассивного состояния, ограниченной более узким окном потенциалов: от –0,3 В до –0,1 В для исходной бронзы БрАМц9-2 и БрАМц9-2 + 10 об. % 06Х18Н9Т (рис. 4, а); от –0,4 В до –0,2 В для композитов, содержащих 25, 50 и 75 об. % 06Х18Н9Т (рис. 4, б). Резкое возрастание анодных токов сопровождается интенсивным растворением наружного поверхностного слоя при $E = -0,1$ В. Важно отметить, что композиты с объемной долей стали ≥ 25 % демонстрируют более низкие значения анодных токов (рис. 4, б), что указывает на формирование на поверхности этих композитов защитной оксидной пленки с выраженными диэлектрическими свойствами.

На рис. 5 представлены вольтамперометрические зависимости, перестроенные в логарифмических координатах, этих же образцов в растворе 3,5 масс. % NaCl. Экстраполяция данных

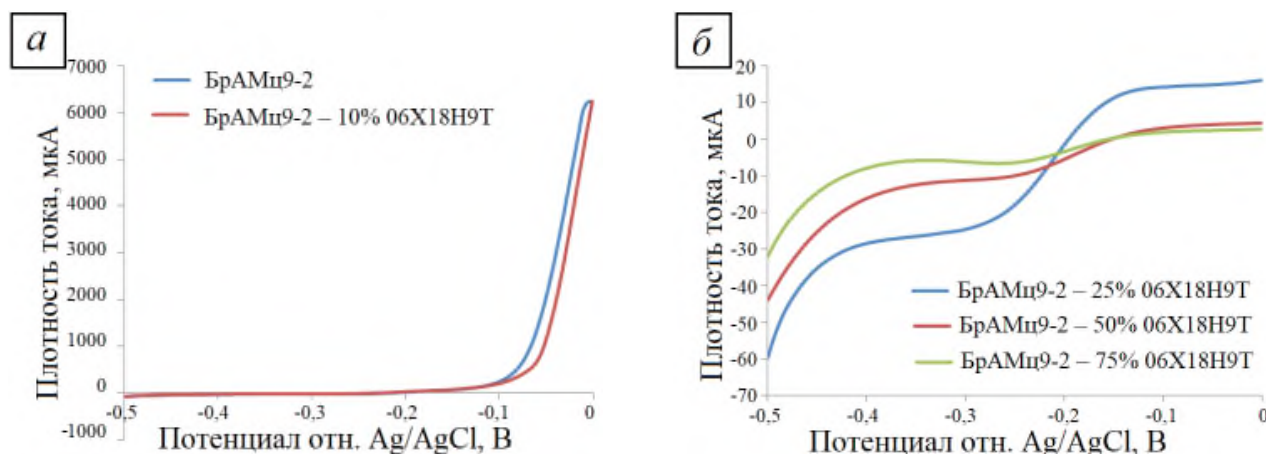


Рис. 4. Вольтамперограммы, полученные в растворе 3,5 масс. % NaCl, для БрАМц9-2 и композитов с 10 об. % (а) и 25, 50, 75 об. % 06Х18Н9Т (б)

Fig. 4. Voltammograms obtained in 3.5 wt. % NaCl solution for CuAl9Mn2 and composites exhibiting 10 vol. % (a) and 25, 50, 75 vol. % ER 321 (б)

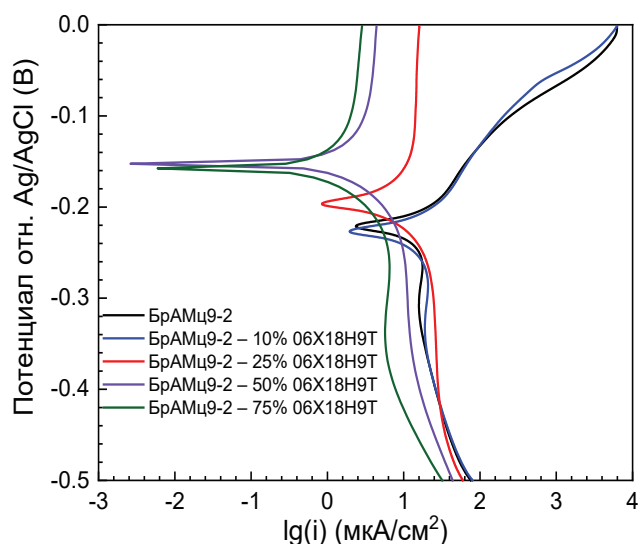


Рис. 5. Потенциодинамические поляризационные кривые, полученные в том же фоновом электролите (раствор 3,5 масс. % NaCl), образцов из бронзы БрАМц9-2 и композитов

Fig. 5. Potentiodynamic polarization curves obtained in the same electrolyte (3.5 wt. % NaCl solution) for the CuAl9Mn2 and composites

кривых функцией Тафеля, учитывающей наклоны касательных к катодной (b_k) и анодной (b_a) веткам, позволила рассчитать плотности тока коррозии и поляризационные сопротивления (R_p) по уравнению Штерна – Гири [20]. Коррозионные параметры приведены в табл. 2. Из вида тафелевских кривых следует два важных вывода. С увеличением содержания стали в композитах потенциал коррозии ($E_{кор}$, табл. 2) смещается в область положительных потенциа-

лов. Предположительно, это связано с тем, что поверхность образцов оказывается пассивирована не оксидами меди, а соединениями никеля и хрома. В пользу этого говорит тот факт, что стандартные потенциалы восстановления Ni и Cr оказываются ниже ($E_{Cr(3+)/Cr} = -0,744$ В; $E_{Ni(2+)/Ni} = -0,257$ В), чем у меди ($E_{Cu(2+)/Cu} = +0,34$ В). Во-вторых, плотности коррозионных токов закономерно уменьшаются с 11,010 до 0,512 мкА/см² для композитов, полученных при соотношениях БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т 90:10, 25:75, 50:50 и 25:75, а поляризационное сопротивление, напротив, увеличивается почти на порядок (табл. 2). Можно заключить, что формирование аустенитной фазы γ -Fe в поверхностном слое образцов с объемной долей стали ≥ 50 % более эффективно препятствует развитию коррозионных процессов, чем легирование фазы α -Cu никелем и хромом. Таким образом, с применением электронно-лучевой аддитивной технологии удастся получать композиты, характеризующиеся более низкой (в ~9,5 раза) скоростью коррозии в морской среде.

Исследование электрохимического поведения образцов методом импедансной спектроскопии

Для исследования электрохимических свойств композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т были получены импедансные спектры относительно потенциала разомкнутой цепи в координатах Найквиста до и после съемки потенциодинами-

Таблица 2

Table 2

Коррозионные параметры, определенные по поляризационным кривым методом экстраполяции функцией Тафеля, образцов БрАМц9-2 и композитов

Corrosion parameters determined from polarization curves by Tafel extrapolation of the CuAl9Mn2 and composites

Образец	Коррозионные параметры				
	$E_{кор}$, В	$I_{кор}$, мкА/см ²	β_a , В	β_c , В	R_p , Ом·см ²
БрАМц9-2	-0,207	11,390	0,066	0,287	2048
БрАМц9-2 – 10 % 06X18H9T	-0,218	11,010	0,071	0,209	2091
БрАМц9-2 – 25 % 06X18H9T	-0,194	4,945	0,125	0,098	4810
БрАМц9-2 – 50 % 06X18H9T	-0,147	1,043	0,125	0,098	16 300
БрАМц9-2 – 75 % 06X18H9T	-0,149	0,512	0,039	0,061	20 100

ческих поляризационных кривых (рис. 6). Точками на диаграммах обозначены экспериментальные значения импеданса (действительной и мнимой части), а сплошными линиями отмечена аппроксимация моделью – эквивалентной электрической схемой (рис. 6, е).

Важно отметить, что в сильном электролите (3,5 масс. % NaCl) электрохимическая активность композитов к протеканию анодных реакций регулируется соотношением БрАМц9-2 : 06X18H9T. Действительно, импеданс исходных образцов из бронзы (рис. 6, а) до коррозионных испытаний описывается относительно простой эквивалентной схемой, включающей элемент постоянной фазы (Q_1), сопротивления раствора (R_s) и переноса заряда (R_{ct}) и элемент Варбурга (W), значения которых приведены в табл. 3. Из данных табл. 3 следует, что образец БрАМц9-2 показывает высокую электрохимическую активность, поскольку обладает достаточно низким сопротивлением переноса заряда (рис. 3, а; табл. 3). Наличие элемента Варбурга говорит о диффузии зарядов (e^- , Cu^+ , Cu^{2+} , Fe^{2+}) через двойной электрический слой в раствор. Интересно отметить, что после коррозионных испытаний величина R_{ct} уменьшается в ~4,3 раза. Это можно объяснить тем фактом, что анодные процессы (окисление меди до Cu^{2+}) инициируют растворение природной оксидной пленки и перепассивацию поверхности, что приводит к изменению кинетики переноса зарядов в двойном электрическом слое (рис. 6, а, табл. 3).

Для композита, полученного при соотношении БрАМц9-2 : 06X18H9T = 90:10 (рис. 6, б), вид эквивалентной схемы сохраняется прежним, а значение R_{ct} уменьшается в ~3 раза (табл. 3), что обусловлено перепассивацией поверхностного слоя. С возрастанием доли стали в композите до 25 об. % диаграмма Найквиста представляет собой полуокружность без линейной части в области низких частот, поэтому эквивалентная схема не включает в себя элемент Варбурга, отвечающий за диффузию зарядов. Значение R_{ct} увеличивается с 7269 до 13 210 Ом·см² (рис. 6, в; табл. 3) после проведенных испытаний в потенциодинамическом режиме, что указывает на более высокую пассивирующую способность данного композита, чем образца с 10 об. % 06X18H9T. Композит с соотношением БрАМц9-2 : 06X18H9T = 50:50 обладает довольно высоким значением сопротивления переноса заряда как до, так и после коррозионных испытаний (табл. 3). Наличие полуокружности на диаграмме Найквиста (рис. 6, г) и линейного участка при значениях действительной и мнимой частей более 10 000 Ом указывает на окисление материала и выход (диффузию) заряженных частиц с поверхности образца.

На импедансных спектрах композита с соотношением БрАМц9-2 : 06X18H9T = 25:75 присутствует лишь часть полуокружности (рис. 6, д), что свидетельствует о значительном по величине сопротивлении R_{ct} (~177 000 Ом·см²), при котором не происходит разрядки двойного электрического слоя и диффузии зарядов вглубь раствора

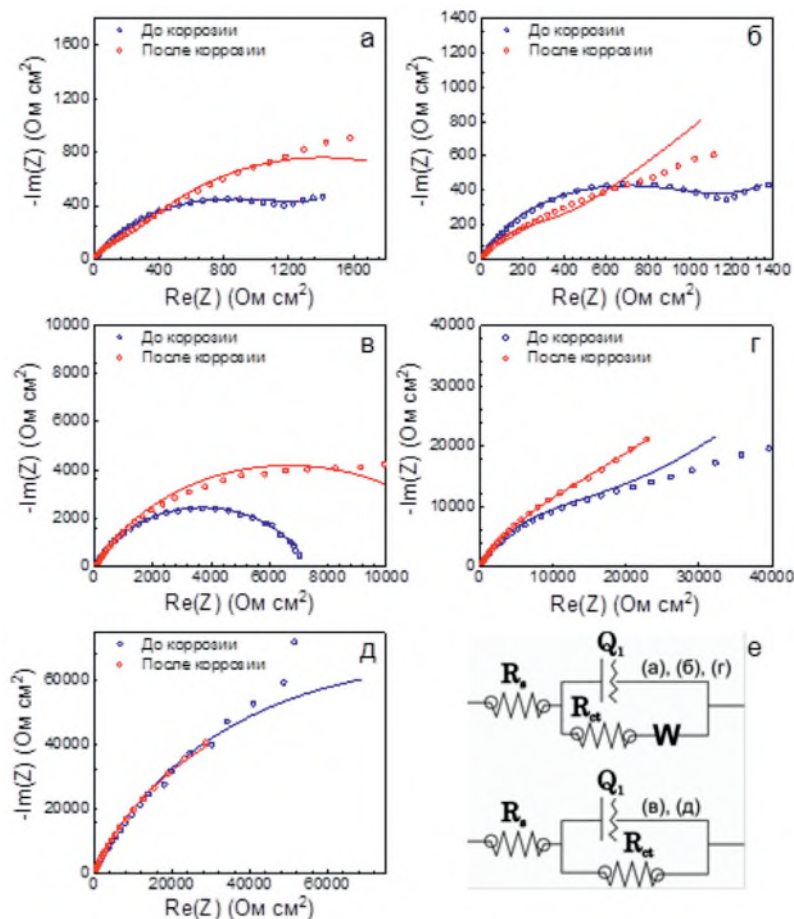


Рис. 6. Диаграммы Найквиста БрАМц9-2 (а) и композитов с соотношением БрАМц9-2: 06Х18Н9Т = 90:10 (б), 25:75 (в), 50:50 (г), 25:75 (д) и эквивалентные электрические схемы (е)

Fig. 6. Nyquist plots of CuAl9Mn2 (a) and composites with a ratio of CuAl9Mn2: ER 321 = 90:10 (б), 25:75 (в), 50:50 (г), 25:75 (д) and equivalent electrical circuits (e)

Таблица 3

Table 3

Параметры эквивалентных электрических схем для БрАМц9-2 и композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т до и после съемки потенциодинамических поляризационных кривых

Parameters of equivalent electrical circuits for CuAl9Mn2 and CuAl9Mn2/ER 321 composites before and after potentiodynamic polarization

До коррозии					
Элемент	БрАМц9-2	БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т			
		90:10	75:25	50:50	25:75
Сопротивление раствора, Ом·см ²	5	5	70	4	67
Сопротивление переноса заряда, Ом·см ²	1385	1158	7269	21 630	177 000
Элемент Варбурга, кОм/с ^{-0.5}	0,21	0,26	—	15,75	—
После коррозии					
Сопротивление раствора, Ом·см ²	5	4,9	69	43	71
Сопротивление переноса заряда, Ом·см ²	324	396	13 210	25 510	154 200
Элемент Варбурга, кОм/с ^{-0.5}	1,05	0,64	—	16,50	—

через двойной электрический слой (рис. 6, в; табл. 3). Как видно из табл. 3, сопротивление переноса заряда у данного образца немного уменьшается после электрохимической коррозии. В этом случае анодное окисление железа и меди будет затруднено, если имеет место перепассивация поверхностного слоя в местах образования коррозионных разрушений. Заключаем, что наименее электрохимически активным является образец, полученный при соотношении БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 25:75, поскольку он характеризуется максимальным значением R_{ct} , которое, в свою очередь, обратно пропорционально плотности коррозионных токов. Обобщая данные электрохимических экспериментов (ЭИС, ЦВА, линейная поляризация), мы заключаем, что наиболее устойчивым к коррозии можно считать композит с 75 об. % 06Х18Н9Т, а наименьшую коррозионную стойкость демонстрируют образцы БрАМц9-2 и композит с 10 об. % 06Х18Н9Т.

Опираясь на электрохимические реакции (1–12) и данные из литературных источников по коррозионным свойствам Fe-Cu-сплавов [21] и бронзы [22, 23], мы можем ожидать, что наиболее вероятными продуктами коррозии исследуемых композитов БрАМц9-2/06Х18Н9Т будут являться нерастворимые или плохо растворимые соединения – оксиды меди и железа. На рентгенограммах образцов БрАМц9-2 (рис. 7, а) и композита БрАМц9-2 + 10 % 06Х18Н9Т (рис. 7, б), подвергшихся коррозионным испытаниям в режиме циклической развертки потенциала, фиксируются основные дифракционные линии от матричных фаз (α -Cu, β' , α -(Fe,Cr), Cu₃Al), обнаруженных ранее в работе [13]. При этом определяются и дополнительные рефлексы, принадлежащие фазам Cu₂O и FeCl₂ (рис. 7, а, б). Эти фазы (Cu₂O, FeCl₂) могут быть образованы вследствие микрогальванических процессов, реализующихся преимущественно на межзеренных границах между ферритными частицами α -(Fe,Cr) и матрицей α -Cu в хлоридсодержащих электролитах.

Анализ коррозионных повреждений (рис. 7, в, г) на поверхности этих же образцов показал, что в сплаве БрАМц9-2 реализуется механизмы местной коррозии, приводящие к появлению неглубоких язв и избирательному разрушению медных фаз. Растворение меди по реакциям (3–6), вероятно, лимитируется защитной

оксидной пленкой, затрудняющей распространение очагов коррозии по всей поверхности. Поэтому морфология поверхности БрАМц9-2 после измерений ЦВА характеризуется выступами («чешуйками»), которые сменяются участками, свободными от коррозионных язв (рис. 7, в). Напротив, в образце БрАМц9-2 + 10 % 06Х18Н9Т наблюдаются интенсивные коррозионные повреждения (рис. 7, г), имеющие питтинговый характер. Преобладают многочисленные и более глубокие питтинги, образующие сеть из пористых структур. На наш взгляд, природа коррозионных повреждений в композитах БрАМц9-2 + 06Х18Н9Т связана с контактным и щелевым механизмами коррозии. При контакте фаз α -Cu и α -(Fe,Cr) образуется гальванопара Fe/Cu, изменяющие кинетику окислительно-восстановительных процессов вследствие перемещения зарядов между разнородными металлами (Fe, Cu) с различающимися электрохимическими потенциалами. В результате контактной коррозии преимущественными местами зарождения питтингов выступают межфазные границы α -Cu/ α -(Fe, Cr) за счет образования коррозионных пар (рис. 7, д). В этом случае рабочая поверхность композита БрАМц9-2 + 10 % 06Х18Н9Т разделяется на катодные (матричные зерна α -Cu) и анодные (частицы α -(Fe,Cr)) участки.

Важно отметить, что вследствие спонтанной пассивации ферритной фазы (предположительно, оксидами никеля и хрома) ее растворение в растворе 3,5 масс. % NaCl ограничено, тогда как Cu-содержащие фазы подвержены непрерывному анодному окислению (меди) с образованием ионов Cu⁺ и Cu²⁺. Дополнительно на поверхности медных фаз возможны катодные процессы, описываемые реакциями (9, 10), которые частично затрудняют ее ионизацию. Таким образом, в присутствии сильных окислителей (Cl⁻) процессы образования коррозионных язв и питтингов в композитах на основе алюминиевой бронзы и нержавеющей стали будут ускоряться, если не предотвратить образование микрогальванических пар Fe/Cr (рис. 7, д). Для повышения коррозионных свойств данных композитов требуется проводить поверхностные обработки, приводящие к формированию сплошных и диэлектрических оксидных пленок на поверхности фаз α -Cu, α -(Fe,Cr) и γ -(Fe,Ni,Cr), препятствующих прямому электрохимическому контакту Fe/Cr на межфазных границах.

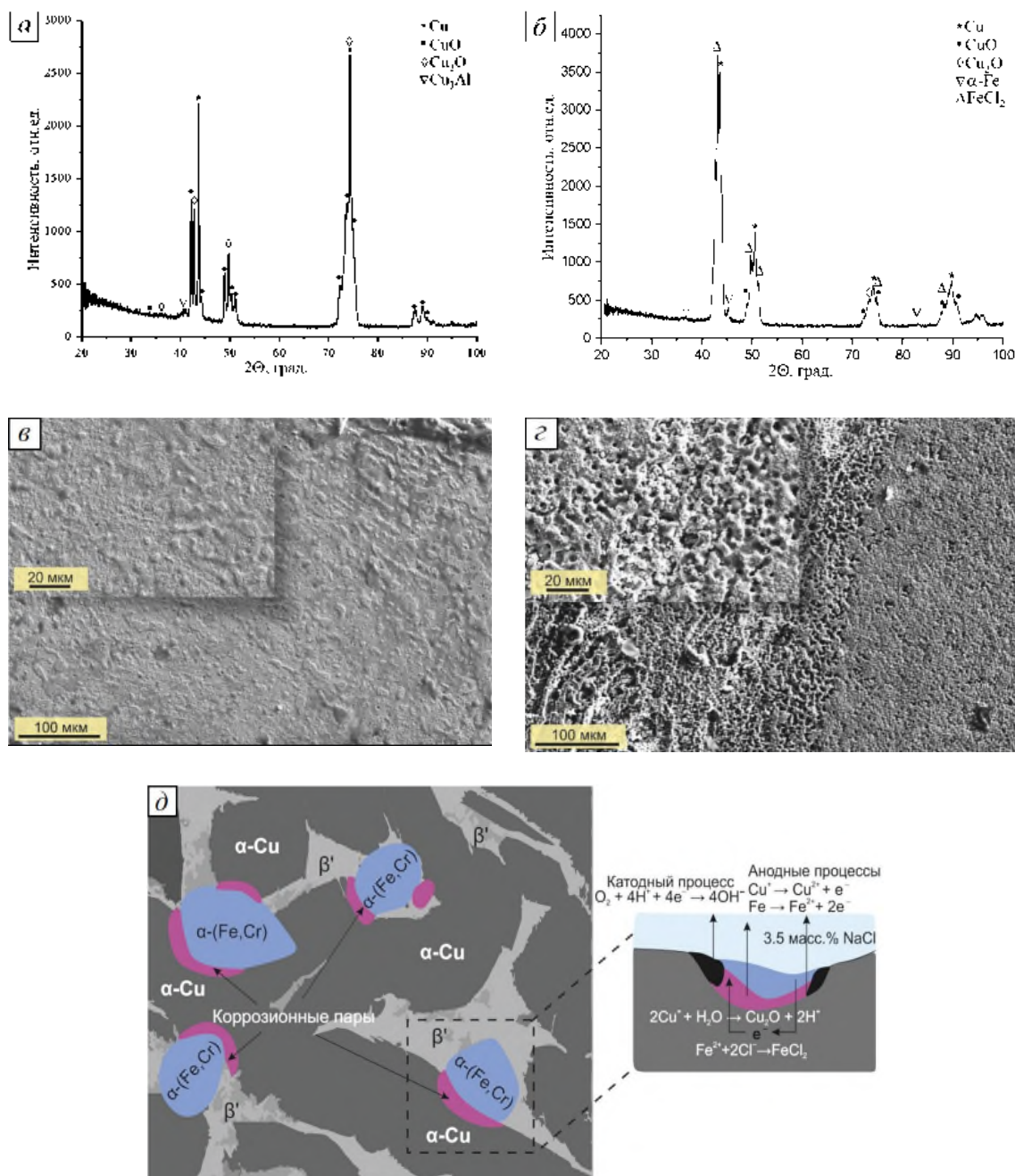


Рис. 7. Рентгенограммы и РЭМ-изображения поверхности после коррозионных испытаний образцов БрАМц9-2 (а, в) и композита БрАМц9-2 – 10% 06Х18Н9Т (б, г); д – схема формирования питтинговых повреждений на поверхности композита вследствие гальванической коррозии

Fig. 7. XRD patterns and SEM images of the surface after corrosion tests of *CuAl9Mn2* (a, в) and composite *CuAl9Mn2* – 10% ER 321 (б, г); д – scheme of the formation of pitting damage on the composite surface due to galvanic corrosion

Выводы

В работе представлены экспериментальные результаты исследований электрохимического поведения композитов БрАМц9-2/12Х18Н9Т, полученных аддитивным электронно-лучевым методом. С увеличением объемной доли стали

в алюминиевой бронзе микротвердость, предел текучести и прочности композитов меняются немонотонным образом и достигают наибольших значений в образце, содержащем 50 об. % 06Х18Н9Т. Коррозионная стойкость образцов в растворе 3,5 масс. % NaCl была оценена с помощью метода экстраполяции Тафеля. Установле-

но, что плотности коррозионных токов монотонно уменьшаются для композитов, полученных при соотношениях БрАМц9-2 : 06Х18Н9Т = 90:10, 75:25, 50:50 и 25:75, а поляризационное сопротивление, обратно пропорциональное скорости коррозии, увеличивается на порядок. Комплексная оценка электрохимических свойств образцов методами импедансной спектроскопии и циклической вольтамперометрии показала, что наиболее устойчивым к коррозии является композит с 75 об. % 06Х18Н9Т, а наименьшую коррозионную стойкость демонстрируют образцы БрАМц9-2 и композит с 10 об. % 06Х18Н9Т. Показано, что основными процессами на поверхности композитов являются анодное окисление Cu и Fe, приводящее к образованию продуктов коррозии – Cu_2O и FeCl_2 . Сделано предположение, что основным механизмом коррозионных разрушений в композитах БрАМц9-2/12Х18Н9Т выступает контактная коррозия, обусловленная образованием гальванических пар Fe/Cr на межфазных границах между ферритными частицами α -(Fe,Cr) и матрицей α -Cu.

Список литературы

1. Sliding wear behavior and electrochemical properties of binder jet additively manufactured 316SS/bronze composites in marine environment / L. Wang, A.K. Tieu, S. Lu, S. Jamali, G. Hai, Q. Zhu, H.H. Nguyen, S. Cui // *Tribology International*. – 2021. – Vol. 156. – P. 106810. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106810.
2. Ateya B.G., Ashour E.A., Sayed S.M. Corrosion of α -Al bronze in saline water // *Journal of the Electrochemical Society*. – 1994. – Vol. 141 (1). – P. 71. – DOI: 10.1149/1.2054712.
3. Copper and copper alloys / ed. by J.R. Davis; prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee. – Materials Park, OH: ASM International, 2001. – 869 p.
4. Blau P.J. Investigation of the nature of micro-indentation hardness gradients below sliding contacts in five copper alloys worn against 52100 steel // *Journal of Materials Science*. – 1984. – Vol. 19. – P. 1957–1968. – DOI: 10.1007/BF00550266.
5. Unlubricated rolling-sliding wear mechanisms of complex aluminium bronze against steel / Z. Shi, Y. Sun, A. Bloyce, T. Bell // *Wear*. – 1996. – Vol. 193 (2). – P. 235–241. – DOI: 10.1016/0043-1648(95)06773-6.
6. Kwarciak J., Bojarski Z., Morawiec H. Phase transformation in martensite of Cu-12.4% Al // *Journal of Materials Science*. – 1986. – Vol. 21. – P. 788–792. – DOI: 10.1007/BF01117355.
7. Adorno A.T., Guerreiro M.R., Benedetti A.V. Isothermal aging kinetics in the Cu–19 at.%Al alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2001. – Vol. 315 (1–2). – P. 150–157. – DOI: 10.1016/S0925-8388(00)01268-8.
8. Formation of microstructure and mechanical characteristics in electron beam additive manufacturing of aluminum bronze with an in-situ adjustment of the heat input / A.P. Zykova, A.O. Panfilov, A.V. Chumaevskii, A.V. Vorontsov, S.Yu. Nikonov, E.N. Moskvichev, D.A. Gurianov, N.L. Savchenko, S.Yu. Tarasov, E.A. Kolubaev // *Russian Physics Journal*. – 2022. – Vol. 65. – P. 811–817. – DOI: 10.1007/s11182-022-02701-6.
9. Preparation, mechanical properties and wear behaviours of novel aluminum bronze for dies / W.S. Li, Z.P. Wang, Y. Lu, Y. Gao, J.L. Xu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2006. – Vol. 16 (3). – P. 607–612. – DOI: 10.1016/S1003-6326(06)60107-6.
10. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – Interfacial characterization, prospects, and problems / C. Dharmendra, S. Shakerin, G.D. Janaki Ram, M. Mohammadi // *Materialia*. – 2020. – Vol. 13. – P. 100834. – DOI: 10.1016/j.mtl.2020.100834.
11. Metallurgical process analysis and microstructure characterization of the bonding interface of QAl9-4 aluminum bronze and 304 stainless steel composite materials / L. Dong, W. Chen, L. Hou, Y. Liu, Q. Luo // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2016. – Vol. 238. – P. 325–332. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.041.
12. Specific aspects of the transitional layer forming in the aluminium bronze–stainless steel functionally graded structures after laser metal deposition / K. Makarenko, O. Dubinin, P. Shornikov, I. Shishkovsky // *Procedia CIRP*. – 2020. – Vol. 94. – P. 346–351. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.09.143.
13. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing / A. Zykova, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, E. Moskvichev, S. Nikonov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Progress in Additive Manufacturing*. – 2023. – Vol. 8. – P. 1067–1082. – DOI: 10.1007/s40964-022-00378-4.
14. Microstructures and phases in electron beam additively manufactured Ti-Al-Mo-Zr-V/CuAl9Mn2 alloy / A. Zykova, A. Nikolaeva, A. Panfilov, A. Vorontsov, A. Nikonenko, A. Dobrovolsky, A. Chumaevskii, D. Gurianov, A. Filippov, N. Semenchuk, N. Savchenko, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (12). – P. 4279. – DOI: 10.3390/ma16124279.

15. Aluminum Bronze/Udimet 500 composites prepared by electron-beam additive double-wire-feed manufacturing / A. Zyкова, A. Chumaevskii, A. Panfilov, A. Vorontsov, A. Nikolaeva, K. Osipovich, A. Gusarova, V. Chebodaeva, S. Nikonov, D. Gurianov, A. Filippov, A. Dobrovolsky, E. Kolubaev, S. Tarasov // *Materials*. – 2022. – Vol. 15 (18). – P. 6270. – DOI: 10.3390/ma15186270.

16. Электронно-лучевое аддитивное производство композиционного сплава из нержавеющей стали и алюминиевой бронзы: микроструктура и механические характеристики / А.П. Зыкова, А.О. Панфилов, А.В. Чумаевский, А.В. Воронцов, С.Ю. Тарасов // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. – 2023. – Т. 66 (2). – С. 197–205. – DOI: 10.17073/0368-0797-2023-2-197-205.

17. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration / A. Vorontsov, S. Astafurov, E. Melnikov, V. Moskvina, E. Kolubaev, E. Astafurova // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 820. – P. 141519. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141519.

18. Ravichandran R., Nanjundan S., Rajendran N. Effect of benzotriazole derivatives on the corrosion and dezincification of brass in neutral chloride solution //

Journal of Applied Electrochemistry. – 2004. – Vol. 34. – P. 1171–1176. – DOI: 10.1007/s10800-004-1702-4.

19. Standard potentials in aqueous solution / ed. by A.J. Bard, R. Parsons, J. Jordan. – New York: CRC Press, 1985. – 366 p.

20. Stern M., Geary A.L. Electrochemical polarization: I. A theoretical analysis of the shape of polarization curves // *Journal of the Electrochemical Society*. – 1957. – Vol. 104. – P. 33–63. – DOI: 10.1149/1.2428496.

21. Alaneme K.K., Odoni B.U. Mechanical properties, wear and corrosion behavior of copper matrix composites reinforced with steel machining chips // *Engineering Science and Technology, an International Journal*. – 2016. – Vol. 19 (3). – P. 1593–1599. – DOI: 10.1016/j.jestch.2016.04.006.

22. Electrochemical study of the corrosion behavior of bronze under acetic acid-containing thin electrolyte layers / Y. Yan, W. Hua, S. Zhong, L. Zhang, L. Dai, H. Zhou, L. Wu, L. Cai // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – P. 0965b7. – DOI: 10.1088/2053-1591/ab1545.

23. Corrosion behavior of heat-treated nickel-aluminum bronze alloy in artificial seawater / A.V. Takaloo, M.R. Daroonparvar, M.M. Atabaki, K. Mokhtar // *Materials Sciences and Applications*. – 2011. – Vol. 2. – P. 1542–1555. – DOI: 10.4236/msa.2011.211207.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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

Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing

Viktor Semin ^a, Aleksander Panfilov ^b, Veronika Utyaganova ^c, Andrey Vorontsov ^d, Anna Zyкова ^{e, *}

Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS, 2/4, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0003-0410-3667>, viktor.semin.tsk@gmail.com; ^b <https://orcid.org/0000-0001-8648-0743>, alexpl@ispms.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-2303-8015>, veronika_ru@ispms.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-4334-7616>, vav@ispms.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0001-8779-3784>, zykovaap@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 18 April 2024

Revised: 15 May 2024

Accepted: 01 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Aluminum bronze

Stainless steel

Electron Beam Additive Manufacturing

Composite

Corrosion

Funding

The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2024-0001.

ABSTRACT

Introduction. The development of novel materials based on copper alloys and stainless steel, as well as the determination of the optimal parameters for its processing make it possible to expand the area of its implementation, increase efficiency and service life of tools and constructions. The load-bearing parts of marine equipment (bearing constructions, piston cylinders, pumps, valves, gears, rotary instruments, etc.), made of austenitic steels or aluminum bronze, are in direct contact with sea water, so the problem of increasing its corrosion resistance in the presence of strong oxidizing agents (Cl^- , F^- anions) is relevant. One of the advanced and actively researched methods for producing copper/steel composites is additive manufacturing that allow fabricating complex parts through layer-by-layer growth. In particular, the synthesis of composites based on aluminum bronze and steel can be realized by wire-feed electron beam additive manufacturing. In order to implement composite materials produced via additive technologies in a humid (marine) climate, it is necessary to ensure not only high strength, but also corrosion properties. **The purpose of this work** is to study the corrosion resistance of composites, based on aluminum bronze CuAl9Mn2 and stainless steel ER 321 produced by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing. **Research methods.** Examination of the surface of CuAl9Mn2/ER 321 composites before and after corrosion tests was carried out by methods of voltammetry and electrochemical impedance spectroscopy using a potentiostat-galvanostat. **Results and discussion.** Using a complex of electrochemical methods, it is revealed that the developed composites with a volume fraction of steel ≥ 25 % demonstrate a significant decrease in anodic current densities and a simultaneous increase in charge transfer resistance. Composites with a steel content of 75 vol. % are characterized by the highest corrosion properties in 3.5 wt. % NaCl solution, which is referred to a reduction in corrosion rate by 9.5 times compared to aluminum bronze. It is shown that the main processes occurring on the surface of the composites (CuAl9Mn2 + ER 321) are anodic oxidation of copper and iron, leading to the formation of corrosion products – Cu_2O and $FeCl_2$.

For citation: Semin V.O., Panfilov A.O., Utyaganova V.R., Vorontsov A.V., Zyкова A.P. Corrosion properties of CuAl9Mn2/ER 321 composites formed by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 163–178. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-163-178. (In Russian).

References

1. Wang L., Tieu A.K., Lu S., Jamali S., Hai G., Zhu Q., Nguyen H.H., Cui S. Sliding wear behavior and electrochemical properties of binder jet additively manufactured 316SS /bronze composites in marine environment. *Tribology International*, 2021, vol. 156, p. 106810. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106810.
2. Ateya B.G., Ashour E.A., Sayed S.M. Corrosion of α -Al bronze in saline water. *Journal of the Electrochemical Society*, 1994, vol. 141 (1), p. 71. DOI: 10.1149/1.2054712.
3. Davis J.R., ed. *Copper and copper alloys*. Materials Park, OH, ASM International, 2001. 869 p.

* Corresponding author

Zykova Anna P., Ph.D. (Physics and Mathematics), Head Laboratory
Institute of Strength Physics and Materials Sciences SB RAS,
2/4, pr. Akademicheskii,
634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 3822 286866, e-mail: zykovaap@ispms.ru

4. Blau P.J. Investigation of the nature of micro-indentation hardness gradients below sliding contacts in five copper alloys worn against 52100 steel. *Journal of Materials Science*, 1984, vol. 19, pp. 1957–1968. DOI: 10.1007/BF00550266.
5. Shi Z., Sun Y., Bloyce A., Bell T. Unlubricated rolling-sliding wear mechanisms of complex aluminium bronze against steel. *Wear*, 1996, vol. 193 (2), pp. 235–241. DOI: 10.1016/0043-1648(95)06773-6.
6. Kwarciak J., Bojarski Z., Morawiec H. Phase transformation in martensite of Cu-12.4% Al. *Journal of Materials Science*, 1986, vol. 21, pp. 788–792. DOI: 10.1007/BF01117355.
7. Adorno A.T., Guerreiro M.R., Benedetti A.V. Isothermal aging kinetics in the Cu–19 at.%Al alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2001, vol. 315 (1–2), pp. 150–157. DOI: 10.1016/S0925-8388(00)01268-8.
8. Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Nikonov S.Yu., Moskvichev E.N., Gurianov D.A., Savchenko N.L., Tarasov S.Yu., Kolubaev E.A. Formation of microstructure and mechanical characteristics in electron beam additive manufacturing of aluminum bronze with an in-situ adjustment of the heat input. *Russian Physics Journal*, 2022, vol. 65, pp. 811–817. DOI: 10.1007/s11182-022-02701-6.
9. Li W.S., Wang Z.P., Lu Y., Gao Y., Xu J.L. Preparation, mechanical properties and wear behaviours of novel aluminum bronze for dies. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, vol. 16 (3), pp. 607–612. DOI: 10.1016/S1003-6326(06)60107-6.
10. Dharmendra C., Shakerin S., Janaki Ram G.D., Mohammadi M. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – Interfacial characterization, prospects, and problems. *Materialia*, 2020, vol. 13, p. 100834. DOI: 10.1016/j.mtla.2020.100834.
11. Dong L., Chen W., Hou L., Liu Y., Luo Q. Metallurgical process analysis and microstructure characterization of the bonding interface of QA19-4 aluminum bronze and 304 stainless steel composite materials. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 325–332. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2016.07.041.
12. Makarenko K., Dubinin O., Shornikov P., Shishkovsky I. Specific aspects of the transitional layer forming in the aluminium bronze – stainless steel functionally graded structures after laser metal deposition. *Procedia CIRP*, 2020, vol. 94, pp. 346–351. DOI: 10.1016/j.procir.2020.09.143.
13. Zykova A., Panfilov A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Moskvichev E., Nikonov S., Gurianov D., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing. *Progress in Additive Manufacturing*, 2023, vol. 8, pp. 1067–1082. DOI: 10.1007/s40964-022-00378-4.
14. Zykova A., Nikolaeva A., Panfilov A., Vorontsov A., Nikonenko A., Dobrovolsky A., Chumaevskii A., Gurianov D., Filippov A., Semenchuk N., Savchenko N., Kolubaev E., Tarasov S. Microstructures and phases in electron beam additively manufactured Ti-Al-Mo-Zr-V/CuAl9Mn2 alloy. *Materials*, 2023, vol. 16 (12), p. 4279. DOI: 10.3390/ma16124279.
15. Zykova A., Chumaevskii A., Panfilov A., Vorontsov A., Nikolaeva A., Osipovich K., Gusarova A., Chebodaeva V., Nikonov S., Gurianov D., Filippov A., Dobrovolsky A., Kolubaev E., Tarasov S. Aluminum Bronze/Udimet 500 composites prepared by electron-beam additive double-wire-feed manufacturing. *Materials*, 2022, vol. 15 (18), p. 6270. DOI: 10.3390/ma15186270.
16. Zykova A.P., Panfilov A.O., Chumaevskii A.V., Vorontsov A.V., Tarasov S.Yu. Electron beam additive manufacturing of composite alloy from stainless steel and aluminum bronze: Microstructure and mechanical properties. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2023, vol. 66 (2), pp. 197–205. DOI: 10.17073/0368-0797-2023-2-197-205.
17. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 820, p. 141519. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141519.
18. Ravichandran R., Nanjundan S., Rajendran N. Effect of benzotriazole derivatives on the corrosion and dezincification of brass in neutral chloride solution. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2004, vol. 34, pp. 1171–1176. DOI: 10.1007/s10800-004-1702-4.
19. Bard A.J., Parsons R., Jordan J., eds. *Standard potentials in aqueous solution*. New York, CRC Press, 1985. 366 p.
20. Stern M., Geary A.L. Electrochemical Polarization: I. A Theoretical Analysis of the Shape of Polarization Curves. *Journal of the Electrochemical Society*, 1957, vol. 104, pp. 33–63. DOI: 10.1149/1.2428496.

21. Alaneme K.K., Odoni B.U. Mechanical properties, wear and corrosion behavior of copper matrix composites reinforced with steel machining chips. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 2016, vol. 19 (3), pp. 1593–1599. DOI: 10.1016/j.jestch.2016.04.006.

22. Yan Y., Hua W., Zhong S., Zhang L., Dai L., Zhou H., Wu L., Cai L. Electrochemical study of the corrosion behavior of bronze under acetic acid-containing thin electrolyte layers. *Materials Research Express*, 2019, vol. 6, p.0965b7. DOI: 10.1088/2053-1591/ab1545.

23. Takaloo A.V., Daroonparvar M.R., Atabaki M.M., Mokhtar K. Corrosion behavior of heat-treated nickel-aluminum bronze alloy in artificial seawater. *Materials Sciences and Applications*, 2011, vol. 2, pp. 1542–1555. DOI: 10.4236/msa.2011.211207.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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 характера изменения твердости композиционных материалов с алюминиевой матрицей, упрочненной золой кокосовой скорлупы и красным шламом, с использованием анализа Тагучи

Риши Деванган^{1, а}, Бхупендра Шарма^{2, б}, Шиам Шарма^{3, с, *}

¹ Университет Амита, Раджастхан, Джайпур, 303002, Индия

² Университет Амита, Уттар-Прадеш, Нойда, 201313, Индия

³ Манипалский университет, Джайпур, Джайпур, 303007, Индия

^а <https://orcid.org/0000-0002-1973-6726>, rdewangan@jpr.amity.edu; ^б <https://orcid.org/0000-0002-3207-7286>, bpsharma@amity.edu;

^с <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>, shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 671.22

История статьи:

Поступила: 14 апреля 2024

Рецензирование: 17 мая 2024

Принята к печати: 22 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Дисперсионный анализ (ANOVA)

Зола кокосовой скорлупы

Твердость

Красный шлам

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время широко используются легкие и высокопрочные алюмоматричные композиты из-за их высоких механических и трибологических свойств. Алюмоматричный композит, армированный керамикой и промышленными отходами, способен изменять свое механико-химическое поведение. **Цель работы:** создать алюмоматричный композиционный материал с использованием керамических (первичных) и промышленных (вторичных) отходов, представленных красным шламом и золой скорлупы кокосового ореха соответственно. Массовая доля упрочняющей фазы варьировалась от 5 до 12,5 масс. % соответственно с остаточным массовым процентом алюминиевого сплава. **Метод исследования.** Методом литья с перемешиванием были приготовлены девять образцов композиционных материалов. Перемешивание осуществляли со скоростью от 50 до 100 об/мин в течение 20 минут при температуре 800 °С. **Результаты и обсуждение.** Твердость алюмоматричного композита исследовали при нагрузке на индентор 10, 15 и 20 кН. Для проведения дисперсионного (ANOVA) анализа и регрессионного анализа путем выбора массового процента красного шлама и массового процента золы из скорлупы кокосового ореха был выбран метод Тагучи с ортогональным массивом L27. В качестве входного параметра использовали нагрузку на индентор, а в качестве выходного параметра – характер изменения твердости. Были исследованы отношения сигнал/помеха, таблица откликов, контурная диаграмма и график нормальной вероятности, и обнаружено, что значения твердости улучшаются при добавлении как упрочняющих компонентов, так и нагрузки на индентор. Результаты показывают, что значение твердости варьируется от 33,34 до 53,44 НВ, а влияние массового процента красного шлама было более значимым, чем нагрузки на индентор и массового процента золы из скорлупы кокосового ореха.

Для цитирования: Деванган Р., Шарма Б.П., Шарма Ш.С. Исследование характера изменения твердости композиционных материалов с алюминиевой матрицей, упрочненной золой кокосовой скорлупы и красным шламом, с использованием анализа Тагучи // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 179–191. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-179-191.

Введение

В настоящее время широко используются алюмоматричные композиты (AL MMC) из-за хорошего отношения предела прочности к весу, а также благодаря высоким трибологическим свойствам. В обрабатывающей промышленности доступно большое количество материалов, поэтому нам нужны экономичные и высоко-

эффективные материалы, механические и химические свойства которых можно изменять в соответствии с требованиями потребителя. Благодаря упрочняющим наполнителям в алюмоматричных композитах можно адаптировать механические, химические и трибологические свойства последних к требованиям рынка и потребителя. В последнее десятилетие керамические наполнители на основе кремния, алюминия, титана и других элементов широко используются для упрочнения алюмоматричных композитов, но это повышает стоимость производства и обработки композиционных материалов [1].

*Адрес для переписки

Шарма Шиам С., д.т.н., доцент

Манипалский университет, Джайпур,

303007, Джайпур, Индия

Тел.: +91-9887765320, e-mail: shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

Промышленные и биологические отходы, такие как красный шлам, железная руда, зола рисовой шелухи, зола жома, зола скорлупы кокосового ореха и другие, обладают способностью заменять керамический наполнитель при разработке экономически эффективных композиционных материалов за счет снижения производственных затрат.

В данной исследовательской работе гибридный композиционный материал с металлической матрицей получен с использованием промышленных отходов красного шлама и биоотходов золы скорлупы кокосового ореха. Ранее многие исследователи применяли золу скорлупы кокосовых орехов в качестве адсорбента для удаления тяжелых металлов и красителей из водных растворов [2], при разработке строительных материалов, таких как кирпичная плитка [3], цементных и полимерных композитов [4, 5], а также для изготовления активированного угля [6]. В свою очередь, красный шлам используется в качестве материала покрытия [7], в качестве заполнителя строительного раствора [8], минерального вяжущего материала [9], керамического материала [10], для выщелачивания тяжелых металлов и в целом для очистки сточных вод [11]. Некоторые исследователи применяли комбинацию биологических отходов с керамическими материалами для создания и оценки гибридного алюмоматричного композита. В работе [12] использовали золу скорлупы кокосового ореха и графен для оценки свойств абразивного износа. В работах [13] и [14] использовали смесь отходов сельского хозяйства в виде золы скорлупы кокосового ореха и золы баггаза (отход сахарного тростника) с оксидом алюминия для оценки механических свойств разработанного гибридного алюмоматричного композита. В работах [15] и [16] использовали смесь золы рисовой шелухи с красным шламом и глиноземом соответственно для оценки трибомеханического поведения гибридных алюмоматричных материалов.

Твердость

Твердость является важным параметром для проверки механической прочности композиционных материалов. Твердость композиционного материала зависит от различных факторов, таких как размер частиц наполнителя, термическая обработка, весовое соотношение упрочня-

ющего наполнителя и межзатомные связи между наполнителем и исходной матрицей. Ранее многие исследователи оптимизировали параметр твердости и пришли к выводу, что твердость композита повышается с увеличением размера частиц и термической обработки. Кроме того, твердость повышается до оптимального весового процента, который варьируется от упрочняющего наполнителя к композиту, поскольку обеспечивается хорошая межзатомная связь между упрочняющим наполнителем и матрицей, но при более высоком весовом проценте значение твердости снижается из-за агломерации упрочняющего наполнителя в слое матрицы, что вызывает образование ямок и полостей. Полости приводят к распространению трещин и снижению предела прочности и твердости [17].

Значения твердости зависят от множества параметров, таких как весовая доля упрочняющего наполнителя, инденторная нагрузка, поведение при обработке, межзатомные связи и др. По этой причине для экспериментов требуется большое количество образцов композита, и определять его характеристики становится дорого и трудоемко. Таким образом, планирование эксперимента и анализ Тагучи являются подходящими подходами для оптимизации входных и выходных параметров. В настоящей работе алюминиевый композиционный материал, полученный методом литья с перемешиванием, и его значение твердости по Бринеллю оптимизируются с помощью ANOVA и регрессионного анализа. Выбранный ортогональный массив L27 плана эксперимента, влияние отношения сигнала к шуму, график нормальной вероятности остатка, характеристики отклика и контурные диаграммы сведены в таблицу для различных составных выборок.

Материалы и методы

Алюминиевый сплав серии 5051 был выбран в качестве исходного материала благодаря высокой жесткости и отношению предела прочности к весу, высокой коррозионной стойкости, оптимальным тепловым свойствам и широкому использованию при разработке строительных материалов, в автомобильной и аэрокосмической промышленности. Красный шлам и зола скорлупы кокосовых орехов использовались в каче-

стве упрочняющего наполнителя для создания гибридного композитного материала. Красный шлам является твёрдыми отходами промышленного процесса обработки боксита и используется в качестве основного упрочняющего материала, содержание которого варьируется от 5 до 12,5 %, он закупался на алюминиевом заводе Balco. Около 100 кокосовых орехов были закуплены в различных храмах Джайпура для получения золы путем сжигания и просеивания. Доля золы скорлупы кокосовых орехов, используемой в качестве вспомогательного упрочняющего наполнителя, варьируется от 5 до 12,5 масс. %. Как красный шлам, так и зола скорлупы кокосовых орехов были должным образом просеяны, чтобы получить частицы размером около 50 мкм, поскольку твердость повышается с увеличением размера частиц.

Изготовление композиционного материала

Девять алюминиевых образцов были изготовлены методом литья с перемешиванием. Для литья металлического алюминия использовали керамические тигли. Красный шлам и скорлупа кокосового ореха были предварительно нагреты до 200 °С с целью удаления влаги перед процессом литья. Параметры плавления и перемешивания оптимизировали с помощью панели управления. Были заданы следующие значения параметров: скорость перемешивания 50...100 об/мин, время перемешивания 20 минут, температура плавления 800 °С, температура предварительного нагрева 200 °С. Для разлива расплавленного металла была изготовлена цилиндрическая форма диаметром 20 мм и длиной 250 мм. С использованием ортогонального массива L9 были подготовлены девять образцов, при этом выбирался весовой процент отдельно крас-

ного шлама и золы скорлупы кокосового ореха в количестве 5, 7,5 и 12,5 вес. %. Твердость каждого композиционного образца рассчитывалась путем выбора трех параметров инденторной нагрузки – 10, 20 и 30 кН, контрольные переменные которых представлены в табл. 1.

План эксперимента

Для определения характеристик материала требуется оптимальный выходной параметр с целью уменьшения количества переменных параметров, а также повышения эффективности и долговечности композитных образцов. Эта оптимизация достигается путем контроля входного параметра над выходным, а анализ Тагучи является оптимальной платформой для определения характеристик материалов [14]. Здесь три параметра – весовой процент красного шлама, весовой процент золы скорлупы кокоса и инденторная нагрузка – взяты для проверки реакции твердости по Бринеллю на гибридном алюминиевом композиционном материале. Для оценки реакции твердости были приняты три уровня входных параметров, поэтому для дисперсионного анализа и регрессионного анализа был выбран ортогональный массив L27, который является экспериментальным и прогнозируемым результатом регрессионного анализа, сведенным в табл. 1. В этой исследовательской работе с целью проверки значения твердости образцов гибридных алюминиевых композитов с помощью программного обеспечения Minitab 17 были проведены дисперсионный и регрессионный анализы. Весовой процент золы скорлупы кокосового ореха (CSA weight %), весовой процент красного шлама (RM weight %) и инденторная нагрузка приняты в качестве входных параметров. Уровень золы скорлупы кокосового ореха и красного шлама принят равным 5, 7,5 и 12,5 вес. % при

Таблица 1

Table 1

Уровень управляющих переменных для твердости

Level of Control variables for hardness

Переменная	Ед. измерения	Уровень I	Уровень II	Уровень III
Красный шлам	вес. %	5	7,5	12,5
Зола скорлупы кокосового ореха	вес. %	5	7,5	12,5
Нагрузка на индентор	кН	10	20	30

нагрузке 10, 15 и 20 кН. Значения твердости образцов композитов с разными параметрами приведены в табл. 2.

На рис. 1 показано влияние твердости на отношение сигнал/шум (SN), здесь отклик оптимизирован для большего значения твердости, а среднее значение отношения SN варьируется от 31 до 32,6 значения твердости, что показывает оптимальную изменчивость выходного отклика твердости. Композиционный материал с наибольшим процентом упрочняющего напол-

нителя в виде красного шлама и золы скорлупы кокосового ореха с самой высокой инденторной нагрузкой имеет максимальную твердость 52,44 НВ, которая почти на 95 % больше, чем у композиционного материала с самым низким процентом упрочняющего наполнителя (5 вес. % золы скорлупы кокосового ореха и 5 вес. % красного шлама) и инденторной нагрузкой 10 кН. Таким образом, значение твердости улучшается с увеличением объемной доли упрочняющего наполнителя при нагрузке [18].

Таблица 2

Table 2

Определение твердости по Бринеллю образцов алюминиевых композитов
Brinell hardness characterization of aluminum composite specimens

Красный шлам, %	Зола скорлупы кокосового ореха, %	Нагрузка на индентор, кН	Наблюдаемая твердость	Прогнозируемая твердость	Отношение сигнал/шум
5	5	10	33,52	32,78	30,50696
5	5	15	34,75	35,02	30,82105
5	5	20	36,61	37,30	31,27347
5	7,5	10	35,12	35,94	30,91267
5	7,5	15	36,11	38,22	31,15281
5	7,5	20	38,22	40,50	31,64756
5	12,5	10	35,47	35,71	30,99823
5	12,5	15	37,60	37,95	31,50574
5	12,5	20	38,38	40,27	31,68409
7,5	5	10	36,27	34,95	31,1922
7,5	5	15	38,60	37,22	31,73368
7,5	5	20	39,21	39,50	31,8698
7,5	7,5	10	37,64	35,94	31,51387
7,5	7,5	15	38,99	38,22	31,82011
7,5	7,5	20	39,93	40,50	32,02644
7,5	12,5	10	38,09	37,92	31,61843
7,5	12,5	15	39,85	40,20	32,00981
7,5	12,5	20	40,32	42,48	32,11192
12,5	5	10	38,49	39,36	31,70709
12,5	5	15	39,33	41,64	31,89633
12,5	5	20	42,39	43,94	32,54664
12,5	7,5	10	39,04	40,35	31,83158
12,5	7,5	15	40,60	42,63	32,17236
12,5	7,5	20	48,72	44,91	33,75489
12,5	12,5	10	41,53	42,34	32,3691
12,5	12,5	15	43,51	44,62	32,77234
12,5	12,5	20	52,44	46,9	34,39448

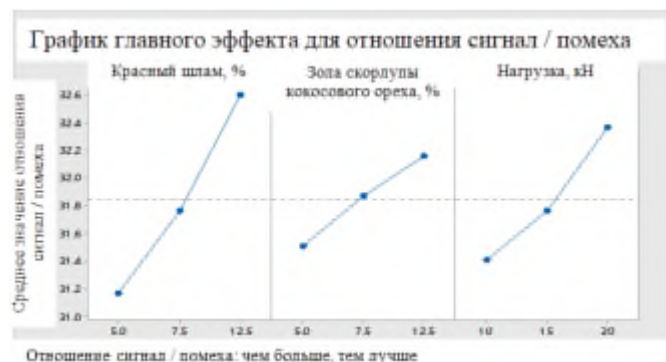


Рис. 1. Среднее влияние отношения сигнал/шум на твердость по Бринеллю

Fig. 1. Mean effect of signal-to-noise ratio on Brinell hardness

Изменение твердости

Изменение твердости гибридного алюминиевого композиционного материала, упрочненного красным шлаком (RM) и золой скорлупы кокосового ореха (CSA), представлено в табл. 2. Твердость повышается с увеличением процентного содержания упрочняющего наполнителя, поскольку твердая и хрупкая фаза наполнителя создает смазывающую плотность дислокаций, в то время как применение нагрузки плотности дислокаций приводит к образованию новых полей деформации, которые противостоят движению дислокаций [19]. Разница температур плавления между упрочняющим наполнителем и алюминиевой матрицей также активирует механизм деформационного упрочнения за счет переноса поля деформации вдоль границы зерна, что создает барьерное поле вдоль матрицы и препятствует вдавливанию индентора, а следовательно, повышает твердость композитов [20].

Из рис. 2 видно, что значение твердости увеличивается с ростом нагрузки, поскольку в условиях высокой нагрузки смазочный слой (образованный за счет термического несоответствия между упрочняющим наполнителем и алюминиевой матрицей) создает сильное силовое поле дислокации вдоль области границ зерен алюминия, которое сопротивляется вдавливанию индентора, что поддерживает тенденцию увеличения твердости. Из рис. 2 также видно, что твердость растет по мере увеличения процентного содержания упрочняющего наполнителя, поскольку сочетание обоих упрочняющих компонентов может измельчить зернистую струк-



Рис. 2. Изменение твердости в зависимости от нагрузки

Fig. 2. Hardness variation with respected to load

туру композита, а присутствие твердой и хрупкой фазы оксида кремния, оксида алюминия и оксида железа приводит к образованию прочной межзатомной связи между алюминиевой матрицей и упрочняющим наполнителем. При этом требуется большая инденторная нагрузка для облегчения царапания, что повышает твердость [21]. Согласно табл. 2 было использовано девять образцов, при этом выбирался весовой процент отдельно красного шлака и золы скорлупы кокосового ореха в количестве 5, 7,5 и 12,5 вес. %. Кроме того, для оценки изменения твердости выбраны три значения инденторной нагрузки: 10, 20 и 30 кН. Результаты оценки приведены на рис. 2.

Результаты и их обсуждения

Дисперсионный анализ (ANOVA)

В табл. 3 представлены данные откликов на выходную твердость и показано, что весовой процент красного шлака имеет более высокий ранг, чем инденторная нагрузка и доля золы скорлупы кокосового ореха. Это очень полезный инструмент для проверки влияния входного параметра на выходной отклик. В табл. 4 приведены результаты дисперсионного анализа, который является ценным инструментом для проверки соответствия различных входных переменных выходным результатам. Вклад весового процента красного шлака достигает 48,80 %, весового процента золы скорлупы кокосового ореха – 10,41 % и инденторной нагрузки – 23,01 %. Результаты того же типа представлены в таблице

Таблица 3

Table 3

Таблица значений твердости

Response table for hardness

Уровень	Красный шлам, %	Зола скорлупы кокосового ореха, %	Нагрузка на индентор, кН
1	36,20	37,69	37,25
2	38,77	39,38	38,82
3	42,90	40,81	41,56
Дельта	6,70	3,11	4,56
Место (ранг)	1	3	2

Таблица 4

Table 4

Результаты дисперсионного (ANOVA) анализа для твердости

ANOVA for Brinell hardness

Источник	Степень свободы <i>DF</i>	Скорректированное значение внутри- групповой измен- чивости (дисперсия ошибки) <i>Adj SS</i>	Скорректированное значение дисперсии <i>Adj MS</i>	<i>F</i> -зна- чение	<i>P</i> -зна- чение	Вклад, %
Красный шлам, %	2	205,446	102,723	65,54	0,000	48,80
Зола скорлупы кокосового ореха, %	2	43,744	21,872	13,96	0,002	10,41
Нагрузка на индентор, кН	2	96,652	48,326	30,83	0,000	23,01
Красный шлам, %.* Зола скорлупы кокосового ореха, %	4	16,548	4,137	2,64	0,113	3,94
Красный шлам, %.* Нагрузка на индентор, кН	4	40,826	10,206	6,51	0,012	9,73
Зола скорлупы кокосового ореха, %.* Нагрузка на индентор, кН	4	4,641	1,160	0,74	0,590	1,15
Погрешность	8	12,539	1,567	—	—	2,29
ИТОГО	26	420,396	—	—	—	—

* Среднеквадратическое отклонение $S = 1,2519$; $R^2 = 97,02$ %; скорректированное $R^2 = 90,31$ %

откликов. Влияние весового процента красного шлама на твердость превосходит влияние весового процента золы скорлупы кокосового ореха и инденторной нагрузки, поскольку красный шлам содержит промышленные соединения, такие как Al_2O_3 , Fe_2O_3 , SiO_2 , TiO_2 и другие, которые поддерживают механизм упрочнения алюминиевых композиционных материалов [14].

Значение коэффициента детерминации R^2 и скорректированное значение R^2 падают на 97,02 и 90,31 %, что показывает изменчивость выходного ответа в зависимости от различных входных параметров. Оба значения R находятся в хорошем диапазоне изменчивости, и этот анализ также используется для дальнейшей проверки механической твердости гибридного алюминиевого композиционного материала.

Регрессионный анализ

Для значения твердости было составлено уравнение линейной регрессии с использованием параметров для красного шлама, золы скорлупы кокосового ореха и инденторной нагрузки, принятых в качестве входных параметров:

$$HB = 21,78 + 0,883 \text{ красного шлама} + \\ + 0,397 \text{ золы скорлупы кокосового ореха} + \\ + 0,4562 \text{ инденторной нагрузки},$$

а отклик твердости по Бринеллю был проанализирован с уровнем вероятности 95 %.

Приведенное уравнение показывает регрессию твердости, а в табл. 1 показано прогнозируемое значение, основанное на этом уравнении. Обнаружено, что ошибка прогнозируемого значения по сравнению с экспериментальным значением составляет всего 4 %, поэтому данное уравнение регрессии можно использовать для дальнейшего анализа [22, 23].

График нормальной вероятности, построенный для уровня достоверности 95 %, и прямая линия показывают линию уравнения регрессии (рис. 3). С помощью этого остаточного значения показано, что все отклонения твердости очень близки к линии регрессии; из 27 данных около четырех выходят за пределы оптимального остаточного значения. Поэтому эту гибридную композиционную комбинацию можно считать подходящей для дальнейшего анализа расчета твердости.

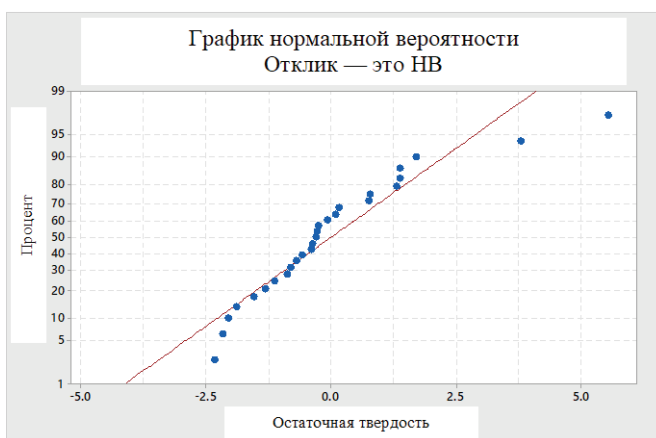
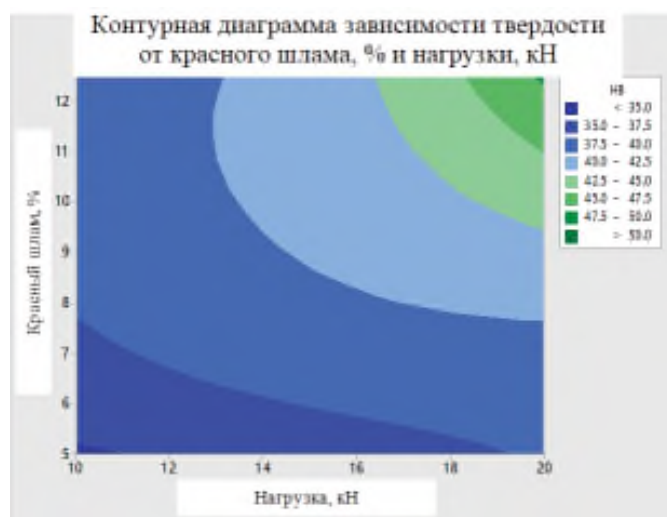


Рис. 3. График нормальной вероятности остаточной твердости гибридных алюминиевых композитов

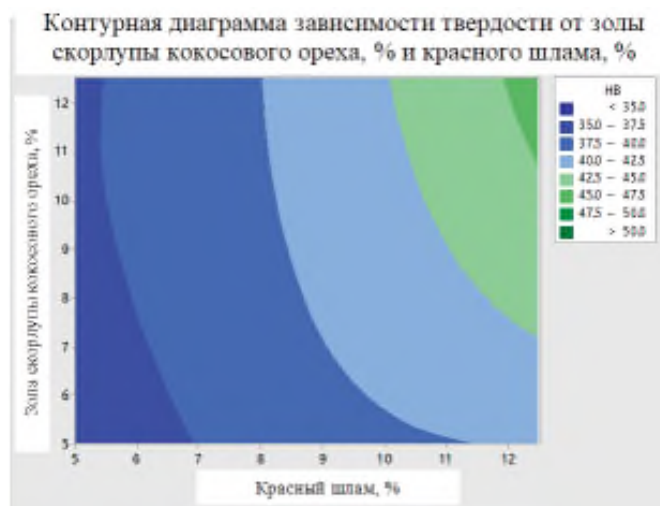
Fig. 3. Normal probability plot for residual on hardness of Hybrid Al composites

Влияние контурной диаграммы на твердость

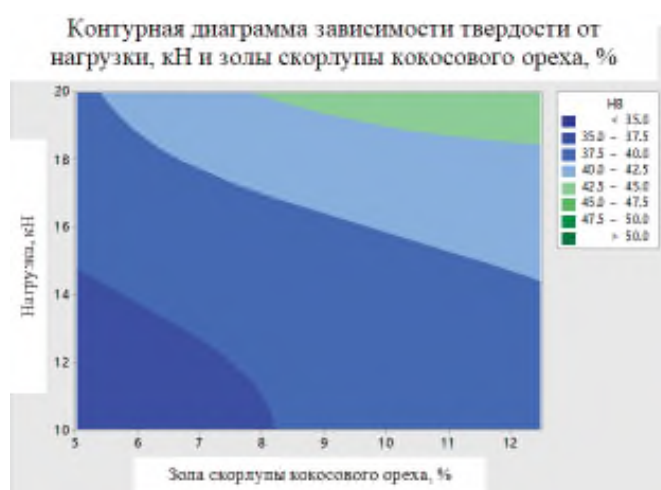
На рис. 4 показано изменение контурной диаграммы различных входных параметров в зависимости от выходных значений твердости. По осям абсцисс и ординат отображается комбинация весовых процентов красного шлама, золы скорлупы кокосового ореха и инденторной нагрузки. Результаты показывают, что все комбинированные максимальные вариации твердости приходятся на диапазон значений 37,5...40 HB, а диапазон значений 47,5...50 HB имеет очень малый диапазон площади. Весовой процент красного шлама оказывает более сильное влияние, чем весовой процент золы скорлупы кокосового ореха и изменение инденторной нагрузки. Значение твердости повышается с увеличением массовой доли красного шлама и изменением инденторной нагрузки; незначительный рост твердости происходит с повышением весового процента золы скорлупы кокосового ореха, поскольку летучий характер красного шлама в алюминиевой матрице и низкий удельный вес золы скорлупы кокосового ореха улучшают область контакта с поверхностью вдоль матрицы. Таким образом, больше промежуточной области контакта доступно для включения упрочняющего наполнителя, и благодаря эффекту спекания красный шлам и зола скорлупы кокосового ореха размещаются в промежуточной области, которая действует как барьер для деформационного движения под действием инденторной нагрузки, что повышает твердость [24].



а



б



в

Рис. 4. Контурная диаграмма изменения значения твердости в осях: красный шлам – нагрузка (а); нагрузка – зола из скорлупы кокосового ореха (б); зола из скорлупы кокосового ореха – красный шлам (в)

Fig 4. Variation of contour plot of Hardness value on (а) red mud vs load; (б) load vs coconut shell ash (в) coconut shell ash vs red mud

Закключение

Гибридный алюмоматричный композит успешно разработан путем армирования красным шламом и золой скорлупы кокосового ореха в процессе литья с перемешиванием при поддержании температуры в печи на уровне 800 °С. Было приготовлено девять образцов композита, твердость по Бринеллю оптимизированных образцов измерена с помощью твердомера. Для дисперсионного и регрессионного анализа использовался ортогональный массив L27 по методу Тагучи. В качестве входных данных были взяты три параметра: весовой процент красного шлама, весовой процент золы скорлупы кокоса и

инденторная нагрузка, а твердость – в качестве выходных данных. В результате оптимизационного анализа сделан вывод о том, что твердость композита растет за счет увеличения весового процента упрочняющего наполнителя и инденторной нагрузки. Согласно анализу откликов, весовой процент красного шлама вносит максимальный вклад в диапазоне 48,80 %, что превосходит вклад весового процента золы кокосового ореха и вклад инденторной нагрузки. Значение твердости показывает погрешность всего в 4 % по сравнению с прогнозируемым значением регрессии, и все значения твердости, попадающие в диапазон уравнения регрессии, показывают меньшую изменчивость остаточного значения.



Список литературы

1. Verma N., Vettivel S.C. Characterization and experimental analysis of boron carbide and rice husk ash reinforced AA7075 aluminium alloy hybrid composite // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 741. – P. 981–998. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.185.

2. Bharathi P., Kumar T.S. Mechanical characteristics and wear behaviour of Al/SiC and Al/SiC/B4C hybrid metal matrix composites fabricated through powder metallurgy route // *Silicon*. – 2023. – Vol. 15 (10). – P. 4259–4275. – DOI: 10.1007/s12633-023-02347-0.

3. Sundarababu J., Anandan S.S., Grisevicius P. Evaluation of mechanical properties of biodegradable coconut shell/rice husk powder polymer composites for light weight applications // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 39. – P. 1241–1247.

4. A new treatment for coconut fibers to improve the properties of cement-based composites – Combined effect of natural latex/pozzolanic materials / E.J. Da Silva, M.L. Marques, F.G. Velasco, C.F. Junior, F.M. Luzardo, M.M. Tashima // *Sustainable Materials and Technologies*. – 2017. – Vol. 12. – P. 44–51. – DOI: 10.1016/j.susmat.2017.04.003.

5. Fabrication and characterization of adding coconut shell activated nanocarbon to lightweight concrete / H. Lubis, E. Sharman, E. Chairina, I. Siregar, M. Rizky, D. Maiya, T. Machdhalie // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2020. – Vol. 1428 (1). – P. 012039. – DOI: 10.1088/1742-6596/1428/1/012039.

6. The feasibility of using red mud in coatings based on glyptal resins / L. Melnyk, O. Myronyuk, V. Ratushnyi, D. Baklan // *French-Ukrainian Journal of Chemistry*. – 2020. – Vol. 8 (1). – P. 88–94. – DOI: 10.17721/fujcV8I1P88-94.

7. Feasibility of preparing red mud-based cementitious materials: Synergistic utilization of industrial solid waste, waste heat, and tail gas / Z. Li, J. Zhang, S. Li, C. Lin, Y. Gao, C. Liu // *Journal of Cleaner Production*. – 2021. – Vol. 285. – P. 124896. – DOI: 10.1016/j.jclepro.2020.124896.

8. Kang S.P., Kwon S.J. Effects of red mud and alkali-activated slag cement on efflorescence in cement mortar // *Construction and Building Materials*. – 2017. – Vol. 133. – P. 459–467. – DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.12.123.

9. A laboratory-scale experimental investigation on the reuse of a modified red mud in ceramic materials production / C. Scribot, W. Maherzi, M. Benzerzour, Y. Mamindy-Pajany, N.E. Abriak // *Construction and Building Materials*. – 2018. – Vol. 163. – P. 21–31. – DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2017.12.092.

10. Efficient removal of antimony (III) in aqueous phase by nano-Fe₃O₄ modified high-iron red mud: study on its performance and mechanism / Y. Peng, L. Luo,

S. Luo, K. Peng, Y. Zhou, Q. Mao, Y. Yang // *Water*. – 2021. – Vol. 13 (6). – P. 809. – DOI: 10.3390/w13060809.

11. Sharma R., Pradhan M.K., Jain P. Fabrication, characterization and optimal selection of aluminium alloy 8011 composites reinforced with B₄C-aloe vera ash // *Materials Research Express*. – 2023. – Vol. 10 (11). – P. 116513. – DOI: 10.1088/2053-1591/acec32.

12. Optimizing wear performance: comprehensive analysis of aluminium 6061 metal matrix composites reinforced with coconut shell ash and graphene / L.J. Kumar, J.P. Ganjigatti, G. Irfan, R. Thara // *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D*. – 2024. – P. 1–17. – DOI: 10.1007/s40033-023-00630-3.

13. Kumar A., Singh R.C., Chaudhary R. Investigation of nano-Al₂O₃ and micro-coconut shell ash (CSA) reinforced AA7075 hybrid metal-matrix composite using two-stage stir casting // *Arabian Journal for Science and Engineering*. – 2022. – Vol. 47 (12). – P. 15559–15573. – DOI: 10.1007/s13369-022-06728-2.

14. Experimental analysis and mechanical characterization of Al 6061/alumina/bagasse ash hybrid reinforced metal matrix composite using vacuum-assisted stir casting method / N.K. Chandla, Yashpal, S. Kant, M.M. Goud, C.S. Jawalkar // *Journal of Composite Materials*. – 2020. – Vol. 54 (27). – P. 4283–4297. – DOI: 10.1177/0021998320929417.

15. Dewangan R., Pandey P.K., Dohare R. Analysis on mechanical behaviour of hybrid aluminium metal matrix composite material using rice husk ash and iron ore tailing // *Turkish Online Journal of Qualitative Inquiry*. – 2021. – Vol. 12 (3).

16. Gupta V., Kumar R. Investigating the mechanical and tribological properties of aluminium metal matrix composite reinforced with rice husk ash and aluminium oxide // *International Journal of Precision Technology*. – 2020. – Vol. 9 (4). – P. 324–334. – DOI: 10.1504/IJPTech.2020.112697.

17. Singh J., Chauhan A. Investigations on dry sliding frictional and wear characteristics of SiC and red mud reinforced Al2024 matrix hybrid composites using Taguchi's approach // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*. – 2019. – Vol. 233 (9). – P. 1923–1938. – DOI: 10.1177/1464420718803126.

18. Development of novel stir cast aluminium composite with modified coconut shell ash filler / B. Panda, C.A. Niranjana, A.D. Vishwanatha, P. Harisha, K.R. Chandan, R. Kumar // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 22. – P. 2715–2724. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.402.

19. Kar C., Surekha B. Characterisation of aluminium metal matrix composites reinforced with titanium carbide and red mud // *Materials Research Innovations*. – 2021. – Vol. 25 (2). – P. 67–75. – DOI: 10.1080/14328917.2020.1735683.

20. Development of aluminium 5056/SiC/bagasse ash hybrid composites using stir casting method / T.M. Harish, S. Mathai, J. Cherian, K.M. Mathew, T. Thomas, K.V. Prasad, V.C. Ravi // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 27. – P. 2635–2639. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.11.081.

21. Effect of red mud on mechanical and microstructural characteristics of aluminum matrix composites / P. Samal, R. Raj, R.K. Mandava, P.R. Vundavilli // *Advances in Materials and Manufacturing Engineering: Proceedings of ICAMME 2019*. – Singapore: Springer, 2020. – P. 75–82. – DOI: 10.1007/978-981-15-1307-7_8.

22. Biswas R., Sarkar A. A two-step approach for arsenic removal by exploiting an autochthonous Delftia

sp. BAs29 and neutralized red mud // *Environmental Science and Pollution Research*. – 2021. – Vol. 28. – P. 40665–40677. – DOI: 10.1007/s11356-020-10665-8.

23. Kumar P.V., Paranthaman P. Friction stir welding process parametric optimization of hybrid aluminium-bagasse ash-graphite composite by Taguchi approach // *Materials Today: Proceedings*. – 2021. – Vol. 37. – P. 764–768. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.05.789.

24. Khalid M.Y., Umer R., Khan K.A. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloys and metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications // *Results in Engineering*. – 2023. – Vol. 20. – P. 101372. – DOI: 10.1016/j.rineng.2023.101372.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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 hardness behavior in aluminum matrix composites reinforced with coconut shell ash and red mud using Taguchi analysis

Rishi Dewangan^{1, a}, Bhupendra Sharma^{2, b}, Shyam Sharma^{3, c, *}

¹ Department of Mechanical Engineering, Amity University Rajasthan, Jaipur, 303002, India

² Department of Mechanical Engineering, Amity University Uttar Pradesh, Noida, 201313, India

³ Department of Mechanical Engineering, Manipal University Jaipur, Jaipur, 303007, India

^a  <https://orcid.org/0000-0002-1973-6726>,  rdewangan@jpr.amity.edu; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-3207-7286>,  bpsharma@amity.edu;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>,  shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 April 2024

Revised: 17 May 2024

Accepted: 22 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Anova analysis

Coconut Shell Ash

Hardness

Red Mud

ABSTRACT

Introduction: in present scenario, light and high strength aluminium metal matrix composite are extensively used due to its high mechanical and tribological properties. Aluminium metal matrix composite reinforced with ceramic and industrial waste can customize its mechanical-chemical behavior. **The purpose of the work:** to create an aluminum matrix composite material using ceramic (primary) and industrial (secondary) waste represented by red mud and coconut shell ash, respectively. The mass fraction of the strengthening phase varied from 5 to 12.5 wt. % respectively with the residual mass percentage of the aluminum alloy. **Method of investigation:** nine specimens of composite materials were prepared by stir casting. Stirring was carried out at a speed of 50 to 100 rpm for 20 minutes at a temperature of 800 °C. **Result and Discussion:** the hardness behavior of the aluminum metal matrix composite was studied at an indentation load of 10, 15 and 20 kN. Taguchi method with L27 orthogonal array was selected to conduct analysis of variance (ANOVA) and regression analysis by selecting the mass percentage of red mud and mass percentage of coconut shell ash. The indentation load was used as an input parameter, and the hardness behavior was taken as an output parameter. The signal-to-noise ratio, response rank table, contour plot, and normal probability plot are investigated and it is found that hardness values improve with the addition of both reinforcing components and indenter load. The results show that the hardness value varies from 33.34 HB to 53.44 HB, and the effect of red mud mass percentage is more significant than the indenter load and coconut shell ash mass percentage.

For citation: Dewangan R., Sharma B.P., Sharma S.S. Investigation of hardness behavior in aluminum matrix composites reinforced with coconut shell ash and red mud using Taguchi analysis. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 179–191. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-179-191. (In Russian).

References

1. Verma N., Vettivel S.C. Characterization and experimental analysis of boron carbide and rice husk ash reinforced AA7075 aluminium alloy hybrid composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 741, PP. 981–998. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.01.185.
2. Bharathi P., Kumar T.S. Mechanical characteristics and wear behaviour of Al/SiC and Al/SiC/B4C hybrid metal matrix composites fabricated through powder metallurgy route. *Silicon*, 2023, vol. 15 (10), pp. 4259–4275. DOI: 10.1007/s12633-023-02347-0.
3. Sundarababu J., Anandan S.S., Griskevicius P. Evaluation of mechanical properties of biodegradable coconut shell/rice husk powder polymer composites for light weight applications. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 39, pp. 1241–1247.
4. Da Silva E.J., Marques M.L., Velasco F.G., Junior C.F., Luzardo F.M., Tashima M.M. A new treatment for coconut fibers to improve the properties of cement-based composites – Combined effect of natural latex/pozzolanic materials. *Sustainable Materials and Technologies*, 2017, vol. 12, PP. 44–51. DOI: 10.1016/j.susmat.2017.04.003.

* Corresponding author

Sharma Shyam S., D.Sc. (Engineering), Assistant Professor

Manipal University Jaipur,

303007, Jaipur, India

Tel.: +91-9887765320, e-mail: shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

5. Lubis H., Sharman E., Chairina E., Siregar I., Rizky M., Maiya D., Machdhalie T. Fabrication and characterization of adding coconut shell activated nanocarbon to lightweight concrete. *Journal of Physics: Conference Series*, 2020, vol. 1428 (1), p. 012039. DOI: 10.1088/1742-6596/1428/1/012039.
6. Melnyk L., Myronyuk O., Ratushniy V., Baklan D. The feasibility of using red mud in coatings based on glyptal resins. *French-Ukrainian Journal of Chemistry*, 2020, vol. 8 (1), pp. 88–94. DOI: 10.17721/fujcV8I1P88-94.
7. Li Z., Zhang J., Li S., Lin C., Gao Y., Liu C. Feasibility of preparing red mud-based cementitious materials: Synergistic utilization of industrial solid waste, waste heat, and tail gas. *Journal of Cleaner Production*, 2021, vol. 285, p. 124896. DOI: 10.1016/j.jclepro.2020.124896.
8. Kang S.P., Kwon S.J. Effects of red mud and alkali-activated slag cement on efflorescence in cement mortar. *Construction and Building Materials*, 2017, vol. 133, pp. 459–467. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2016.12.123.
9. Scribot C., Maherzi W., Benzerzour M., Mamindy-Pajany Y., Abriak N.E. A laboratory-scale experimental investigation on the reuse of a modified red mud in ceramic materials production. *Construction and Building Materials*, 2018, vol. 163, pp. 21–31. DOI: 10.1016/j.conbuildmat.2017.12.092.
10. Peng Y., Luo L., Luo S., Peng K., Zhou Y., Mao Q., Yang Y. Efficient removal of antimony (III) in aqueous phase by nano-Fe₃O₄ modified high-iron red mud: study on its performance and mechanism. *Water*, 2021, vol. 13 (6), p. 809. DOI: 10.3390/w13060809.
11. Sharma R., Pradhan M.K., Jain P. Fabrication, characterization and optimal selection of aluminium alloy 8011 composites reinforced with B₄C-aloe vera ash. *Materials Research Express*, 2023, vol. 10 (11), p. 116513. DOI: 10.1088/2053-1591/acec32.
12. Kumar L.J., Ganjigatti J.P., Irfan G., Thara R. Optimizing wear performance: comprehensive analysis of aluminium 6061 metal matrix composites reinforced with coconut shell ash and graphene. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D*, 2024, pp. 1–17. DOI: 10.1007/s40033-023-00630-3.
13. Kumar A., Singh R.C., Chaudhary R. Investigation of nano-Al₂O₃ and micro-coconut shell ash (CSA) reinforced AA7075 hybrid metal–matrix composite using two-stage stir casting. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2022, vol. 47 (12), pp. 15559–15573. DOI: 10.1007/s13369-022-06728-2.
14. Chandla N.K., Yashpal, Kant S., Goud M.M., Jawalkar C.S. Experimental analysis and mechanical characterization of Al 6061/alumina/bagasse ash hybrid reinforced metal matrix composite using vacuum-assisted stir casting method. *Journal of Composite Materials*, 2020, vol. 54 (27), pp. 4283–4297. DOI: 10.1177/0021998320929417.
15. Dewangan R., Pandey P.K., Dohare R. Analysis on mechanical behaviour of hybrid aluminium metal matrix composite material using rice husk ash and iron ore tailing. *Turkish Online Journal of Qualitative Inquiry*, 2021, vol. 12 (3).
16. Gupta V., Kumar R. Investigating the mechanical and tribological properties of aluminium metal matrix composite reinforced with rice husk ash and aluminium oxide. *International Journal of Precision Technology*, 2020, vol. 9 (4), pp. 324–334. DOI: 10.1504/IJPTech.2020.112697.
17. Singh J., Chauhan A. Investigations on dry sliding frictional and wear characteristics of SiC and red mud reinforced Al2024 matrix hybrid composites using Taguchi's approach. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 2019, vol. 233 (9), pp. 1923–1938. DOI: 10.1177/1464420718803126.
18. Panda B., Niranjana C.A., Vishwanatha A.D., Harisha P., Chandan K.R., Kumar R. Development of novel stir cast aluminium composite with modified coconut shell ash filler. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 22, pp. 2715–2724. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.03.402.
19. Kar C., Surekha B. Characterisation of aluminium metal matrix composites reinforced with titanium carbide and red mud. *Materials Research Innovations*, 2021, vol. 25 (2), pp. 67–75. DOI: 10.1080/14328917.2020.1735683.
20. Harish T.M., Mathai S., Cherian J., Mathew K.M., Thomas T., Prasad K.V., Ravi V.C. Development of aluminium 5056/SiC/bagasse ash hybrid composites using stir casting method. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 27, pp. 2635–2639. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.11.081.
21. Samal P., Raj R., Mandava R.K., Vundavilli P.R. Effect of red mud on mechanical and microstructural characteristics of aluminum matrix composites. *Advances in Materials and Manufacturing Engineering: Proceedings of ICAMME 2019*. Singapore, Springer, 2020, pp. 75–82. DOI: 10.1007/978-981-15-1307-7_8.



22. Biswas R., Sarkar A. A two-step approach for arsenic removal by exploiting an autochthonous *Delftia* sp. BAs29 and neutralized red mud. *Environmental Science and Pollution Research*, 2021, vol. 28, pp. 40665–40677. DOI: 10.1007/s11356-020-10665-8.

23. Kumar P.V., Paranthaman P. Friction stir welding process parametric optimization of hybrid aluminium-bagasse ash-graphite composite by Taguchi approach. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 37, pp. 764–768. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.05.789.

24. Khalid M.Y., Umer R., Khan K.A. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloys and metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications. *Results in Engineering*, 2023, vol. 20, p. 101372. DOI: 10.1016/j.rineng.2023.101372.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Влияние технологических параметров на микроструктуру и свойства сплава AlSiMg, полученного методом селективного лазерного плавления

Наталья Сапрыкина^{1, а, *}, Александр Сапрыкин^{1, б}, Юрий Шаркеев^{2, с}, Егор Ибрагимов^{1, д}

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

² Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, г. Томск, 634055, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>, saprikina@tpu.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>, sapraa@tpu.ru;

^с <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>, sharkeev@ispms.tsc.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>, egor83rus@tpu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.78

История статьи:

Поступила: 05 июня 2024

Рецензирование: 17 июня 2024

Принята к печати: 28 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Селективное лазерное плавление

Металлический порошок

Пористость

Стратегия сканирования

Режимы селективного лазерного

плавления

Микротвердость

Энерговклад

Сплав системы алюминий-кремний-магний

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491/>

Благодарности

Авторы выражают благодарность к.т.н. М.А. Химич, к.т.н. В.В. Чебодаевой, И.А. Глухову за помощь в проведении исследований. В работе применялось оборудование ЦКП НМНТ ТПУ.

Для цитирования: Влияние технологических параметров на микроструктуру и свойства сплава AlSiMg, полученного методом селективного лазерного плавления / Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П., Ибрагимов Е.А. // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 192–207. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-192-207.

*Адрес для переписки

Сапрыкина Наталья Анатольевна, к.т.н., доцент
 Национальный исследовательский
 Томский политехнический университет,
 пр. Ленина, 30,
 634050, г. Томск, Россия
 Тел.: +7 923 49-72-483, e-mail: saprikina@tpu.ru

АННОТАЦИЯ

Введение. Развитие аддитивных технологий направлено на синтез новых порошковых композиций для установок селективного лазерного плавления и исследование влияния параметров режима на стабильное качество изделий. **Целью данной работы** является изучение влияния стратегии сканирования на микроструктуру, элементный состав, пористость и плотность образцов, полученных методом селективного лазерного плавления из порошков несферической формы (Al 91 масс. %, Si 8 масс. %, Mg 1 масс. %), подвергнутых специальной подготовке для определения оптимальных условий селективного лазерного плавления. **Методами исследования** являются рентгеноструктурный и рентгенофазовый анализ, а также просвечивающая электронная микроскопия. **В работе исследованы** образцы, сформированные на четырех разных стратегиях сканирования. **Результаты и обсуждения.** Разработан перспективный алюминиевый сплав AlSi8Mg для селективного лазерного плавления. Материал имеет хорошую технологичность и низкую стоимость порошка. Технологические параметры плавления позволяют сформировать тонкую структуру с низким уровнем пористости. Исследован механизм влияния стратегии сканирования на пористость, морфологию поверхности, относительную плотность и микроструктуру. Образец из порошковой композиции AlSi8Mg с высокой относительной плотностью 99,97 % был изготовлен методом селективного лазерного плавления с плотностью энергии 200 Дж/мм³ со стратегией сканирования образца, когда направление движения лазера меняется на угол 90° каждый нечетный слой. Доказано, что плотность сплава AlSi8Mg зависит от применяемой стратегии сканирования. Расчетная плотность образца составила 2,5 г/см³, что соответствует плотности силумина. Анализ РЭМ-изображений и карт распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов показал, что разные стратегии получения образцов не влияют на характер распределения кремния. В готовом сплаве AlSi8Mg наблюдается уникальная зеренная структура. Ванна расплава состоит из мелких зерен на границе и крупных зерен в центре. Образование мелких зерен объясняется добавлением Si и высокой скоростью охлаждения во время селективного лазерного плавления.

Введение

Селективное лазерное плавление (СЛП) является технологией аддитивного производства (АП), при которой для послойного создания изделий происходит плавление металлического

порошка лучом лазера по заданной траектории. В сравнении с традиционными технологиями производства СЛП имеет ряд преимуществ, таких как быстрое создание прототипов, изготовление деталей сложной формы и сокращение времени выполнения заказа. Развитие технологии направлено на синтез новых порошковых композиций для установок СЛП, исследование влияния параметров режима на стабильное качество изделий, повторяемость и воспроизводимость на разных установках [1].

Порошок алюминия и сплавов на его основе является одним из распространенных материалов в автомобильной, аэрокосмической и авиационной промышленности, так как имеет превосходное соотношение прочности и массы, хорошую тепло- и электропроводность, обладает коррозионной стойкостью. В последнее время порошок на основе алюминия также является объектом исследований для применения в установках селективного лазерного плавления [2]. Эта технология позволяет не только сократить цикл проектирования и производства, но и получить сплав с уникальной структурой в процессе быстрого расплавления и охлаждения металлического порошка [3].

В настоящее время известно о большом количестве исследований по получению изделий из порошков на основе алюминия методом СЛП [4–6] и даны рекомендации по улучшению качества получаемых изделий. Так, при определении условий СЛП учитываются физические свойства алюминия: высокий коэффициент теплового расширения, высокая усадка при затвердевании, низкий уровень поглощения энергии лазера, формирование прочной оксидной пленки, высокая теплопроводность и относительно широкий диапазон температур затвердевания [7–9]. В процессе селективного лазерного плавления порошков на основе алюминия возникали дефекты поверхности и внутренней структуры, такие как пористость, искажение слоев, растрескивание, низкая точность размеров и шероховатость поверхности [10]. Зачастую эти дефекты связаны с развитием неравномерных температурных градиентов по сплавляемой поверхности, с загрязнением порошков оксидами, а также с неоднородностью поверхностного натяжения, которое препятствует сцеплению расплава с подложкой и межслойному соединению [11]. Все исследо-

вания проведены на образцах, полученных из специальных порошков сферической формы необходимых сплавов, имеющих высокую стоимость. Относительная плотность образцов из порошков сферической формы имеет значение более 99,5 %, она получена за счет оптимизации параметров лазерного сканирования из сплавов AlSi10Mg [12, 13], Al-12Si [14] и AlSi7Mg [15]. Кроме того, эти образцы показали превосходные механические свойства сформированной мелкой ячеистой дендритной микроструктуры, вызванной особенностью процесса СЛП [16]. Несмотря на достижения в области аддитивных технологий, только из ограниченного количества алюминиевых сплавов можно изготовить изделие высокого качества методом СЛП [17]. Полностью плотные и не имеющие трещин образцы из порошков на основе алюминия могут быть получены с использованием СЛП в узком диапазоне режима [18, 19], который подбирается экспериментально для каждого материала. Исследования образцов из порошков несферической формы учеными не описаны.

Условия СЛП включают в себя более 120 параметров, в той или иной мере влияющих на качество изделия. Помимо режима селективного лазерного плавления стратегия сканирования также является одним из параметров обработки, влияющим на формирование микроструктуры и свойства получаемых деталей. Контролируя направление теплового потока между слоями за счет стратегии сканирования лучом лазера, можно формировать различные зеренные структуры и изменять направление роста межслойных зерен [20]. Высокие энергозатраты и неравномерное распределение температуры приводят к огромным температурным градиентам, большим термическим напряжениям и деформации. Термические градиенты температуры, направление теплового потока и скорость охлаждения оказывают очень важное влияние на плотность дислокаций, размер зерна и текстуру изготавливаемых деталей.

Целью данной работы является изучение влияния стратегии сканирования на микроструктуру, элементный состав, пористость и плотность образцов, полученных методом селективного лазерного плавления из порошков несферической формы (Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. %, Mg – 1 масс. %), которые были подвергнуты специаль-

ной подготовке, описанной в ранее опубликованных статьях [21], для определения оптимальных условий СЛМ.

Поставленная цель требует решения следующих *задач*:

- получение образцов методом селективного лазерного плавления с разной стратегией сканирования из подготовленной порошковой композиции [21];
- выявление оптимальной стратегии сканирования, которая позволяет получить образец с наименьшей пористостью без изменения других параметров плавления;
- определение плотности образцов, исследование структурно-фазового состава образца методом просвечивающей микроскопии.

Методика исследований

Исследования проведены на 3D-принтере ВАРИСКАФ-100МВС, изготовленном в Юргинском технологическом институте Томского политехнического университета. Установка оборудована иттербиевым волоконным лазером мощностью 100 Вт с длиной волны 1070 нм. Процесс формирования и исследование порошковой композиции AlSiMg из однокомпонентных порошков алюминия, кремния и магния были описаны ранее [21]. Для анализа влияния стратегии сканирования на микроструктуру, элементный состав, пористость и плотность образцов режимы были определены поисковыми экспериментами и описаны в статье [22]. Образцы размером 10×10×3 мм получены на следующих параметрах режима: скорость сканирования $V = 225$ мм/с, шаг сканирования $S = 0,08$ мм, мощность лазера $P = 90$ Вт, толщина слоя порошка $h = 0,025$ мм. Температура рабочего стола в начале цикла СЛП составляла +25 °С, плавление порошка происходило в защитной среде аргона. Плотность энергии, равная 200 Дж/мм³, обеспечивает достаточное количество тепла для расплавления порошка и способствует переплавке части предыдущего слоя и дорожки расплава для плавного соединения соседних слоев [22]. После формирования образцы шлифовали и полировали на алмазных пастах с удалением верхнего слоя на величину 400 мкм. Пористость определена как среднее значение по девяти оптическим изображениям поверхности шлифа. Схема съемки представлена на рис. 1.



Рис. 1. Схема съемки

Fig. 1. Shooting pattern

Исследования структурно-фазового состояния образца выполнены на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100. Условия съемки: ускоряющее напряжение – 200 кВ, увеличение – 6000...1 500 000 крат, «длина колонны» в микродифракционном режиме – 100 см. Идентификация фаз проводилась при помощи международной картотечной базы данных ICDD PDF4+ (International Center for Diffraction Data).

Для изучения влияния стратегии сканирования на микроструктуру и пористость образцов реализованы четыре стратегии. Стратегия сканирования I ($\angle 90^\circ$), при которой направление движения лазера меняется на угол 90° от слоя к слою, показана на рис. 2.

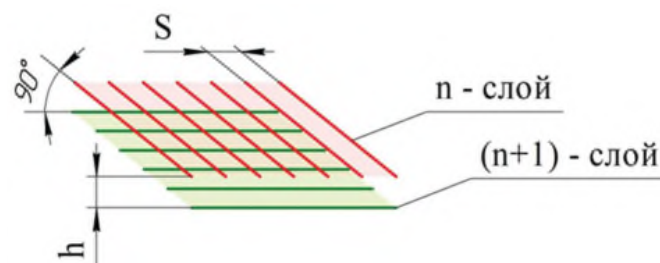


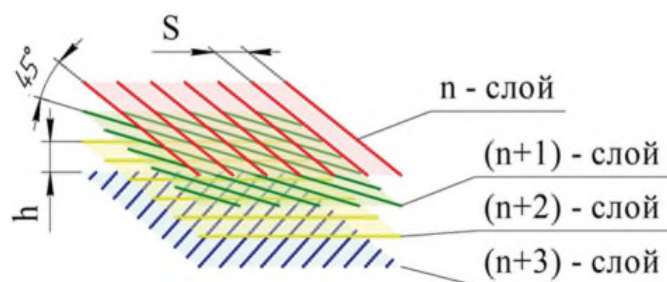
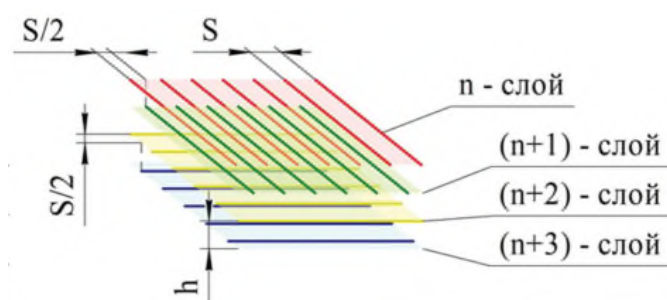
Рис. 2. Стратегия сканирования I ($\angle 90^\circ$)

Fig. 2. Scanning strategy I ($\angle 90^\circ$)

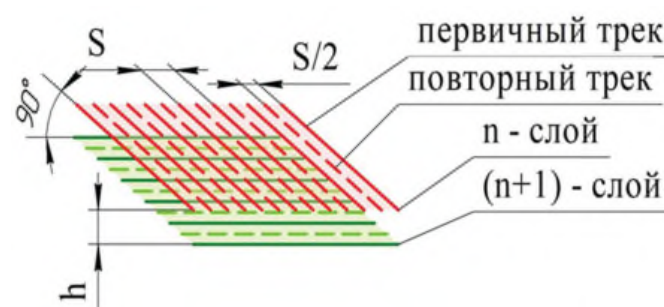
При стратегии сканирования II ($\angle 45^\circ$) направление движения лазера меняется на угол 45° от слоя к слою (рис. 3).

При стратегии III ($\angle 90^\circ S/2$) формирование образца происходит, когда направление движения лазера меняется на угол 90° каждый нечетный слой ($n, n + 2$, и т. д.). Каждый четный слой ($n + 1, n + 3$) движение лазерного луча происходит параллельно предыдущему слою, при этом трек смещается на расстояние $S/2$. Стратегия III представлена на рис. 4.

Согласно стратегии сканирования IV ($\angle 90^\circ$ п.п.) каждый слой сканируется лучом лазера два раза

Рис. 3. Стратегия сканирования II ($\angle 45$)Fig. 3. Scanning strategy II ($\angle 45$)Рис. 4. Стратегия сканирования III ($\angle 90S/2$)Fig. 4. Scanning strategy III ($\angle 90S/2$)

(двойной переплав), при втором проходе шаг смещается на расстояние $S/2$, а направление движения лазера меняется на угол 90° от слоя к слою (рис. 5).

Рис. 5. Стратегия сканирования IV ($\angle 90$ п.п.)Fig. 5. Scanning strategy IV ($\angle 90$ p.p.)

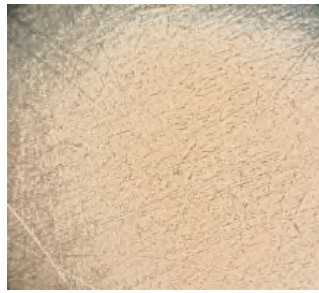
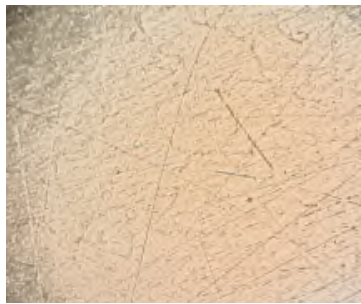
Результаты и их обсуждение

Фотографии структуры образцов, сформированных с разными стратегиями сканирования из композиции порошков на режимах СЛП [22] $P = 90$ Вт, $V = 225$ мм/с, $S = 0,08$ мм, $h = 0,025$ мм, $t = 25^\circ\text{C}$, представлены в табл. 1.

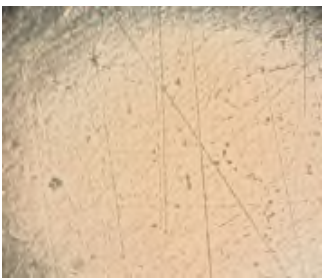
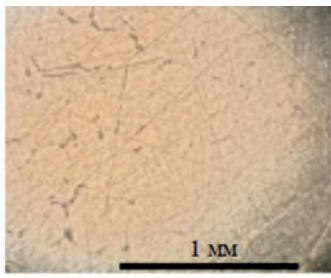
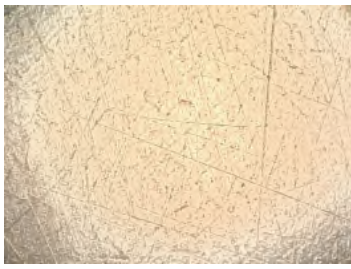
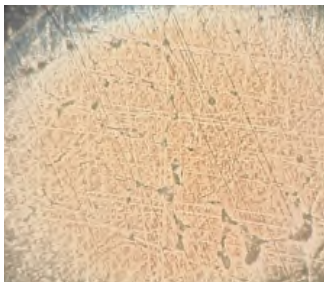
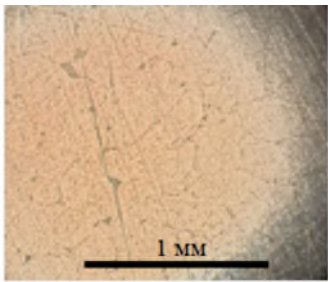
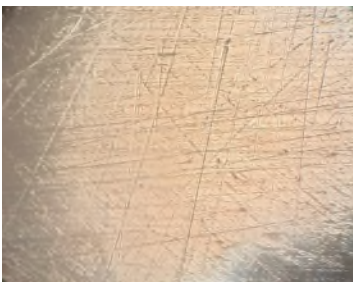
Таблица 1

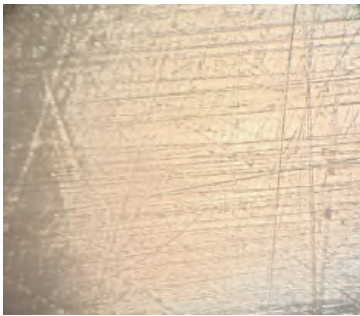
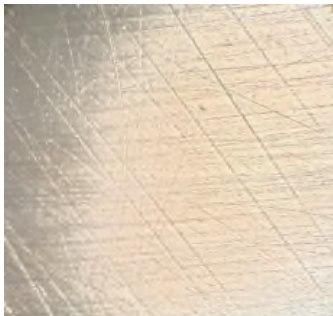
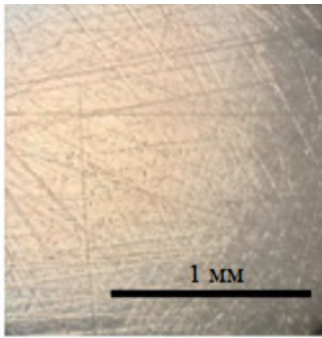
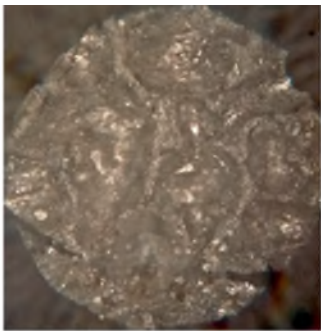
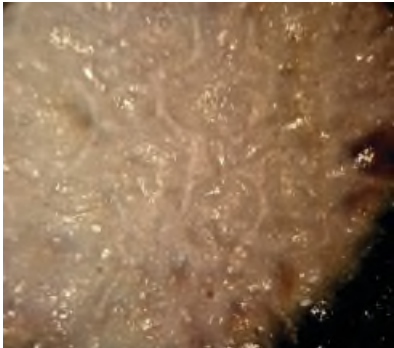
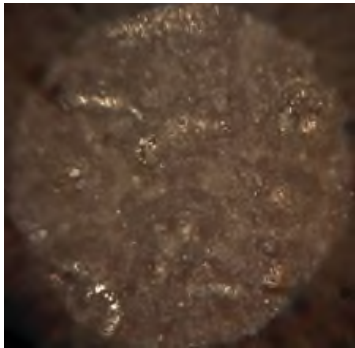
Table 1

Фотографии структуры образца и значения пористости, % Photos of the specimen structure and porosity values, %

Стратегия сканирования I ($\angle 90$) Scanning strategy I ($\angle 90$)		
		
0,01	0,02	0,01
		
0,43	0,39	0,06

Продолжение табл. 1
Continuation of the table 1

		
0,63	0,35	0,93
«Средняя» пористость 0,31 %		
Стратегия сканирования II ($\angle 45$) / Scanning strategy II ($\angle 45$)		
		
0,11	0,09	0,05
		
0,18	0,14	0,06
		
0,11	1,36	0,47
«Средняя» пористость 0,29 %		
Стратегия сканирования III ($\angle 90S/2$) / Scanning strategy III ($\angle 90S/2$)		
		
0,04	0,01	0,02

		
0,06	0,01	0,02
		
0,05	0,04	0,03
«Средняя» пористость 0,03 %		
Стратегия сканирования IV ($\angle 90$ п.п.) / Scanning strategy IV ($\angle 90$ п.п.)		
		
1 мм		

В результате двойного переплава на поверхности слоя были сформированы крупные капли расплава размером 0,2...0,5 мм, что привело к неравномерному нанесению следующего порошкового слоя и появлению непроплавов. По этой причине не удалось вырастить образец необходимой толщины. Для данного образца пористость не оценивалась ввиду нецелесообразности. График зависимости среднего значения пористости от стратегии сканирования показывает, что наименьшее значение пористости 0,03 % имеет образец, полученный при помощи стратегии III (рис. 6).

Плотность является важным показателем для оценки качества деталей. С помощью штангенциркуля произведено измерение габаритных размеров образцов длина $\times$ ширина $\times$ высота, которое составило 10 $\times$ 10 $\times$ 3 мм соответственно. С помощью аналитических весов ВСТ-600/10 измерена масса образцов, которая составила 0,748 г для образца, полученного с применением стратегии сканирования I, и 0,75 г – по стратегии сканирования II. Расчетная плотность образцов стратегий сканирования I и II – 2,49 г/см³, а образца, полученного с применением стратегии сканирования III, – 2,5 г/см³, что соответствует плотности силумина.

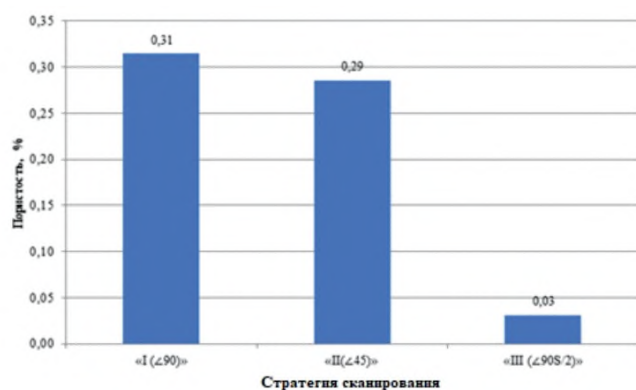


Рис. 6. Зависимость среднего значения пористости образца от стратегии сканирования

Fig. 6. Dependence of the average porosity of the specimen on the scanning strategy

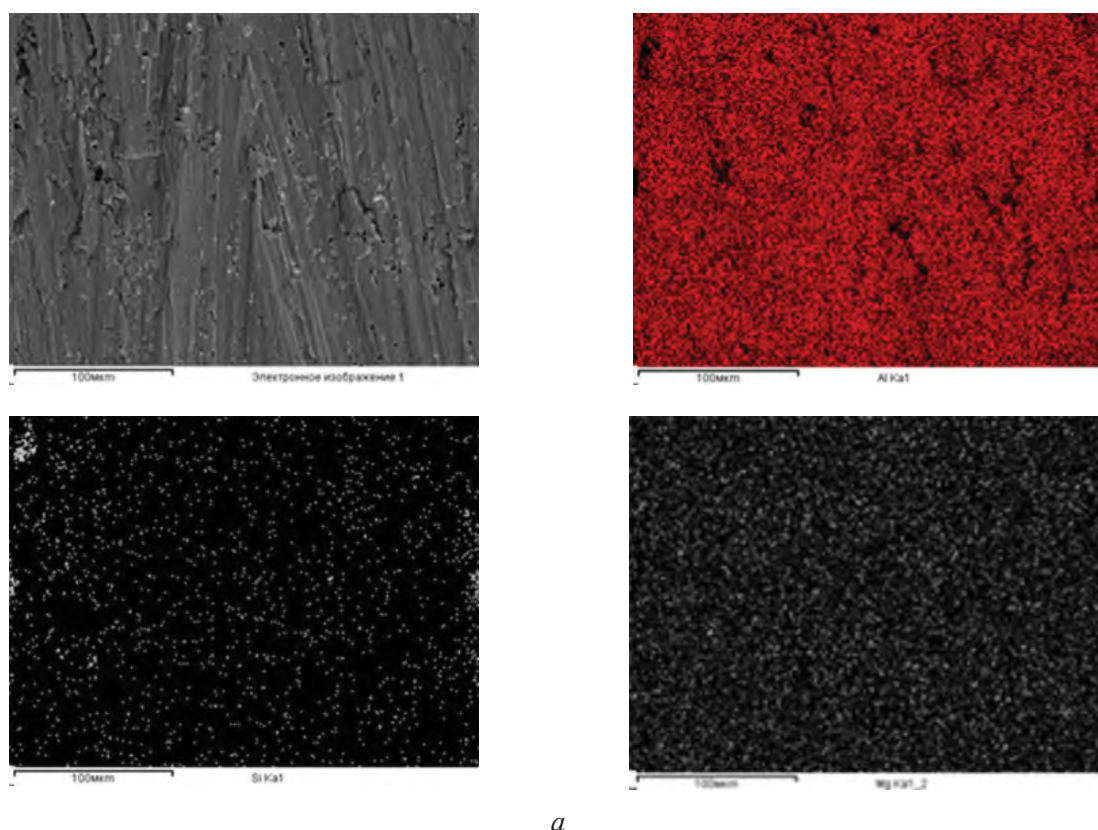
На рис. 7 приведены РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов, полученных при различных стратегиях.

Алюминий и магний во всех образцах распределены однородно. При этом кремний в об-

разцах распределен в виде мелких частиц с размером менее 5 мкм. Изменение стратегии получения образцов не меняет характер распределения кремния в образцах.

Структурно-фазовое состояние и элементный состав определены для образца, сформированного при стратегии сканирования III. Исследуемый образец имеет зеренную структуру, при используемых увеличениях микроскопические поры не выявляются.

Микродифракционные картины, полученные с разных областей, представлены прежде всего рефлексами различной интенсивности. Идентифицированные рефлексы соответствуют ОЦК-фазе Al – 91 масс. %, Si – 8 масс. % (PDF Card – 04-003-7125). На микродифракционной картине (рис. 8, б), полученной с использованием наибольшей селекторной диафрагмы при малом увеличении образца, также присутствуют рефлексы, расположенные по окружностям, что указывает на наличие в структуре образца



а

Рис. 7. РЭМ-изображения и карты распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов с использованием разных стратегий получения:

а – № 1; б – № 2; в – № 3 (см. также с. 199)

Fig. 7. SEM images and distribution maps of elements (Al, Mg, Si) of specimens using different production strategies:

а – No. 1; б – No. 2; в – No. 3 (see also p. 199)

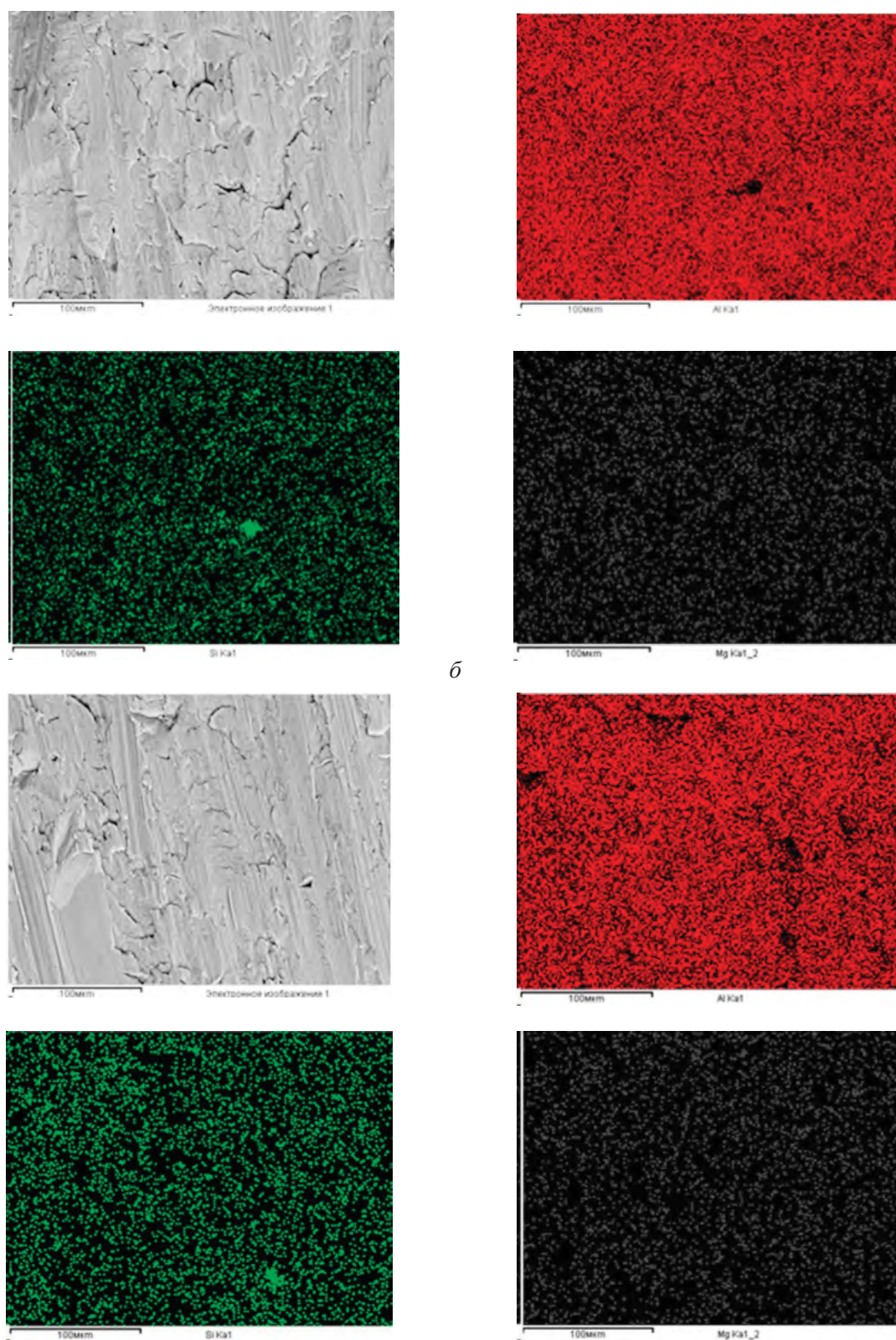


Рис. 7. Окончание
Fig. 7. The End

мелкодисперсных частиц. При больших увеличениях и на темнопольных изображениях отчетливо видно, что эти мелкодисперсные частицы располагаются на границах зерен.

Для анализа однородности распределения элементов в исследуемом образце применялся энергодисперсионный микроанализ элементов. Прежде всего были построены карты распре-

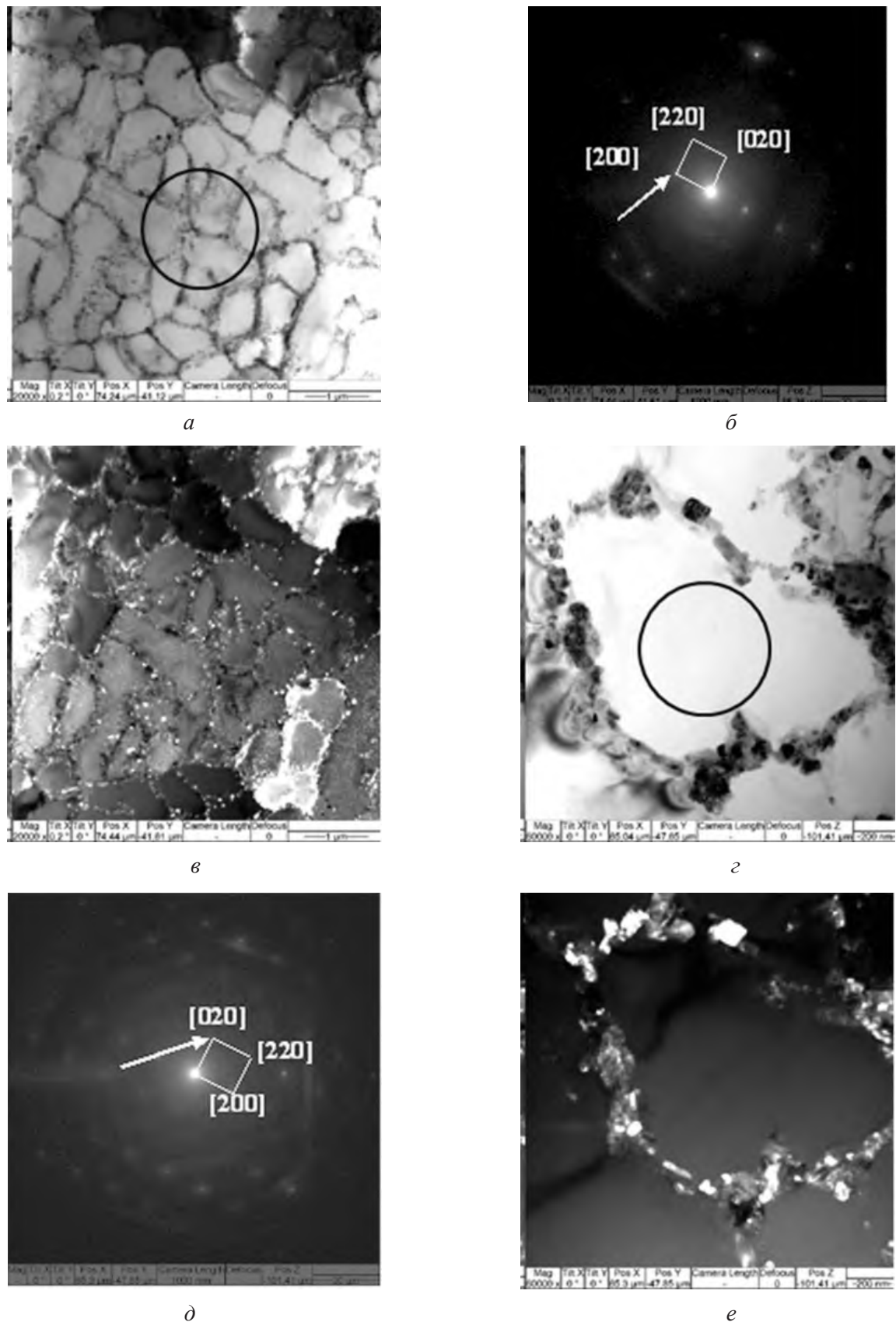


Рис. 8. Микроструктура образца из сплава AlSiMg: светлопольные изображения (а, с) с соответствующими микродифракционными картинами (б, д) и темнопольными изображениями (в, е)

Fig. 8. Microstructure of the AlSiMg alloy specimen: light-field images (a, c) with corresponding microdiffraction patterns (b, d) and dark-field images (v, e)

ления элементов по участку анализа. Картирование показало, что основной элемент сплава – Al – в зернах распределен равномерно, но по границам зерен его содержание уменьшается. Второй по содержанию элемент – Si – напротив, в основном сосредоточен по границам зерен.

Третий по содержанию элемент – Mg – распределен равномерно по исследуемому объему. Исходя из характера суммарного спектра (рис. 9) другие элементы в образце не обнаруживаются. Элементный состав исследуемой области приведен в табл. 2.

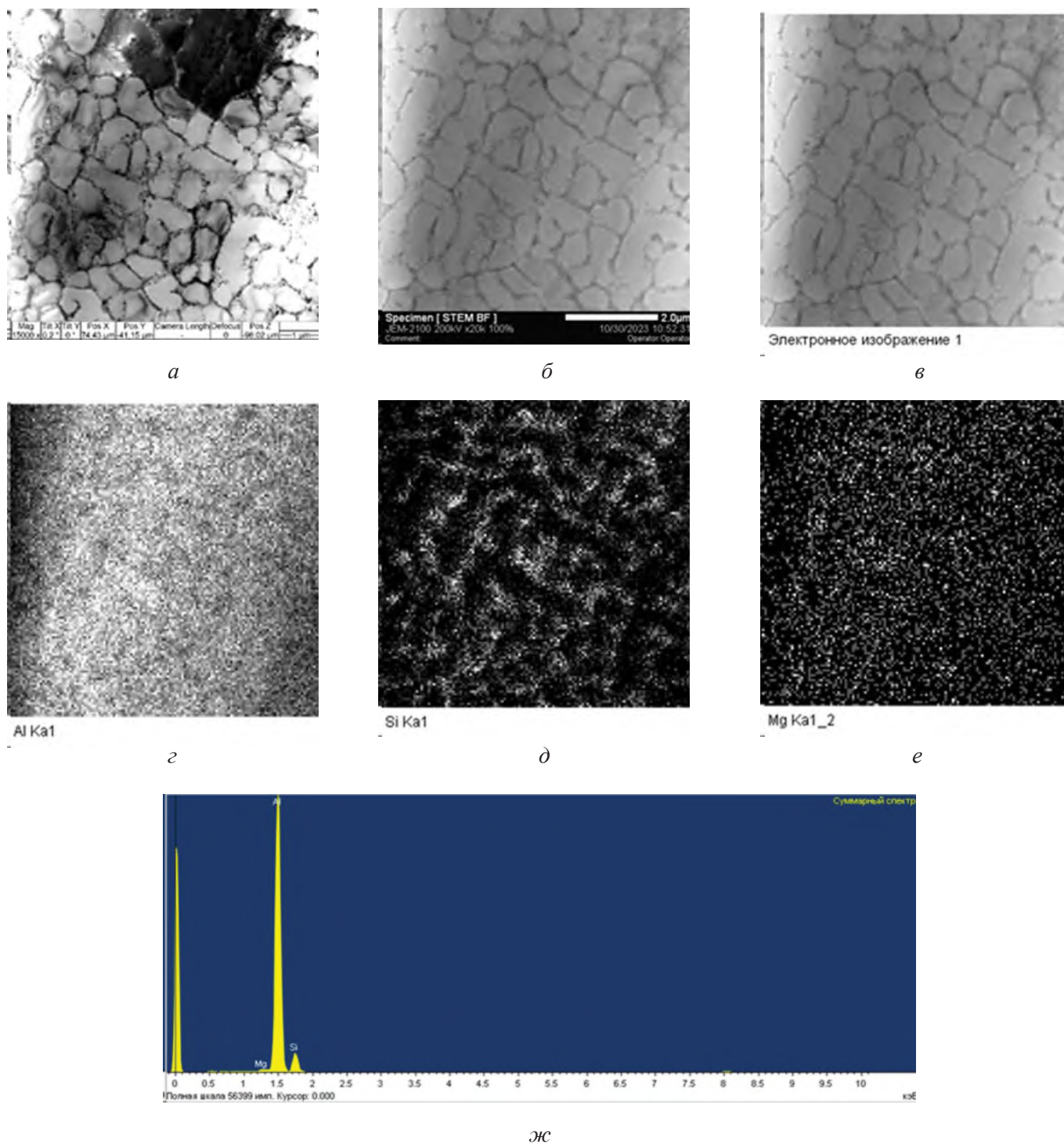


Рис. 9. Светлопольное изображение участка анализа (*a*); искомое ПРЭМ-изображение участка анализа (*б*); ПРЭМ-изображение для сопоставления картам элементов (*в*); карты распределения элементов (*г–е*); суммарный спектр области картирования (*ж*)

Fig. 9. A bright field image of the analysis area (*a*), the desired TSM image of the analysis area (*б*), a TSM image for comparing element maps (*в*), element distribution maps (*г–е*) and the total spectrum of the mapping area (*ж*)

Таблица 2

Table 2

Элементный анализ сплава AlSiMg по суммарному спектру из области картирования

Elemental analysis of the AlSiMg alloy by the total spectrum from the mapping area

Элемент	Весовой %	Атомный %
Al K	92,65	92,86
Si K	6,95	6,69
Mg K	0,40	0,45

Для подтверждения локальной неоднородности элементного состава также было проведено исследование элементного состава

ва по заданной линии. Его результаты приведены на рис. 10. Характер распределения элементов аналогичен картированию – на границах зерен наблюдается уменьшенное содержание Al и повышенное содержание Si. Как видно, концентрация Mg при исследовании данным методом также неоднородна. Однако поскольку содержание Mg в составе мало (по данным элементного анализа, менее 0,5 масс. %), то нельзя точно это постулировать.

На полученных оптимальных условиях СЛП из подготовленной смеси порошков был сделан образец сложной геометрической формы (рис. 11).

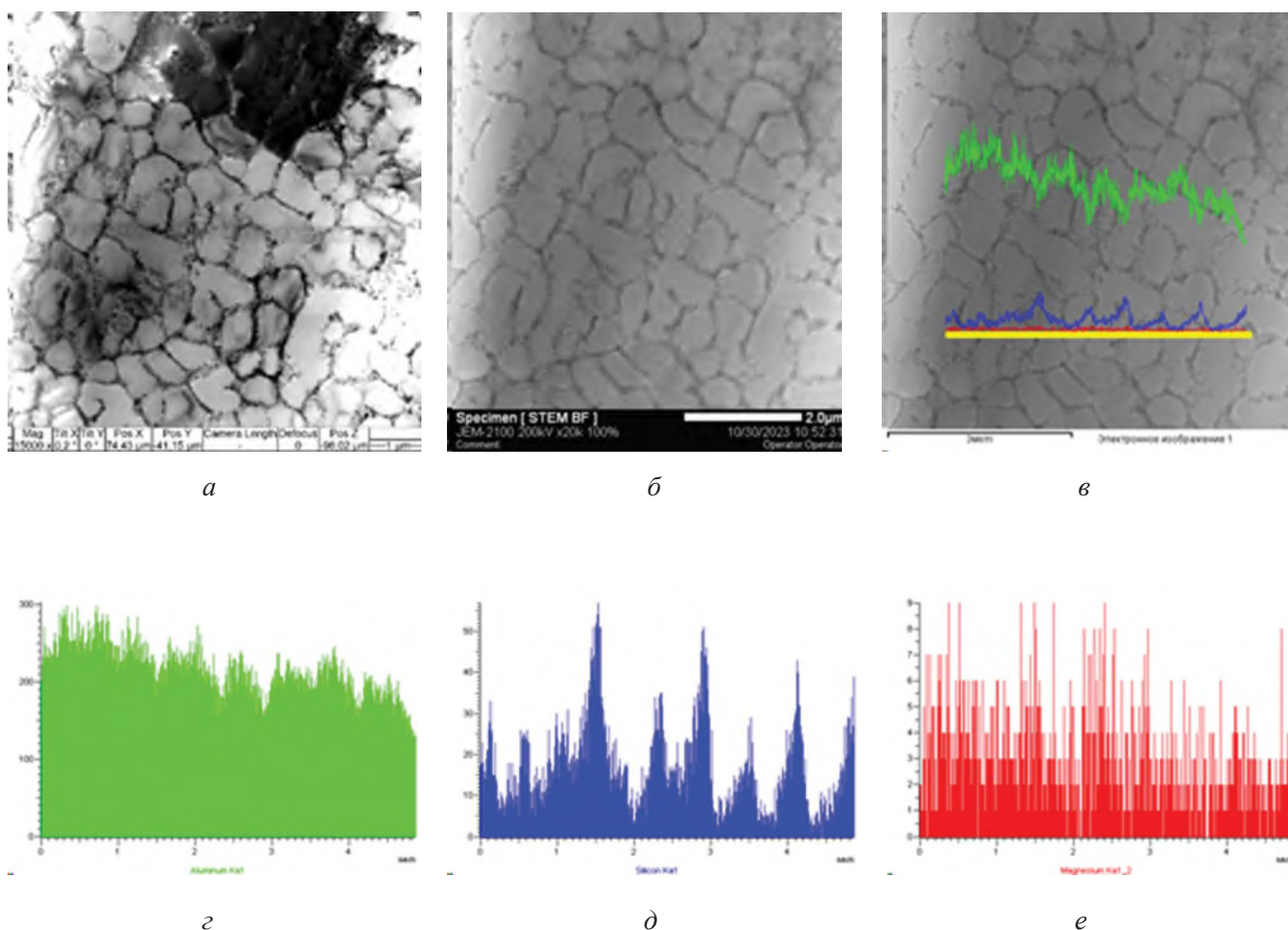


Рис. 10. Светлопольное изображение участка анализа (а); искоемое ПРЭМ-изображение участка анализа (б); ПРЭМ-изображение с нанесенными данными содержания элементов (в); распределение элементов по треку (г–е)

Fig. 10. A bright field image of the analysis area (a), the desired TSM image of the analysis area (b), a TSM image with plotted element content data (c), the distribution of elements along the track (d–e)



Рис. 11. Опытный образец завихрителя

Fig. 11. A prototype of the swirler

Закключение

В процессе исследований получена технология формирования перспективного алюминиевого сплава AlSi8Mg для селективного лазерного плавления и порошков несферической формы. Материал показал хорошую технологичность и низкую стоимость порошка. Технологические параметры плавления позволяют сформировать тонкую структуру с низким уровнем пористости. Исследован механизм влияния стратегии сканирования на пористость, морфологию поверхности, относительную плотность и микроструктуру. Основные выводы суммируются следующим образом.

Образец из порошковой композиции AlSi8Mg с высокой относительной плотностью 99,97 % был изготовлен методом селективного лазерного плавления. Плотность энергии существенно влияет на качество поверхности. В этом исследовании применялась плотность энергии, равная 200 Дж/мм³, и стратегия сканирования формирования образца III, когда направление движения лазера меняется на угол 90° каждый нечетный слой (n , $n + 2$, и т. д.). Каждый четный слой ($n + 1$, $n + 3$) направление движения лазерного луча параллельно предыдущему слою, при этом трек смещается на расстояние $S/2$ ($\angle 90S/2$). Это лучшие параметры процесса для достижения самой высокой относительной плотности.

Доказано, что плотность сплава AlSiMg зависит от применяемой стратегии сканирования. Расчетная плотность образцов стратегий сканирования I и II составила 2,49 г/см³, а для образца, полученного с применением стратегии сканирования III, – 2,5 г/см³, что соответствует плотности силумина.

Анализ РЭМ-изображений и карт распределения элементов (Al, Mg, Si) образцов показал, что разные стратегии получения образцов не влияют на характер распределения кремния.

В готовом сплаве AlSi8Mg наблюдается уникальная зеренная структура. В ванне расплава мелкие зерна расположены по границе, а крупные зерна – в центре. Добавление кремния и высокая скорость охлаждения во время селективного лазерного плавления являются положительными условиями для формирования мелких зерен.

Список литературы

1. Oliveira J.P., LaLonde A.D., Ma J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing // Materials and Design. – 2020. – Vol. 193. – P. 108762. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108762.
2. Fabrication of titanium alloy frameworks for complete dentures by selective laser melting / M. Kanazawa, M. Iwaki, S. Minakuchi, N. Naoyuki // Journal of Prosthetic Dentistry. – 2014. – Vol. 112 (6). – P. 1441–1447. – DOI: 10.1016/j.prosdent.2014.06.017.
3. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: microstructure and properties / H.R. Kotadia, G. Gibbons, A. Das, P.D. Howes // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 46. – P. 102155. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102155.
4. Making selective-laser-melted high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy tough via ultrafine and heterogeneous microstructure / Z.H. Wang, X. Lin, N. Kang, Y.F. Wang, X.B. Yu, H. Tan, H.O. Yang, W.D. Huang // Scripta Materialia. – 2021. – Vol. 203. – P. 114052. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.114052.
5. A high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting / Y.X. Geng, Y.M. Wang, J.H. Xu, S.B. Mi, S.M. Fan, Y.K. Xiao, Y. Wu, J.H. Luan // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 867. – P. 159103. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.
6. A novel crack-free Ti-modified Al-Cu-Mg alloy designed for selective laser melting / J.L. Zhang, J.B. Gao, B. Song, L.J. Zhang, C.J. Han, C. Cai, K. Zhou, Y.S. Shi // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 38. – P. 101829. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101829.

7. Effect of Al₂Ca addition and heat treatment on the microstructure modification and tensile properties of hypoeutectic Al–Mg–Si alloys / A.W. Shah, S. Ha, B. Kim, Y. Yoon, H. Lim, S.K. Kim // *Materials*. – 2021. – Vol. 14. – P. 4588. – DOI: 10.3390/ma14164588.
8. Nanoscale periodic gradients generated by laser powder bed fusion of an AlSi10Mg alloy / W. Lefebvre, G. Rose, P. Delroisse, E. Baustert, F. Cuvilly, A. Simar // *Materials and Design*. – 2021. – Vol. 97. – P. 109264. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109264.
9. Intensive processing optimization for achieving strong and ductile Al–Mn–Mg–Sc–Zr alloy produced by selective laser melting / D. Bayoumy, D. Schliephake, S. Dietrich, X.H. Wu, Y.M. Zhu, A.J. Huang // *Materials and Design*. – 2021. – Vol. 198. – P. 109317. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109317.
10. Multiple precipitation pathways in an Al–7Si–0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting / J.H. Rao, Y. Zhang, K. Zhang, A. Huang, C.H.J. Davies, X. Wu // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 160. – P. 66–69. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.09.045.
11. Zhang H., Gu D., Dai D. Laser printing path and its influence on molten pool configuration, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion processed rare earth element modified Al–Mg alloy // *Virtual and Physical Prototyping*. – 2022. – Vol. 17. – P. 308–328. – DOI: 10.1080/17452759.2022.2036530.
12. Bhattacharjee R., Datta S., Biswas P. Thermo-mechanical and material flow analysis during friction stir welding of marine grade aluminum alloy 5083 // *Journal of Ship Production and Design*. – 2023. – Vol. 39 (1). – P. 1–24. – DOI: 10.5957/jspd.02220010.
13. Fundamentals of radiation heat transfer in Al–Si10Mg powder bed during selective laser melting / P. Wei, Z. Wei, Z. Chen, J. Du, Y. He, J. Li // *Rapid Prototyping Journal*. – 2019. – Vol. 25 (9). – P. 1506–1515. – DOI: 10.1108/rpj-11-2016-0189.
14. Effect of TiB₂ particles on microstructure and crystallographic texture of Al–12Si fabricated by selective laser melting / L. Xi, P. Wang, K.G. Prashanth, H. Li, H.V. Prykhodko, S. Scudino, I. Kaban // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – Vol. 786. – P. 551–556. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.327.
15. Effects of substrate surface treatments on hybrid manufacturing of AlSi7Mg using die casting and selective laser melting / H. Fan, A. Witvrouw, F. Wolf-Monheim, R. Souschek, S. Yang // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2023. – Vol. 156. – P. 142–156. – DOI: 10.1016/j.jmst.2023.02.009.
16. The effect of selective laser melting process parameters on the microstructure and mechanical properties of Al6061 and AlSi10Mg alloys / A.H. Maamoun, Y.F. Xue, M.A. Elbestawi, S.C. Veldhuis // *Materials*. – 2018. – Vol. 12 (1). – P. 12. – DOI: 10.3390/ma12010012.
17. 3D printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting / N.T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague // *Progress in Materials Science*. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
18. A high-strength AlSiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting / Y.X. Geng, Y.M. Wang, J.H. Xu, S.B. Mi, S.M. Fan, Y.K. Xiao, Y. Wu, J.H. Luan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 867. – P. 159103. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.
19. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg / J. Wu, X.Q. Wang, W. Wang, M.M. Attallah, M.H. Loretto // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 117. – P. 311–320. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
20. Influence of powder characteristics on processability of AlSi12 alloy fabricated by selective laser melting / R. Baitimerov, P. Lykov, D. Zhrebtsov, L. Radionova, A. Shults, K. Prashanth // *Materials*. – 2018. – Vol. 11. – P. 742. – DOI: 10.3390/ma11050742.
21. Синтез трехкомпонентного сплава на основе алюминия методом селективного лазерного плавления / Н.А. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 151–164. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.
22. Оптимизация режимов селективного лазерного плавления порошковой композиции системы AlSiMg / Н.А. Сапрыкина, В.В. Чебодаева, А.А. Сапрыкин, Ю.П. Шаркеев, Е.А. Ибрагимов, Т.С. Гусева // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 22–37. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science

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

The effect of technological parameters on the microstructure and properties of the AlSiMg alloy obtained by selective laser melting

Natalia Saprykina^{1, a, *}, Alexandr Saprykin^{1, b}, Yuri Sharkeev^{2, c}, Egor Ibragimov^{1, d}

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, pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-6391-6345>,  saprikina@tpu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-6518-1792>,  sapraa@tpu.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0001-5037-245X>,  sharkeev@ispms.tsc.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-5499-3891>,  egor83rus@tpu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 05 June 2024

Revised: 17 June 2024

Accepted: 28 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Selective laser melting

Metal Powder

Porosity

Scanning strategy

Modes of selective laser melting

Microhardness

Energy deposition

Aluminum-silicon-magnesium alloy system

Funding

The research was carried out at the expense of a grant from the Russian Science Foundation No. 22-29-01491, <https://rscf.ru/project/22-29-01491/>

Acknowledgements

Authors would like to thank to Ph.D. M.A. Khimich, Ph.D. V.V. Chebo-daeva, I.A. Glukhov for their help in conducting research. The equipment of the NMNT TPU Central Control Center was used in the work.

ABSTRACT

Introduction. The development of additive technologies is aimed at the synthesis of new powder compositions for selective laser melting plants, the study of the effect of mode parameters on the stable quality of products. **The purpose of this work** is to study the effect of the scanning strategy on the microstructure, elemental composition, porosity and density of specimens obtained by selective laser melting from non-spherical powders (*Al* — 91 wt. %, *Si* — 8 wt. %, *Mg* — 1 wt. %), subjected to special preparation to determine the optimal conditions for selective laser melting. **The research methods** are methods of X-ray diffraction and X-ray phase analysis, transmission electron microscopy. The paper examines specimens formed using four different scanning strategies. **Results and discussions.** A promising aluminum alloy *AlSi8Mg* is developed for selective laser melting. The material has good manufacturability and low powder cost. The technological parameters of melting make it possible to form a thin structure with a low level of porosity. The mechanism of influence of the scanning strategy on porosity, surface morphology, relative density and microstructure is investigated. A specimen from the *AlSi8Mg* powder composition with a high relative density of 99.97 % is produced by selective laser melting with an energy density of 200 J/mm³, a specimen scanning circuit when the direction of laser movement changes by an angle of 90° each odd layer. It is proved that the density of the *AlSiMg* alloy depends on the scanning strategy used. The calculated density of the specimen was 2.5 g/cm³, which corresponds to the density of silumin. Analysis of *SEM* images and maps of the distribution of elements (*Al*, *Mg*, *Si*) of the specimens showed that different specimen formation strategies do not affect the nature of silicon distribution. A unique grain structure is observed in the resulting *AlSi8Mg* alloy. The melt pool consists of small grains along the border and large grains in the center. The formation of fine grains is explained by the addition of *Si* and the high cooling rate during selective laser melting.

For citation: Saprykina N.A., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A. The effect of technological parameters on the microstructure and properties of the AlSiMg alloy obtained by selective laser melting. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 192–207. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-192-207. (In Russian).

* Corresponding author

Saprykina Natalia A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
National Research Tomsk Polytechnic University,
30 Lenin Ave.,
634050, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 923 49-72-483, e-mail: saprikina@tpu.ru

References

1. Oliveira J.P., LaLonde A.D., Ma J. Processing parameters in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. *Materials and Design*, 2020, vol. 193 p. 108762. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.108762.
2. Kanazawa M., Iwaki M., Minakuchi S., Naoyuki N. Fabrication of titanium alloy frameworks for complete dentures by selective laser melting. *Journal of Prosthetic Dentistry*, 2014, vol. 112 (6), pp. 1441–1447. – DOI: 10.1016/j.prosdent.2014.06.017.
3. Kotadia H.R., Gibbons G., Das A., Howes P.D. A review of laser powder bed fusion additive manufacturing of aluminium alloys: microstructure and properties. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 46, p. 102155. DOI: 10.1016/j.addma.2021.102155.
4. Wang Z.H., Lin X., Kang N., Wang Y.F., Yu X.B., Tan H., Yang H.O., Huang W.D. Making selective-laser-melted high-strength Al-Mg-Sc-Zr alloy tough via ultrafine and heterogeneous microstructure. *Scripta Materialia*, 2021, vol. 203, p. 114052. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.114052.
5. Geng Y.X., Wang Y.M., Xu J.H., Mi S.B., Fan S.M., Xiao Y.K., Wu Y., Luan J.H. A high-strength Al-SiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 867, p. 159103. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.
6. Zhang J.L., Gao J.B., Song B., Zhang L.J., Han C.J., Cai C., Zhou K., Shi Y.S. A novel crack-free Ti-modified Al-Cu-Mg alloy designed for selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 38, p. 101829. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101829.
7. Shah A.W., Ha S., Kim B., Yoon Y., Lim H., Kim S.K. Effect of Al₂Ca addition and heat treatment on the microstructure modification and tensile properties of hypoeutectic Al–Mg–Si alloys. *Materials*, 2021, vol. 14, p. 4588. DOI: 10.3390/ma14164588.
8. Lefebvre W., Rose G., Delroisse P., Baustert E., Cuvilly F., Simar A. Nanoscale periodic gradients generated by laser powder bed fusion of an AlSi10Mg alloy. *Materials and Design*, 2021, vol. 197, p. 109264. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109264.
9. Bayoumy D., Schliephake D., Dietrich S., Wu X.H., Zhu Y.M., Huang A.J. Intensive processing optimization for achieving strong and ductile Al-Mn-Mg-Sc-Zr alloy produced by selective laser melting. *Materials and Design*, 2021, vol. 198, p. 109317. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109317.
10. Rao J.H., Zhang Y., Zhang K., Huang A., Davies C.H.J., Wu X. Multiple precipitation pathways in an Al-7Si-0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 160, pp. 66–69. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2018.09.045.
11. Zhang H., Gu D., Dai D. Laser printing path and its influence on molten pool configuration, microstructure and mechanical properties of laser powder bed fusion processed rare earth element modified Al-Mg alloy. *Virtual and Physical Prototyping*, 2022, vol. 17, pp. 308–328. DOI: 10.1080/17452759.2022.2036530.
12. Bhattacharjee R., Datta S., Biswas P. Thermomechanical and material flow analysis during friction stir welding of marine grade aluminum alloy 5083. *Journal of Ship Production and Design*, 2023, vol. 39 (1), pp. 1–24. DOI: 10.5957/jspd.02220010.
13. Wei P., Wei Z., Chen Z., Du J., He Y., Li J. Fundamentals of radiation heat transfer in AlSi10Mg powder bed during selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2019, vol. 25 (9), pp. 1506–1515. DOI: 10.1108/rpj-11-2016-0189.
14. Xi L., Wang P., Prashanth K.G., Li H., Prykhodko H.V., Scudino S., Kaban I. Effect of TiB₂ particles on microstructure and crystallographic texture of Al-12Si fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 786, pp. 551–556. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.327.
15. Fan H., Witvrouw A., Wolf-Monheim F., Souschek R., Yang S. Effects of substrate surface treatments on hybrid manufacturing of AlSi7Mg using die casting and selective laser melting. *Journal of Materials Science and Technology*, 2023, vol. 156, pp. 142–156. DOI: 10.1016/j.jmst.2023.02.009.
16. Maamoun A.H., Xue Y.F., Elbestawi M.A., Veldhuis S.C. The effect of selective laser melting process parameters on the microstructure and mechanical properties of Al6061 and AlSi10Mg alloys. *Materials*, 2018, vol. 12 (1), p. 12. DOI: 10.3390/ma12010012.
17. Aboulkhair N.T., Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague R. 3D printing of aluminium alloys: Additive manufacturing of aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science*, 2019, vol. 106, p. 100578. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
18. Geng Y.X., Wang Y.M., Xu J.H., Mi S.B., Fan S.M., Xiao Y.K., Wu Y., Luan J.H. A high-strength Al-SiMg1.4 alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 867, p. 159103. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159103.

19. Wu J., Wang X.Q., Wang W., Attallah M.M., Loretto M.H. Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg. *Acta Materialia*, 2016, vol. 117, pp. 311–320. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
20. Baitimerov R., Lykov P., Zherebtsov D., Radionova L., Shults A., Prashanth K. Influence of powder characteristics on processability of AlSi12 alloy fabricated by selective laser melting. *Materials*, 2018, vol. 11, p. 742. DOI: 10.3390/ma11050742.
21. Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Sintez trekh-komponentnogo splava na osnove alyuminiya metodom selektivnogo lazernogo plavleniya [Synthesis of a three-component aluminum-based alloy by selective laser melting]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 151–164. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-151-164.
22. Saprykina N.A., Chebodaeva V.V., Saprykin A.A., Sharkeev Y.P., Ibragimov E.A., Guseva T.S. Optimizatsiya rezhimov selektivnogo lazernogo plavleniya poroshkovoi kompozitsii sistemy AlSiMg [Optimization of selective laser melting modes of powder composition of the AlSiMg system]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 22–37. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-22-37.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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

Методы монохроматизации синхротронного излучения (обзор исследований)

Александр Бурдилов^{1, а, *}, Глеб Довженко^{1, 2, б}, Иван Батаев^{1, в}, Анатолий Батаев^{1, д}

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

² ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Никольский пр., 1, Кольцово, 630559, Россия

^а  <https://orcid.org/0009-0003-1992-9290>,  burdillov12@gmail.com; ^б  <https://orcid.org/0000-0003-0615-0643>,  dovjenko.g@gmail.com;

^в  i.bataev@corp.nstu.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0002-6227-5398>,  bataev@adm.nstu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 52-624

История статьи:

Поступила: 24 мая 2024

Рецензирование: 10 июня 2024

Принята к печати: 28 июня 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Синхротронное излучение

Дифракция рентгеновского

излучения

Монохроматоры

Благодарности

Выражается благодарность Трофимову Роману Владимировичу за то, что он предоставил рисунок под номером 29 в данной работе.

АННОТАЦИЯ

Статья содержит анализ исследований, связанных с монохроматизацией рентгеновского излучения (РИ) на станциях источников синхротронного излучения (СИ). Представлен обзор монохроматоров, основанных на явлении дифракции рентгеновского излучения на кристаллах, отражены особенности их технической реализации. Даны представления о монохроматорах, в состав которых входят многослойные структуры. Отражены технические проблемы, возникающие при конструировании приборов, и представлены возможные решения. **Введение.** Описаны возможности использования рентгеновского излучения при проведении научных исследований. Отмечена высокая эффективность источников синхротронного излучения, дана их характеристика. **Элементарные сведения о дифракции рентгеновского излучения.** Описаны свойства рентгеновского излучения и возможности его использования при исследовании различных материалов. **Степень монохроматичности.** Важной характеристикой СИ является степень монохроматичности. В зависимости от ширины полосы длин волн выделяют «белый», «розовый» и монохроматический пучки. Для получения «розовых» пучков применяют монохроматоры на основе многослойных структур. Монохроматическое излучение формируется с использованием монокристаллов. При проведении экспериментов с «белыми» пучками монохроматор не используется. Описаны факторы, нарушающие идеальное выполнение условия Вульфа – Брэгга и влияющие на степень монохроматичности (действие тепла, вибрации). Отмечается, что значения отражательной способности при разных углах скольжения пучка имеют различную ширину. **Монохроматоры на основе многослойных структур.** Периодические структуры, сочетающие тонкие слои из двух разнородных материалов, позволяют получать «розовые» пучки. Полоса пропускания длин волн в таких приборах на один-два порядка больше, чем у монохроматоров, где в качестве оптических элементов используются кристаллы. **Конфигурации и геометрия оптических элементов.** Различают два вида дифракции РИ на кристалле – дифракцию Брэгга и дифракцию Лауэ. Дифракцию Брэгга относят к отражательной геометрии, дифракция Лауэ основана на прохождении лучей сквозь кристалл. В разделе приведены примеры монохроматоров с различной конфигурацией кристаллов и рентгеновских зеркал. Расположение оптических элементов в монохроматоре играет важную роль в геометрии хода лучей. Проектируя монохроматоры, необходимо учитывать методы фиксации и ориентацию осей вращения оптических элементов. Приведены примеры монохроматоров с различной конфигурацией кристаллов и рентгеновских зеркал. **Фокусирующие монохроматоры.** Изгибая оптический элемент монохроматора, возможно обеспечить сагиттальный и меридиональный типы деформации. За счет искривленной поверхности кристалла пучок не только монохроматизируется, но и подвергается фокусировке. Современные фокусирующие монохроматоры оснащаются элементами адаптивности, позволяющими изменять радиус кривизны оптического элемента. Приведены примеры практической реализации подобных монохроматоров. **Тепловая нагрузка СИ на оптические элементы.** СИ характеризуется высокой яркостью и широким спектром излучаемых длин волн. В процессе эксплуатации оптические элементы станций СИ поглощают большое количество тепловой мощности. Проблемы теплоотвода оказывают принципиальное влияние на качество монохроматизации синхротронного излучения. **Дополнительно о монохроматорах.** Представлены примеры особых конструктивных решений монохроматоров. **Заключение.** Конструирование монохроматоров актуально для строящегося в Новосибирске источника синхротронного излучения 4+ СКИФ.

Для цитирования: Методы монохроматизации синхротронного излучения (обзор исследований) / А.А. Бурдилов, Г.Д. Довженко, И.А. Батаев, А.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 208–233. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-208-233.

Введение

Синхротронное излучение нашло широкое применение в различных отраслях науки, в том числе в материаловедении, физике, химии,

кристаллографии, медицине, биологии, минералогии и др. При формировании представления о структуре изучаемого объекта возникает необходимость «заглянуть внутрь» материала, что позволяют сделать методы исследований, основанные на использовании источников синхротронного излучения (СИ). В некотором смысле экспериментальную установку на источнике СИ можно представить как своеобразный «мощный микроскоп». Спектральный диапазон энер-

*Адрес для переписки

Бурдилов Александр Александрович, студент, лаборант
Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: +7 952 794-44-06, e-mail: burdillov12@gmail.com

гий синхротронного излучения весьма широк: от 10 эВ (и менее) до 100 кэВ (и более). При этом разные методы исследований, реализуемых на источниках СИ, требуют использования фотонов различных энергий (или длин волн). Соответственно исследователю необходимо выделить из широкого спектра излучения ту его часть, которая наиболее важна для используемой методики. В большинстве задач из широкого спектра СИ следует особо выделить диапазон рентгеновского излучения (РИ), длины волн которого сопоставимы с размерами атомов, что позволяет исследователям анализировать атомно-кристаллическую структуру твердых тел, а также изучать ближний порядок в жидкостях и аморфных объектах. Излучение, соответствующее рентгеновскому диапазону электромагнитных волн, характеризуется значениями энергии от 1 до 100 кэВ.

Из вставных устройств накопительного кольца, в котором циркулирует поток элементарных частиц (как правило, электронов или позитронов), выходит «белый» пучок (т. е. излучение с широким диапазоном длин волн). Однако для проведения большинства экспериментов необходимо иметь пучок с более «узким» диапазоном параметров, необходимых для решения поставленных исследователем задач. В большинстве случаев на станциях синхротронного излучения используют монохроматическое излучение, формирование которого обеспечивается специальными устройствами, именуемыми монохроматорами. Расположенные на станции СИ монохроматоры совместно со щелями, фильтрами и системами фокусировки формируют излучение с требуемыми характеристиками. С технической точки зрения монохроматоры являются одними из наиболее сложных и высокотехнологичных устройств станций СИ. Производство монохроматоров относится к критическим технологиям, обеспечивающим эффективное использование СИ для исследования структуры материалов.

Как правило, основным узлом монохроматора является пара кристаллов, позволяющих выделить из всего спектра СИ дифрагированный пучок, соответствующий узкой полосе длин волн, и направить его на образец. Входящий пучок, который включает в себя весь спектр генерируемого вставным устройством излучения, пройдя через монохроматор, преобразуется в монохро-

матическое либо в «розовое» излучение. Между собой эти типы излучения отличаются степенью монохроматичности, под которой понимается отношение $\Delta\lambda/\lambda$, где λ и $\Delta\lambda$ – соответственно пиковое значение длины волны и спектральная ширина излучения, прошедшего монохроматор.

Синхротронное излучение, соответствующее отношению $\Delta\lambda/\lambda = 10^{-4} \dots 10^{-3}$, называют монохроматическим [1]. Для решения некоторых задач используют также «розовое» излучение, степень монохроматичности которого составляет $\Delta\lambda/\lambda = 10^{-2} \dots 10^{-1}$ [2]. При проведении экспериментов с «белым» пучком монохроматор не нужен. Так, например, метод Лауэ предполагает воздействие на неподвижный монокристалл именно «белого» (непрерывного) излучения. Присутствие в рентгеновском спектре широкого диапазона длин волн дает возможность выполнения условия Вульфа – Брэгга, т. е. проявления эффекта дифракции рентгеновского излучения. Если же речь идет о проведении экспериментов методами, связанными с применением «розового» и монохроматического излучения, то используют монохроматоры различных типов, особенности которых обсуждаются в данной статье.

Принцип работы монохроматоров основан на явлении дифракции рентгеновского излучения. Особенности дифракции на кристаллах в 1913 году описали У.Л. Брэгг и Г.В. Вульф. Исходя из условия, именуемого в настоящее время законом Вульфа – Брэгга, попавшее на кристалл «белое» излучение можно разложить на пучки, характеризующиеся узкой полосой длин волн. В зависимости от используемой методики и задач, стоящих перед исследователем, для проведения экспериментов могут требоваться разные диапазоны длин волн. Согласно закону Вульфа – Брэгга для выделения заданной длины волны (и соответственно энергии фотонов) требуется задать определенный угол падения излучения на кристалл, который регулируется гониометром – одним из наиболее важных механизмов монохроматора. Кроме гониометра, позволяющего настраивать монохроматор на разный уровень энергии, в состав прибора входят такие элементы, как вакуумные насосы, система охлаждения и датчики, обеспечивающие работу всех приборов.

При разработке и последующей эксплуатации монохроматора важно иметь количественные представления об интенсивности и яркости

пучка, напрямую зависящих от позиционирования кристаллов, технических погрешностей и отклонений, характерных для прибора. Кроме того, важно понимать свойства источника излучения (в контексте данной статьи под источником понимаются поворотные магниты либо вставные устройства, расположенные на накопительном кольце синхротрона).

Принципиальная схема специализированного источника СИ представлена на рис. 1 [3]. В его состав входят следующие элементы: электронная пушка 1, работа которой основана на эффекте термоэлектронной эмиссии; линейный ускоритель электронов (линак) 2; бустер 3; поворотные магниты 4; радиочастотные резонаторы 5; вставные устройства (ондуляторы, вигглеры) 6; экспериментальная станция 7; фронт-энд 8; оптический хатч 9 (отсек с оптическими устройствами); экспериментальный хатч 10.

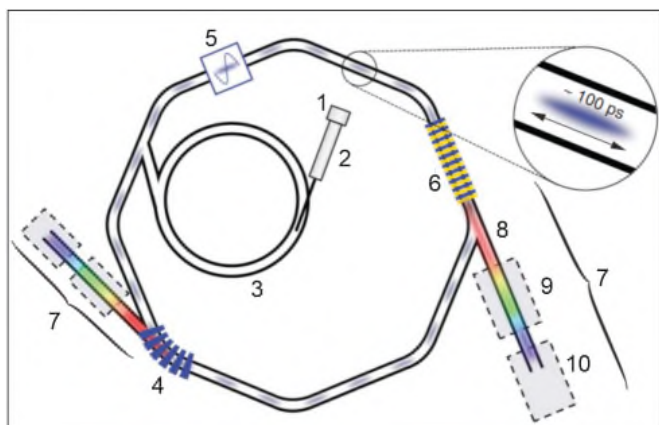


Рис. 1. Принципиальная схема источника СИ.

Взято из работы [3]

Fig. 1. A conceptual sketch of the SRS. Taken from [3]

Электронная пушка 1 эмитирует электроны и выводит их в линейный ускоритель 2, где частицы ускоряются по резонансному принципу, проходя через промежутки высокочастотного электрического поля. Вышедший из линейного ускорителя пучок направляется в бустер 3, в котором электроны ускоряются до релятивистских скоростей. Далее пучок переходит в накопительное кольцо, основными элементами которого являются поворотные магниты 4, формирующие замкнутую траекторию движения электронов, радиочастотные резонаторы 5, восполняющие энергию пучка, которая тратится при испускании фотонов СИ, и вставные устройства 6. Пово-

ротные магниты и вставные устройства служат для генерации синхротронного излучения, которое направляется в станцию СИ 7 и, пройдя через оптический хатч 9, попадает в экспериментальный хатч станции 10 с находящимся в нем объектом анализа.

Синхротронное излучение представляет собой магнитотормозное электромагнитное излучение, испускаемое релятивистскими заряженными частицами (движущимися со скоростью излучения, близкой к скорости света), которые постоянное магнитное поле заставляет двигаться по круговым орбитам. Устройствами, генерирующими синхротронное излучение, могут быть поворотные магниты – вигглеры либо ондуляторы. Магнитное поле этих устройств за счет действия силы Лоренца приводит (1) к изменению траектории электронов и (2) к формированию за счет этого синхротронного излучения. Направленное по касательной к накопительному кольцу синхротронное излучение входит в канал вывода пучка, перемещаясь по которому подводится к исследуемым образцам, расположенным в экспериментальном хатче 10.

В оптическую схему станции входит множество устройств, выполняющих различные функции. К ним относятся оптические элементы, изменяющие геометрические параметры пучка (щели, коллимирующие и фокусирующие линзы, рентгеновские зеркала и др.), фильтры, а также окна, разделяющие вакуумные объемы. В оптической схеме должны присутствовать элементы мониторинга пучка, которые могут быть разделены на две группы. К первой относятся детекторы, определяющие положение пучка, ко второй – детекторы, фиксирующие интенсивность и спектральный состав излучения.

Область применения синхротронного излучения велика, и по этой причине методики проведения экспериментов могут существенно различаться. Необходимость решения задач разного рода обуславливает разработку станций синхротронного излучения, отличающихся по набору входящих в них элементов. Монохроматоры являются одними из ключевых элементов станций СИ и представляют собой спектральные оптико-механические приборы, позволяющие выделить узкие полосы излучения из широкого диапазона длин волн.

В используемые на источниках СИ монохроматоры входят узлы, одинаковые по назначению. Однако конструктивно монохроматоры друг от друга отличаются. Технические особенности монохроматоров обусловлены не только решаемыми на станции СИ задачами, но также величиной входящего теплового потока, системой охлаждения кристаллов и точностью их регулировки.

Элементарные сведения о дифракции рентгеновского излучения

В 1985 году Вильгельм Конрад Рентген, проводя эксперименты с трубкой Крукса, обнаружил неизвестное ранее излучение, которое он назвал X -лучами. На рис. 2 представлена шкала длин волн и частот электромагнитного излучения, на которой выделен соответствующий рентгеновскому излучению условный диапазон, определенный в разное время на основании работ К. Рентгена, М. Лауэ, Ч. Баркла, Д. Томпсона и Г. Мозли.

Рентгеновскую область часто делят на диапазоны жесткого ($0,1 < \lambda < 10 \text{ \AA}$), мягкого ($10 < \lambda < 300 \text{ \AA}$) и ультрамягкого ($300 < \lambda < 1000 \text{ \AA}$) излучения [34]. Данное разделение условно, од-

нако оно важно с точки зрения физики процесса монохроматора, поскольку для этих диапазонов характерны различные показатели преломления, коэффициенты поглощения и особенности поляризации волн. От видимого света рентгеновское излучение отличается своей способностью проникать вглубь вещества. Свойствами рентгеновского излучения являются прямолинейность распространения со скоростью света, преломление на границах раздела сред, отражение и рассеяние на препятствиях, интерференция и дифракция, поляризация при рассеянии или прохождении через вещество, поглощение веществами, способность вызывать фотоэффект [3, 4].

Ранее отмечалось, что принцип действия монохроматоров основан на дифракции рентгеновского излучения. Первые эксперименты, связанные с этим физическим явлением, были выполнены в 1912 году Максом фон Лауэ и его молодыми сотрудниками П. Книппингом и В. Фридрихом. Простое условие, позволяющее определить угол, соответствующий дифракционному максимуму, было получено английским физиком У.Л. Брэггом [3] и независимо от него российским ученым Г.В. Вульфом:

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda. \quad (1)$$

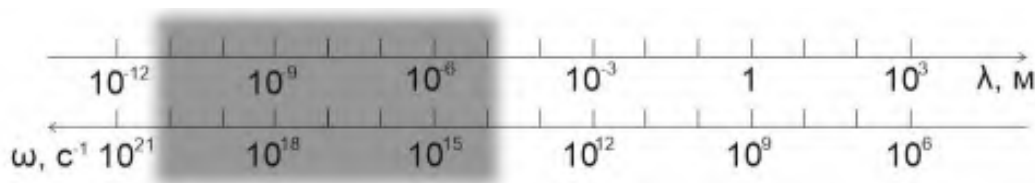


Рис. 2. Шкала электромагнитного излучения. Серым цветом отмечена область синхротронного излучения

Fig. 2. The scale of electromagnetic radiation. The area of synchrotron radiation is marked in gray

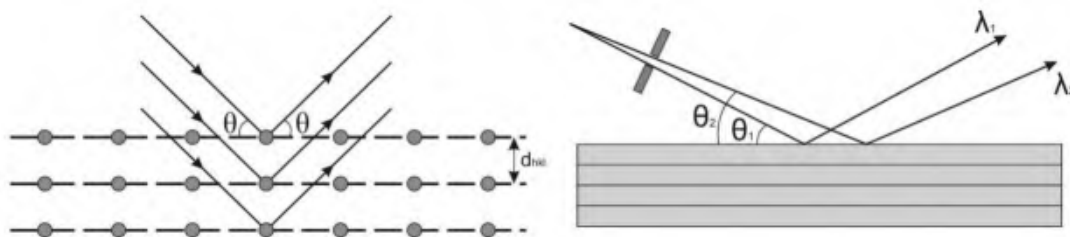


Рис. 3. Схема дифракции рентгеновского излучения на атомных плоскостях кристалла и иллюстрация угловой расходимости пучка

Fig. 3. Schematic of X-ray diffraction on the atomic planes of the crystal and illustration of the angular divergence of the beam

Выражение (1), именуемое в русскоязычной литературе условием Вульфа – Брэгга, показывает, каким образом углы θ , при которых происходит конструктивная интерференция рентгеновского излучения, рассеиваемого кристаллом, связаны с длиной волны рентгеновского излучения λ и расстоянием между атомными плоскостями d_{hkl} (рис. 3). Параметр n в формуле (1) представляет собой порядок отражения. Условие Вульфа – Брэгга служит теоретической основой разработки любого монохроматора для источника синхротронного излучения.

Исходя из того, что кристалл может быть представлен в виде совокупности параллельных друг другу плоскостей, расстояние d_{hkl} между которыми одинаково, У.Л. Брэгг и Г.В. Вульф полагали, что рентгеновские лучи, падающие на кристалл, будут дифрагировать только в том случае, если угол скольжения θ удовлетворяет условию (1). Из этого условия следует, что если полихроматический («белый») пучок попадает на идеальный непоглощающий кристалл бесконечной глубины, то полоса дифрагированного излучения будет бесконечно узкой [3, с. 149]. Такой режим дифракции является идеальным и практически недостижимым. В действительности монохроматором формируется спектральная полоса некоторой ширины $\Delta\lambda$. Причины уширения связаны с тепловыми деформациями кристалла, жесткостью его крепления, несовершенством строения кристалла, вибрациями от течения охлаждающей жидкости, колебаниями

земной коры и др. Отмеченные обстоятельства осложняют описание дифракции рентгеновского излучения на кристалле. Таким образом, идеальный вариант выполнения условия Вульфа – Брэгга на практике не реализуется, и в действительности происходит некоторое рассеяние излучения (рис. 3, б).

Степень монохроматичности излучения

«Белое» излучение, входящее в монохроматор, включает в себя широкий диапазон длин волн, который определяется источником излучения (например, поворотным магнитом или вигглером). Монохроматор, как отмечалось ранее, из этого диапазона должен вырезать узкую полосу волн (рис. 4).

Отношение ширины вырезанной полосы $\Delta\lambda$ к пиковому значению длины волны пропускаемого излучения λ определяет степень монохроматичности. Дифференцируя зависимость Вульфа – Брэгга, получаем

$$2d_{hkl} \cos \theta d\theta = d\lambda. \quad (2)$$

Подставляя вместо $2d_{hkl}$ величину $\lambda/\sin\theta$, имеем

$$\frac{\Delta\lambda}{\lambda} = \operatorname{ctg}\theta \Delta\theta, \quad (3)$$

где θ – угол скольжения, $\Delta\theta$ – отклонение угла скольжения, вызванное тепловыми деформациями и вибрацией кристалла.

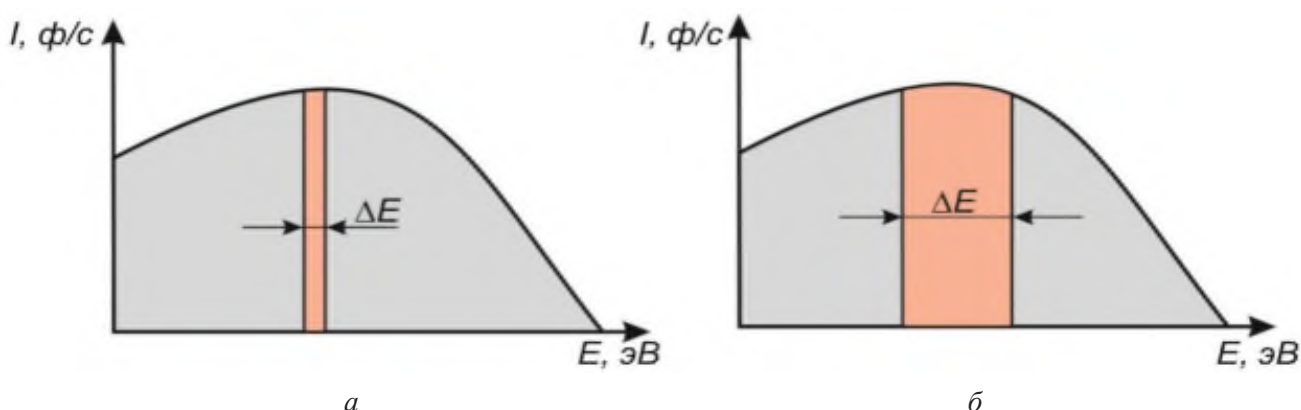


Рис. 4. Зависимость плотности потока фотонов СИ от энергии излучения (E):

a – монохроматическое излучение (степень монохроматичности $\Delta E/E = \Delta\lambda/\lambda = 10^{-4} \dots 10^{-3}$); b – «розовое» излучение ($\Delta E/E = \Delta\lambda/\lambda = 10^{-2} \dots 10^{-1}$)

Fig. 4. Dependence of SR photon flux density on radiation energy (E):

a – monochromatic radiation (degree of monochromaticity $\Delta E/E = \Delta\lambda/\lambda = 10^{-4} \dots 10^{-3}$); b – “pink” radiation ($\Delta E/E = \Delta\lambda/\lambda = 10^{-2} \dots 10^{-1}$)

В некоторых случаях специалистам, занимающимся дифракцией рентгеновского излучения, удобно оперировать не только значением длины волны излучения λ , но также величиной энергии фотонов E , соответствующей данной длине волны. Несложно показать, что

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{\Delta \lambda}{\lambda} = \operatorname{ctg} \theta \Delta \theta. \quad (4)$$

Таким образом, степень монохроматичности определяется углом скольжения θ и величиной отклонения $\Delta \theta$ [4]. В идеальном случае значение угла дифракции θ на кристалле в процессе эксперимента не изменяется. Однако в действительности, как отмечалось ранее, это допущение не выполняется. Одна из наиболее важных причин, наблюдаемых в эксперименте отклонений, связана с влиянием теплового потока, результатом которого является нагрев некоторой локальной зоны кристалла (рис. 5, выделено окружностью). Результатом такого воздействия, сопровождающегося тепловым расширением материала, является искажение его кристаллического строения [5].

Тепловое воздействие приводит к деформации сначала первого кристалла монохроматора, вызывая таким образом отклонение от условия Вульфа – Брэгга. В результате нагрева происходит локальное искажение кристаллической решетки материала (увеличение межплоскостного

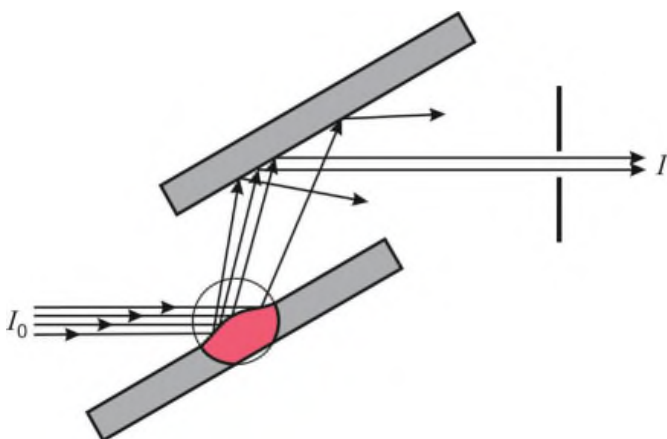


Рис. 5. Демонстрация эффекта теплового расширения локальной зоны кристалла (выделено окружностью), вызванного тепловым воздействием синхротронного излучения, на дифракцию рентгеновского излучения. По работе [5]

Fig. 5. Demonstration of the effect of thermal expansion of the local crystal zone (highlighted with a circle), caused by the thermal effect of synchrotron radiation, on the diffraction of X-rays. According to [5]

расстояния d_{hkl}). Аккумулируемое в кристалле тепло является причиной расширения материала, формирования выпуклой зоны и рассеяния излучения под различными углами. Следует отметить, однако, что изменение параметра d_{hkl} может быть связано с качеством изготовления самого кристалла и присутствием в нем дефектов различной природы. Таким образом:

$$\theta = \theta_d + \delta \theta; \quad (5)$$

$$d_{hkl} = d_d + \delta d_{hkl}, \quad (6)$$

где θ_d и d_d – угол дифракции и межплоскостное расстояние для случая, соответствующего идеальному выполнению условия Вульфа – Брэгга; $\delta \theta$ и δd_{hkl} – возможные погрешности соответствующих величин.

Отклонения от идеального режима работы монохроматора, обусловленные расширением кристалла при его нагреве, а также вибрацией из-за турбулентного течения охлаждающей жидкости либо передающейся от фундамента, являются причинами пропуска прибором дифрагированных волн, соответствующих некоторому диапазону энергии. Это означает, что прошедшее через монохроматор излучение представляет собой пучок, характеризующийся диапазоном длин волн $\Delta \lambda$. Отмеченные причины влияют на угол скольжения θ_d и межплоскостное расстояние d_d , значения которых условием (1) связаны с конкретной длиной волны, соответствующей определенной энергии излучения.

Тепловой нагрев и вибрации различной природы являются негативными факторами, которые проявляются непосредственно во время работы монохроматора. В то же время имеются и дополнительные факторы снижения степени монохроматичности излучения, обусловленные несовершенством строения кристаллов (неплоскостью внешней поверхности, мозаичностью структуры материала). Мозаичность является одним из возможных дефектов кристаллического строения. Монокристалл, установленный в монохроматор, состоит из множества «блоков», разориентированных друг относительно друга на небольшие углы (рис. 6). Мозаичность кристалла как один из факторов, определяющих степень монохроматичности излучения, анализировалась Ч.Г. Дарвином еще в 1922 году [6]. Под неплоскостью понимают расстояние между реальной и идеальной



Рис. 6. Демонстрация мозаичности кристалла на примере пяти блоков, разориентированных друг относительно друга под небольшими углами

Fig. 6. Demonstration of crystal mosaicity on the example of five blocks disoriented relative to each other at small angles

поверхностью кристаллической пластины. Негативное влияние на монохроматичность излучения оказывает также шероховатость (впадины и выступы), возникшая на последней стадии обработки поверхности.

При решении определенного класса задач достаточно (а иногда – необходимо) обеспечить степень монохроматичности, соответствующую «розовому» пучку (рис. 4, б) [7]. Спектральная ширина «розового» излучения на 1...3 порядка больше по сравнению с монохроматическим. Для формирования «розового» пучка используют монохроматоры, оснащенные рентгеновскими зеркалами, которые представляют собой многослойные структуры в виде чередующихся пар слоев из разных материалов, характеризующихся различными показателями преломления (рис. 9).

Важная характеристика монохроматора связана с его отражательной способностью (рис. 7). Описывается этот параметр кривой Дарвина – или, как еще ее называют, кривой качания, представляющей функцию углового смещения от углов Брэгга для основного излучения рентгенов-



Рис. 7. Кривая отражательной способности оптического элемента монохроматора

Fig. 7. Reflectivity curve of the monochromator optical element

ских лучей [6, 8]. «Белый» пучок синхротронного излучения падает на оптический элемент под некоторым углом θ_d . В соответствии с условием (1) из него «выделяется» монохроматическое излучение требуемой длины волны. Кривые качания иллюстрируют зависимость отражательной способности R при угле θ с некоторым смещением углов $\delta\theta$, величины которого сопоставимы с угловыми секундами [8]. Кривая отражательной способности показывает процент отраженного излучения в определенном диапазоне углов, т. е. указывает на «качество» интерференционного пика.

В работе [9] представлены результаты эксперимента, который демонстрирует, что при разной ориентации кристалла и энергии излучения кривые отражательной способности имеют разную ширину (рис. 8).

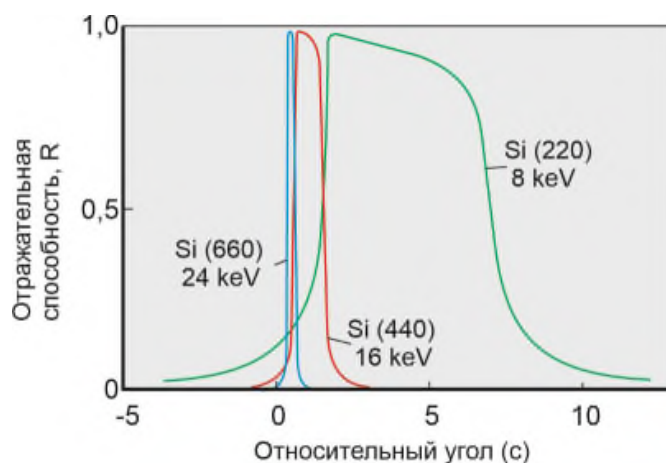


Рис. 8. Кривая отражательной способности для Si (660), Si (440) и Si (220) при энергиях 24, 16 и 8 кэВ. Из работы [9]

Fig. 8. Reflectivity curve for Si (660), Si (440) and Si (220) at energies of 24, 16 and 8 keV. From [9]

Отражательная способность кристалла зависит не только от угла скольжения, но и от ориентации плоскости (от индексов Миллера). Интеграл по кривой качания дает количественную оценку интенсивности монохроматического излучения, а исходя из величин смещения углов можно оценить степень монохроматичности.

Монохроматоры на основе многослойных структур

Одно из широко применяемых на практике решений, связанных с монохроматизацией рентгеновского излучения, основано на исполь-

зовании многослойных структур [10, 11]. Получают их последовательным нанесением тонких чередующихся слоев двух разнородных материалов. С использованием такого подхода формируется гетерофазная структура типа А-В-А-В... (рис. 9). Каждая пара многослойной структуры представлена материалами, которые отличаются друг от друга коэффициентом преломления рентгеновского излучения, а также атомной массой Z . Толщина слоев материала А (t_A), характеризующегося низкой пропускной способностью (высокими значениями Z), обычно меньше по сравнению с толщиной материала В (t_B), пропускная способность которого выше [3]. Период многослойной структуры является величина $\Lambda = t_A + t_B$. Примером тяжелого элемента, используемого для получения многослойных рентгеновских зеркал, является вольфрам, примером легкого элемента – углерод. Как правило, тонкие слои выращивают, используя метод магнетронного напыления.

Рассеяние рентгеновских лучей на границах раздела между двумя подслоями, так же как и в кристаллах, приводит к формированию дифракционных максимумов. Закон Вульфа – Брэгга для многослойных материалов может быть записан в виде

$$2\Lambda \sin \theta = n\lambda, \quad (7)$$

где целое число $n = 1, 2, \dots$ является порядком максимума отражения. Следует подчеркнуть, что в данном случае период $\Lambda = t_A + t_B$ не является

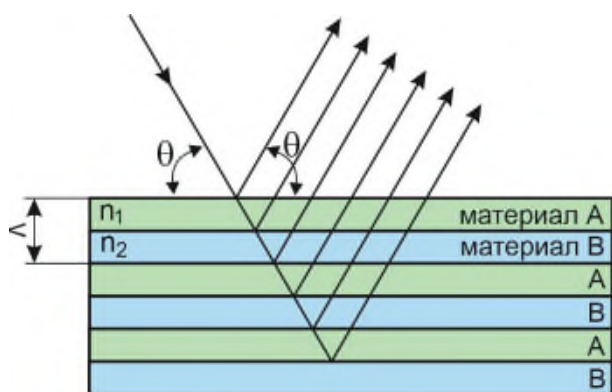


Рис. 9. Схема многослойного рентгеновского зеркала, представленная парами слоев материалов А и В, характеризующихся показателями преломления n_1 и n_2

Fig. 9. Schematic of a multilayer X-ray mirror represented by pairs of layers of materials А and В characterized by refractive indices n_1 and n_2

ся расстоянием между атомными плоскостями в кристалле. С учетом отмеченных обстоятельств многослойные материалы можно рассматривать как «искусственные кристаллы» [3].

В качестве примера искусственно созданного гетерофазного материала можно привести многослойную структуру типа Ru/B₄C, используемую в качестве материала рентгеновского зеркала на линии BM5 в ESRF (Гренобль, Франция), оснащенной поворотным магнитом [12]. На кремниевой подложке было сформировано семьдесят одинаковых по толщине слоев Ru и B₄C. Период многослойной структуры Λ составляет 4,0 нм. Результаты проведенного моделирования свидетельствуют о шероховатости межфазной поверхности на уровне 0,3 нм.

Монохроматический пучок увеличивает контраст изображения за счет уменьшения артефактов, а также предоставляет доступ к более сложным методам контрастирования. В то же время проявлению контраста способствует увеличение числа фотонов, что может быть обеспечено применением зеркальных монохроматоров [13]. По сравнению с кристаллическими монохроматорами многослойные монохроматоры обладают рядом других преимуществ. В частности, имеется возможность формировать периодическую структуру с расстоянием между слоями значительно больше 1 нм, что позволяет увеличивать диапазон длин волн отраженных фотонов. Таким образом, ширина полосы пропускания многослойного материала $\Delta E/E$ на один-два порядка больше по сравнению с кристаллическим монохроматором. Следовательно, многослойные зеркала отражают большую часть спектра, что приводит к увеличению интегральной интенсивности излучения [14]. По этой причине многослойные зеркала и двухзеркальные монохроматоры широко используются для формирования «розовых» пучков.

Для получения многослойных структур могут быть использованы различные сочетания материалов. В некоторых случаях преимущество отдается таким парам веществ, как W/Si, Mo/Si, Pd/B₄C, W/B₄C, Mo/B₄C, Ru/B₄C. Возможно применение иных систем, в том числе Ni/C, Cr/Sc, Cr/Be, La/B₄C и др. Примеры исследования многослойных структур отражены в работах [9, 14–16]. При выборе типов бислоев для многослойных монохроматоров важно учиты-

вать и другие факторы, возникающие в процессе изготовления и эксплуатации оборудования, – например, уровень тепловой нагрузки, действующей на материал. Одна из особенностей, характерных для многослойных монохроматоров, заключается в проявлении взаимной диффузии атомов в разнородных материалах и возможности образования на границах слоев новых фаз. В англоязычной литературе двухзеркальные монохроматоры называют DMM (Double Multilayer Monochromator).

Конфигурации и геометрия оптических элементов

Принцип дифракции, обеспечивающей монохроматизацию рентгеновского излучения, может быть реализован с использованием двух схем. Одна из них – схема Брэгга (рис. 10, а) – предполагает отражение лучей поверхностными слоями кристалла. Первые монохроматоры, основанные на этой схеме, предложили в 1921 году Дэвис и Стемפל [17]. В отличие от схемы Брэгга, представленная в работе [18] схема Лауэ основана на прохождении излучения сквозь кристалл (рис. 10, б). В обоих случаях реализуется условие Вульфа – Брэгга.

В зависимости от выбора геометрии и ориентации кристаллов монохроматора выходящее из него излучение характеризуется различной

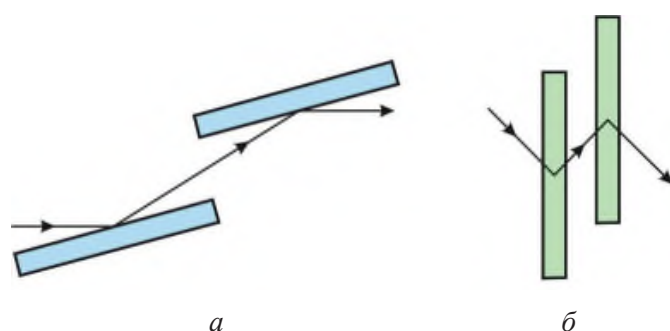


Рис. 10. Дифракция излучения на кристаллах монохроматора:

а – дифракция по схеме Брэгга (отражение рентгеновских лучей); б – дифракции по схеме Лауэ (прохождение рентгеновского излучения через кристалл)

Fig. 10. Diffraction of radiation on crystals of a monochromator:

а – diffraction according to the Bragg scheme (reflection of X-rays); б – diffraction according to the Laue scheme (passage of X-rays through the crystal)

степенью монохроматичности (рис. 11). Два кристалла, соответствующие варианту, представленному на рис. 11, а, имеют одинаковую пространственную решетку. Их кристаллографические поверхности одинаковым образом ориентированы в пространстве. В такой «недисперсионной» конфигурации монохроматичность пучка при отражении от второго кристалла не улучшается. Роль второго кристалла при реализации данной схемы заключается в восстановлении первоначального направления хода луча. В англоязычной литературе подобные двухкристальные монохроматоры обозначают аббревиатурой DCM (Double Crystal Monochromator).

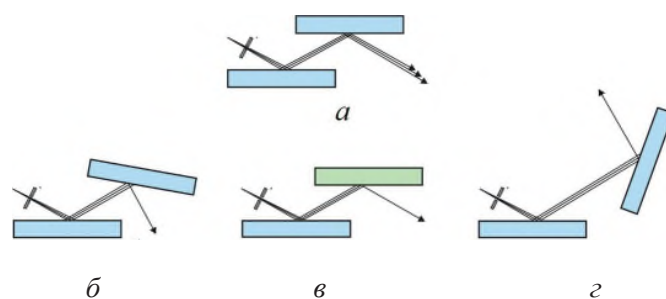


Рис. 11. Конфигурация недисперсионных (а) и дисперсионных (б–г) кристаллов

Fig. 11. Configuration of non-dispersive (a) and dispersive (б–г) crystals

В том случае, когда требуется улучшить степень монохроматичности, можно использовать одно из трех решений, схематически представленных на рис. 11, б–г. Второй кристалл, в отличие от первого, имеет другую кристаллографическую ориентацию (рис. 11, б, г) либо выполнен из другого материала (рис. 11, в) с иной ориентацией поверхностей. Дисперсионные схемы обеспечивают повышенную монохроматичность излучения за счет дополнительной дифракции на втором кристалле, способствующей выделению более узкой полосы длин волн. Количество фотонов, передаваемых в требуемом направлении, при этом снижается. Более подробно анализируемые схемы описаны в работе [19]. Дисперсионная компоновка кристаллов, соответствующая рис. 11, б, была использована авторами работы [20]. В работе [21] представлена конфигурация, аналогичная схеме, соответствующей рис. 11, г. В обоих случаях имеет место асимметричное отражение лучей.

Для улучшения монохроматичности излучения могут быть использованы приборы, обеспечивающие более двух отражений на кристаллах. В работах [21–23] представлены монохроматоры с двумя и тремя парами кристаллов (четыре и шесть отражений), каждая из которых выделяет определенную спектральную полосу. Приборы такого типа, обладающие улучшенными показателями монохроматичности, дают возможность сохранить ось пучка от входа в монохроматор до его выхода. В некоторых случаях выполнение этого условия является важным при проектировании станций синхротронного излучения [24, 25]. Большинство монохроматоров, установленных на источниках СИ, оснащено узлами с двумя кристаллами [26].

Одна из наиболее распространенных конструкций кристаллических монохроматоров предполагает использование кристаллов с канальной огранкой. В этом случае обе пластины монохроматора принадлежат одному и тому же монокристаллическому блоку. В русскоязычной литературе конструкции, изготовленные по такой схеме (рис. 12), называют «бабочкой» [27], в англоязычном варианте – channel-cut monochromator (CCM).

В отличие от двухкристалльных монохроматоров при использовании схемы «бабочка» кристалл вырезают из моноблока таким образом, что его отражающие поверхности располагаются с внутренних сторон канала (рис. 12) [28, 29]. Основное преимущество такого технического решения заключается в возможности обеспечить идеальную параллельность отражающих по-

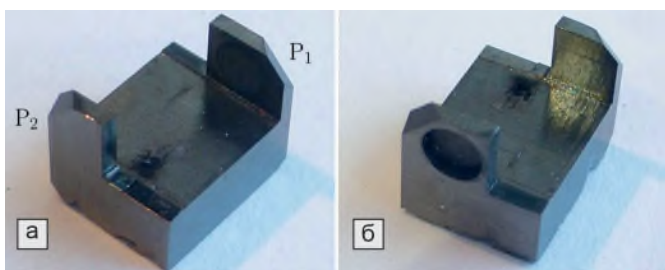


Рис. 12. Рабочий элемент кристаллического монохроматора «бабочка». Две грани кристалла, на которых происходит отражение пучка, относятся к единому монокристаллу [28]

Fig. 12. The working element of the channel-cut monochromator. Two faces of the crystal, on which the beam reflection occurs, belong to a single monocrystal [28]

верхностей на стадии изготовления кристалла. Существенное нарушение параллельности рабочих поверхностей «бабочки», обусловленное тепловой деформацией материала, наблюдается при высоких энергиях излучения (свыше 20 кэВ [3, с. 152]). При использовании монохроматоров с независимыми кристаллами, обладающими несколькими степенями свободы, возможны сложности в обеспечении параллельности их рабочих поверхностей [28].

Одна из разновидностей дисперсионных монохроматоров с канальной огранкой, обеспечивающая четырехкратное отражение рентгеновских лучей [21, 22, 30, 31], показана на рис. 13, б [30]. В работе [32] продемонстрирована схема монокристалла с канальной огранкой, рабочие поверхности которого представлены тремя дифрагирующими гранями (рис. 14).

При анализе оптических схем в геометрии Брэгга и Лауэ выделяют симметричное (рис. 15, а) и асимметричное (рис. 15, б, в) отражение рентгеновских лучей [33].

Схемы с симметричным и асимметричным отражением отличаются длиной хода лучей в кристаллах. При симметричном отражении (рис. 15, а) атомные плоскости параллельны поверхности кристалла. В случае асимметричного отражения плоскости кристалла ориентированы под углом к атомным плоскостям, составляющим обычно 5...10° [34, с. 283]. Варианты кристал-

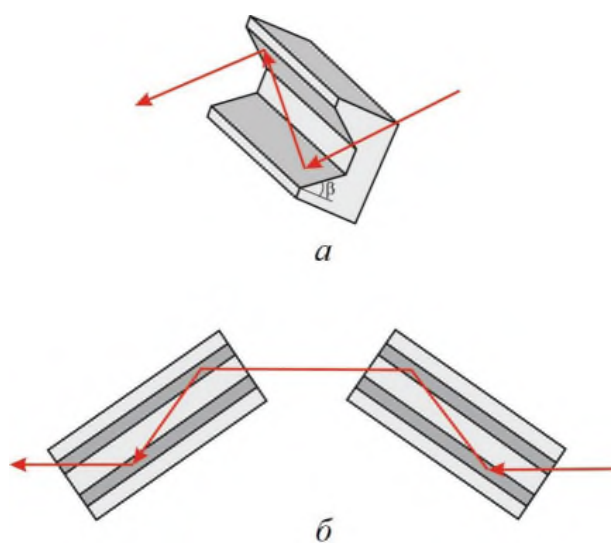
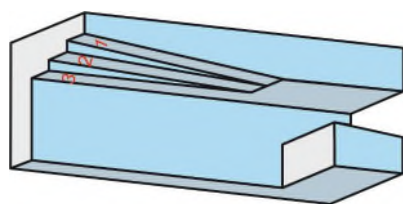
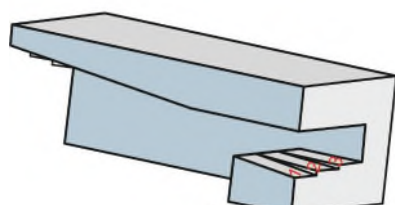


Рис. 13. Монохроматор с канальной огранкой: β – угол наклона грани [30]

Fig. 13. Monochromator with channel-cut: β – angle of inclination of the facet [30]



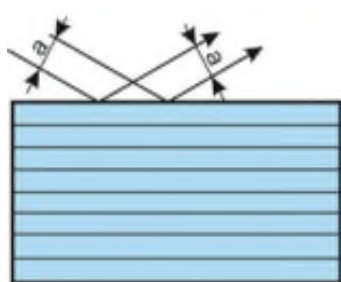
a



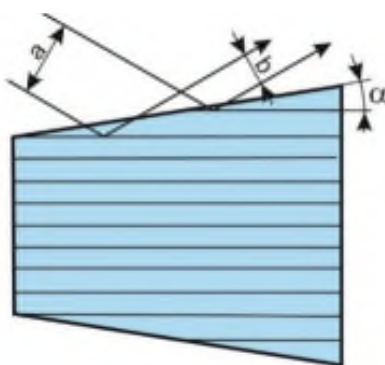
б

Рис. 14. Монохроматор «бабочка» с тремя дифрагирующими гранями [32]. Вид на кристалл с двух разных сторон

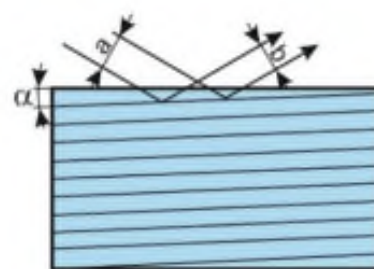
Fig. 14. The channel-cut monochromator with three diffracting faces [32]. View of the crystal from two different sides



a



б



в

Рис. 15. Варианты ориентации атомных плоскостей в кристаллах монохроматоров

Fig. 15. Variants of orientation of atomic planes in monochromator crystals

лов, обеспечивающих асимметричное отражение, представлены на рис. 15, б, в. При использовании схемы асимметричного отражения длина оптического хода падающего на кристалл луча отличается от длины хода отраженного луча [35]. Такая схема дает возможность формирования более плотного монохроматического излучения по сравнению со схемой с симметричным отражением.

Расстояние между входящим в монохроматор пучком СИ и пучком, выходящим из него, принято называть beam offset (смещение луча). На рис. 16 этот параметр обозначен символом h . В зависимости от схемы крепления кристаллов (зеркал) монохроматора могут быть реализованы конструкции с фиксированным и нефиксированным выходом лучей. На рис. 16 показаны поло-

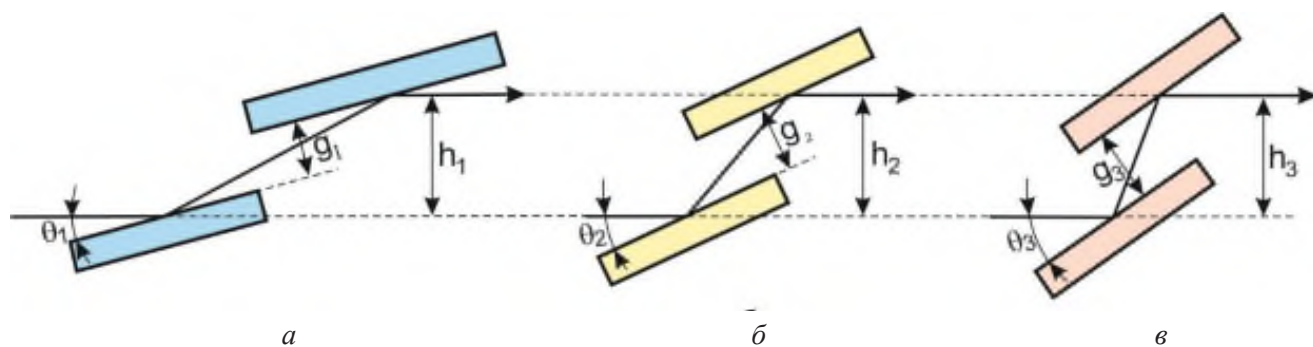


Рис. 16. Постоянное смещение луча при изменении угла падения θ (фиксированный выход луча из монохроматора: $h_1 = h_2 = h_3$)

Fig. 16. Constant displacement of the beam when changing the angle of incidence θ (fixed beam exit from the monochromator: $h_1 = h_2 = h_3$)

жения кристаллов, соответствующие различным углам скольжения θ входящих лучей [36]. Из рисунка следует, что выходящие из монохроматора лучи находятся на одной и той же высоте, т. е. их смещение одинаково ($h_1 = h_2 = h_3$).

Смещение луча зависит от способа крепления оптических элементов. Речь идет о том, связаны элементы между собой жестко или закреплены независимо друг от друга. Фиксированный выход луча достигается регулировкой зазора g между кристаллами. Постоянное смещение луча h определяется зависимостью

$$h = 2g \cos \theta, \quad (8)$$

где g – расстояние между оптическими элементами монохроматора; θ – угол скольжения луча.

Для углов, соответствующих диапазону $0 < \theta < 45^\circ$, второй оптический элемент необходимо удлинять (рис. 16, а). Если же углы скольжения больше 45° , то необходимости удлинять оптический элемент не возникает (рис. 16, б, в) [37].

На рис. 17 представлен случай, когда оптические элементы между собой связаны жестко, а следовательно, зазор g между ними одинаков [38]. При реализации этой схемы изменение угла скольжения луча ($\theta_1 \neq \theta_2 \neq \theta_3$) приводит также к изменению величины смещения h ($h_1 \neq h_2 \neq h_3$). В этом случае речь идет о нефиксированном выходе лучей. Соответствующий такому расположению элементов вариант монохроматора описан в работе [37].

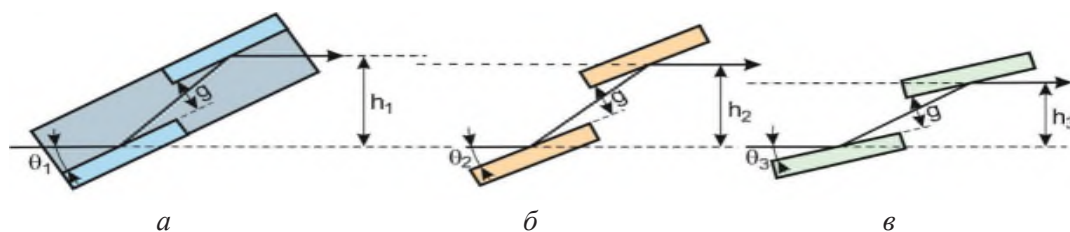


Рис. 17. Различная величина смещения лучей ($h_1 \neq h_2 \neq h_3$) при изменении угла падения θ (монохроматор с нефиксированным выходом луча)

Fig. 17. Different magnitude of ray displacement ($h_1 \neq h_2 \neq h_3$) when changing the angle of incidence θ (monochromator with non-fixed ray output)

Одна из задач, возникающих при создании монохроматора, связана с выбором оси вращения кристаллов [39]. Возможны три варианта ее расположения (рис. 18). В соответствии с одним из них ось вращения системы из двух кристаллов находится на первом оптическом элементе (в точке O_1). Возможно также расположение оси вращения на середине луча между оптическими

элементами (в точке O_2). В третьем варианте речь идет об оси, находящейся в точке падения луча на второй кристалл монохроматора (в точке O_3). Точка вращения играет важную роль в геометрии хода лучей в монохроматоре.

Фокусирующие монохроматоры

При проведении исследований с использованием синхротронного излучения возникают задачи, для решения которых необходим либо сфокусированный, либо расходящийся пучок. Один из подходов, позволяющий формировать сфокусированные пучки, основан на использовании изогнутых кристаллов. Ниже описаны основные конфигурации монохроматоров с изогнутыми кристаллами. Схема Лауэ, основанная на прохождении «белого» пучка синхротронного излучения через кристалл монохроматора, представлена на рис. 10, б. В соответствии с ней полихроматический пучок СИ входит в кристалл, где испытывает отражение под углом к атомным

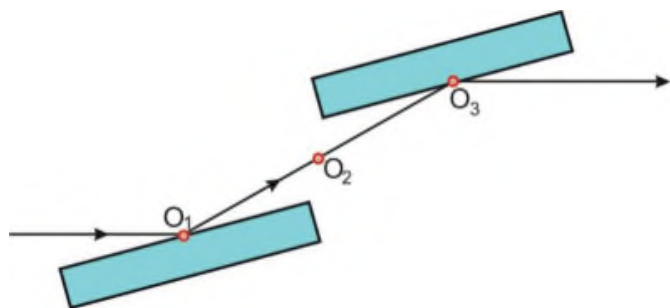


Рис. 18. Три возможных варианта расположения осей вращения оптических элементов монохроматоров

Fig. 18. Three possible arrangements of rotation axes of optical elements of monochromators

плоскостям, удовлетворяющим условию Вульфа – Брэгга. Кристаллы монохроматоров, реализующих дифракцию по схеме Лауэ, нашли широкое применение при решении задач, связанных с необходимостью фокусировки синхротронного излучения [35]. Предпосылкой к этому стала разработка в начале 1930-х годов спектрографа Иветт Кошуа, с использованием которого было показано, что изогнутые кристаллы позволяют фокусировать рентгеновское излучение [40]. Ход лучей, соответствующий указанной работе (рис. 19, а), можно рассматривать как модифицированную схему Лауэ. Продолжения атом-

ных плоскостей изогнутого кристалла сходятся в точке N , а продолжения падающих лучей – в точке F' . В случае падения излучения с выпуклой стороны, как это показано на рис. 19, а, рентгеновское излучение фокусируется в пятно F . Точки F' , N , а также совокупность точек, лежащих в пятне F , находятся на одной окружности радиусом R , называемой фокальной. Схема, представленная на рис. 19, б, называется схемой Иоганна [41]. На рис. 19, в изображена схема Иоганссона [42]. Для случаев 19, в, г источник излучения I и пятно фокусировки должны находиться на фокальной окружности.

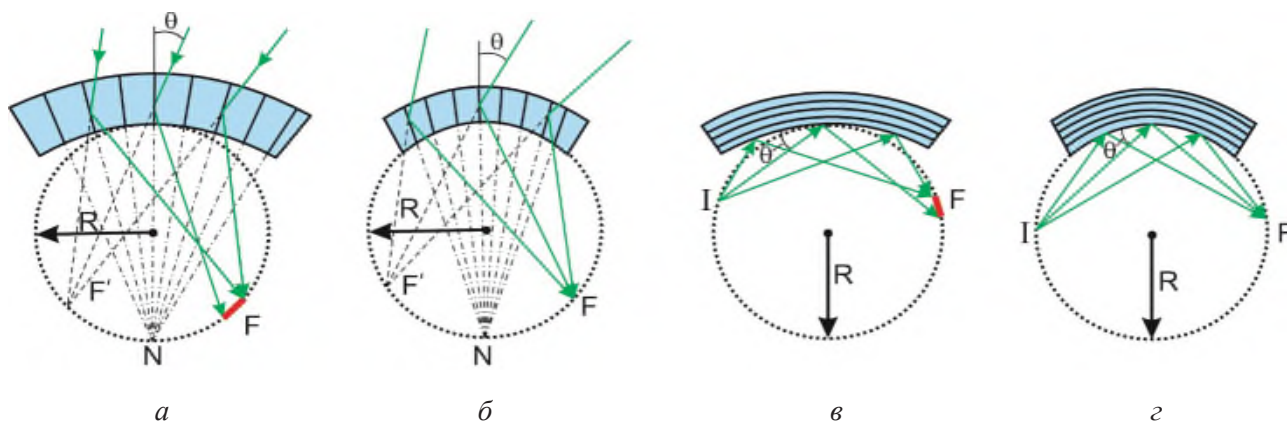


Рис. 19. Схемы прохождения луча в фокусирующих монохроматорах с изогнутыми кристаллами: а – схема Кошуа – Иоганна (модифицированная схема Лауэ); б – схема Кошуа – Иоганссона; в – схема Иоганна (атомные плоскости и фокальная окружность имеют разные радиусы кривизны); г – схема Иоганссона (атомные плоскости и фокальная окружность имеют одинаковые радиусы кривизны)

Fig. 19. Schemes of ray path in focusing monochromators with curved crystals:

а – Cauchois-Johann scheme (modified Laue scheme); б – Cauchois-Johansson scheme; в – Johann scheme (atomic planes and focal circle have different radii of curvature); г – Johansson scheme (atomic planes and focal circle have the same radii)

Направив излучение с внутренней стороны кристалла, можно расширить пучок, как это показано на рис. 20 [43].

Наряду со схемой Кошуа, предполагающей падение излучения на внешнюю сторону кри-

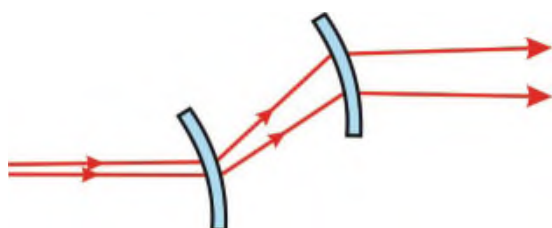


Рис. 20. Лауэ-монохроматор с изогнутыми кристаллами, расширяющий пучок

Fig. 20. Laue monochromator with bent crystals expanding the beam

сталла, эффект фокусировки может быть достигнут также с использованием схем Иоганна (рис. 19, б) и Иоганссона (рис. 19, в), при реализации которых излучение падает на кристалл с его внутренней стороны. Обе отмеченные схемы основаны на дифракции излучения по Брэггу. Отличие их между собой связано с радиусом кривизны кристаллов. При реализации схемы Иоганссона радиус фокальной окружности и радиус изгиба кристалла совпадают. В схеме Иоганна радиус фокальной окружности меньше.

Кристаллы, устанавливаемые в фокусирующие монохроматоры, могут быть деформированы определенным образом. Различают изгиб сагитальный [44] и меридиональный [45] (рис. 21).

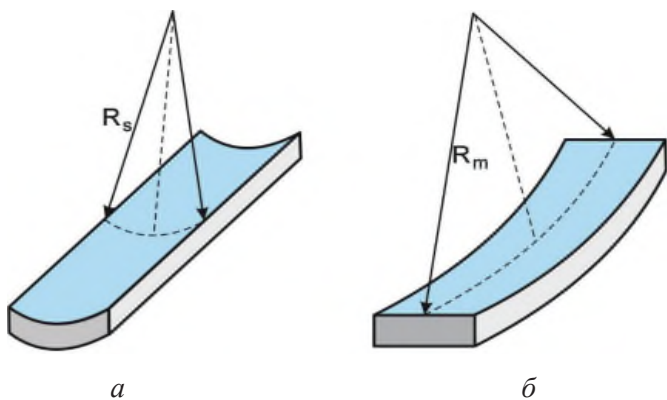


Рис. 21. Изогнутые оптические элементы. Сагиттальный изгиб кристалла с радиусом R_s (а) и меридиональный изгиб с радиусом R_m (б)

Fig. 21. Curved optical elements. Sagittal bending of a crystal with radius R_s (a) and meridional bending with radius R_m (b)

В зависимости от типа изгиба кристалла фокусное расстояние монохроматора определяют в соответствии с формулами

$$R_s = 2 \sin \theta \frac{pq}{p+q} = 2f \sin \theta; \quad (9)$$

$$R_m = \frac{2}{\sin \theta} \frac{pq}{p+q} = \frac{2f}{\sin \theta}, \quad (10)$$

где p – расстояние от источника до кристалла; q – расстояние от кристалла до образца; f – фокусное расстояние.

Для регулировки фокусного расстояния монохроматора необходимо обеспечить изменение радиуса кривизны кристалла. Монохроматоры оснащают механическими устройствами, позволяющими настраивать необходимый изгиб кристалла.

На рис. 22 изображено устройство монохроматора, описанного в работе [46]. Прибор оснащен двумя узлами крепления кристаллов с использованием схемы, обеспечивающей фиксированный выход луча. Реализуется это за счет перемещения первого (нижнего) узла кристалла вдоль оси распространения пучка, а фокусировка обеспечивается тягами, закрепленными на кристаллах. Увеличенное изображение одного из кристаллов с закрепленной на нем тягой и механизмом деформации представлено на рис. 23.

Одно из технических решений задачи, связанной с изгибом кристалла, описано в работе [47] (рис. 24). Изображенная на рисунке схема предусматривает деформацию кристалла четырьмя рычагами.

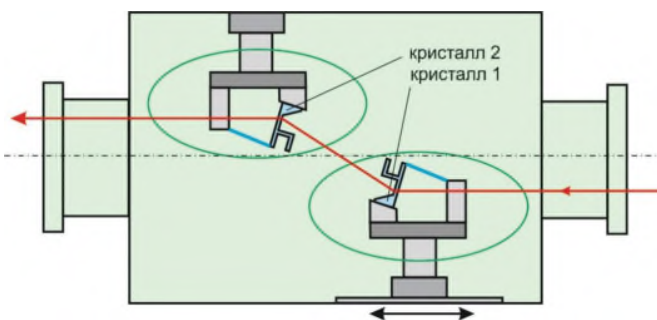


Рис. 22. Изогнутые оптические элементы монохроматора с фиксированным выходом

Fig. 22. Curved optical elements of the fixed beam offset monochromator

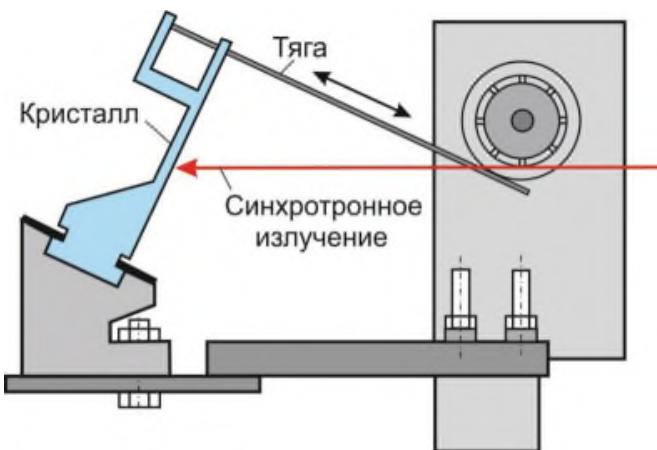


Рис. 23. Узел с первым кристаллом монохроматора. По работе [46]

Fig. 23. Node with the first crystal of the monochromator. According to [46]

Кристалл, представленный на рис. 24, в исходном состоянии характеризуется сагиттальным изгибом. Механическое устройство позволяет изгибать его также и в меридиональном направлении (рис. 25, а). Таким образом, кристалл монохроматора может быть одновременно изогнут по двум направлениям.

Один из вариантов сочетания элементов, обеспечивающих фокусировку синхротронного излучения, представлен на рис. 25. В состав фокусирующего устройства входят два многослойных рентгеновских зеркала [48, 49], одно из них является плоским, а второе изогнутым. Прикладывая механическую нагрузку, можно изменять радиус кривизны второго зеркала.

Конструктивные особенности создаваемых монохроматоров определяются в первую оче-

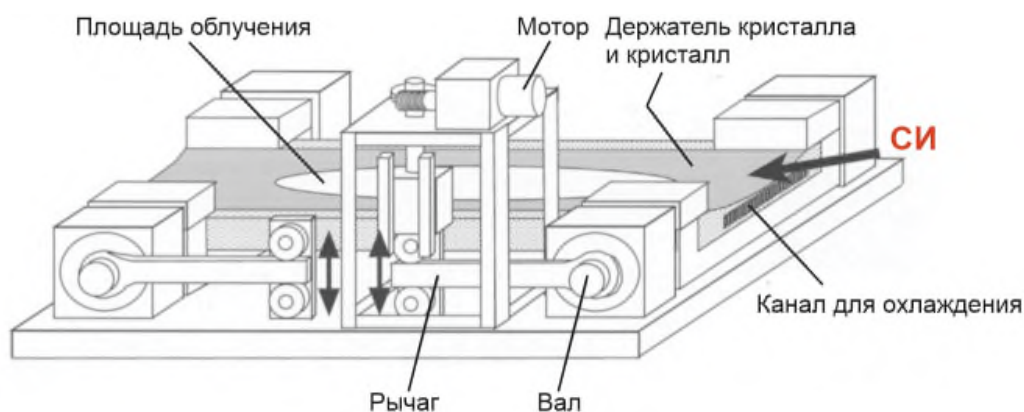


Рис. 24. Схема устройства для изгиба кристалла монохроматора. По работе [47]

Fig. 24. Schematic of the device for bending the monochromator crystal. According to [47]

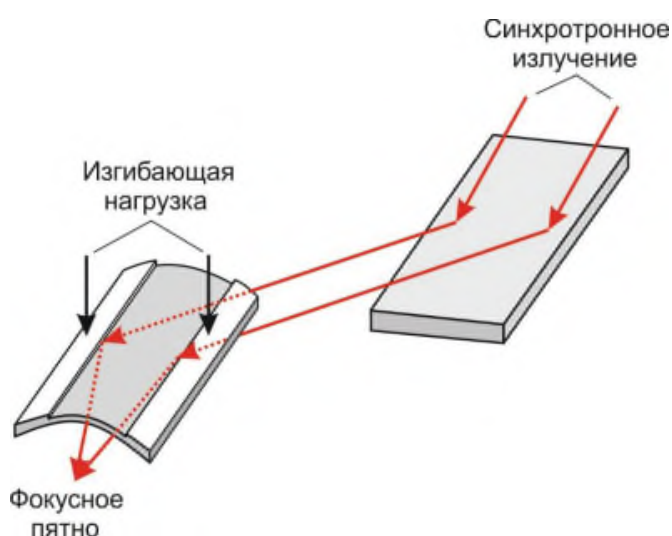


Рис. 25. Конфигурация зеркал фокусирующего монохроматора. По работе [48]

Fig. 25. Configuration of mirrors of the focusing monochromator. According to [48]

редь типом решаемых задач. Во многих случаях проектируются уникальные по техническим параметрам устройства.

Тепловая нагрузка синхротронного излучения на оптические элементы

При выборе материалов для монохроматизации синхротронного излучения анализируются три аспекта: дифракционный, тепловой и механический. Важнейшее требование к материалам, используемым для изготовления оптических элементов, заключается в способности рассеивать тепловую нагрузку, вызванную локальным воздействием «белого» пучка СИ на поверхность изделия (рис. 5). Кроме того, материал должен

быть устойчив к радиационным повреждениям [3, 5] и соответствовать требованиям по полосе пропускания излучения. Материалы, используемые для производства рентгеновских зеркал многослойных монохроматоров, были описаны в разделе «Монохроматоры на основе многослойных структур».

При изготовлении кристаллических монохроматоров в качестве элементов, обеспечивающих дифракцию рентгеновского излучения, наиболее часто используются кристаллы кремния и германия, обладающие необходимой теплопроводностью [50]. Эту функцию может выполнять также алмаз. Кристаллы алмаза используются на станциях с большим потоком излучения, характеризующегося повышенной тепловой нагрузкой. Тем не менее, обладая отличной теплопроводностью, алмазы в сравнении с кремнием и германием характеризуются более низкими значениями коэффициента отражения [51], что ограничивает возможности практического применения этого материала.

Оптический элемент (кристалл монохроматора, рентгеновское зеркало), воспринимающий основную тепловую нагрузку, подвержен деформации, сопровождающейся в итоге изменением его формы. Для сохранения параллельности рабочих поверхностей пар кристаллов (и рентгеновских зеркал), а следовательно, для обеспечения функциональности прибора используется принудительное охлаждение теплонагруженных элементов. В зависимости от количества тепла, выделяемого в единицу объема материала, выбирается тип охлаждения – водяное или криогенное, а также способ охлаждения – прямой либо косвенный.

Проблемы, связанные с охлаждением кристаллов, являются одними из наиболее важных при конструировании монохроматоров [5]. Особенности используемых разработчиками технических решений определяют показатели точности приборов. Ниже приведено несколько вариантов монохроматоров, в которых реализуются различные подходы к проблеме охлаждения оптических элементов. Один из них заключается в использовании каналов охлаждения (рис. 26), проложенных непосредственно в кристаллах монохроматора [52].

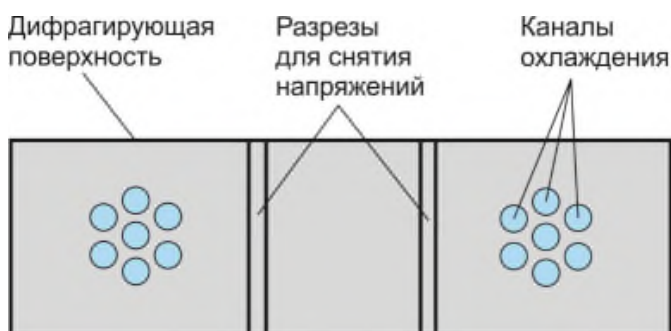


Рис. 26. Схема кристалла с прямым охлаждением.
По работе [52]

Fig. 26. Schematic of the crystal with direct cooling.
According to [52]

В работах [53–55] описаны монохроматоры, в которых реализуется принцип косвенного охлаждения оптических элементов (рис. 27). Суть его заключается в передаче тепла от нагретого кристалла к плотно прижатому охладителю, по внутренним каналам которого прокачивается охлаждающая жидкость.

При конструировании монохроматоров необходимо учитывать также аспекты, связанные с воздействием вибрационного «загрязнения». Речь идет о вибрациях грунта, электроприборов и прочего оборудования. Следствием этого воздействия являются колебания положения пучка на оптических элементах и образце. Вибрация оптических элементов приводит к нарушению юстировки прибора, что препятствует достижению его оптимальных параметров [56]. Факторы, способствующие проявлению деформации и колебаний элементов монохроматора, связаны с влиянием тепловой нагрузки, воздействием зажимов на кристаллы или рентгеновские зеркала, а также с колебаниями, вызванными системой охлаждения. Особенности вибраций, возника-

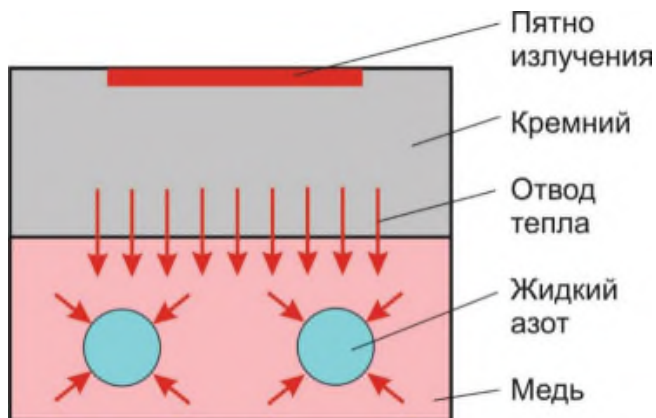


Рис. 27. Схема косвенного охлаждения кристалла монохроматора. Красными стрелками показан тепловой поток от кристалла к каналам охлаждения с жидким азотом. По работе [54]

Fig. 27. Scheme of indirect cooling of the monochromator crystal. Red arrows show the heat flow from the crystal to the cooling channels with liquid nitrogen.
According to [54]

ющих в процессе эксплуатации монохроматора из-за теплового воздействия пучка на кристалл, проанализированы в работе [57].

В тех случаях, когда тепловое воздействие на кристаллы и рентгеновские зеркала не является критическим, охлаждение оптических элементов не требуется.

Дополнительно о монохроматорах

По своей сути монохроматор представляет собой оптико-механический прибор, к которому предъявляется широкий набор требований. Технические решения, обеспечивающие надежную работу монохроматора с соблюдением показателей точности, определяются разработчиками оборудования. В то же время при проектировании большинства приборов используются стандартные решения. Так, например, для вращения кристаллов применяют гониометрические устройства, представленные схематически на рис. 28.

На практике возможны различные варианты установки гониометров. Схемы устройств с горизонтально и вертикально ориентированными осями вращения представлены на рис. 29.

На рис. 22 представлен монохроматор, иллюстрирующий еще одно техническое решение, связанное с управлением кристаллами. В данном приборе один из кристаллов (второй)

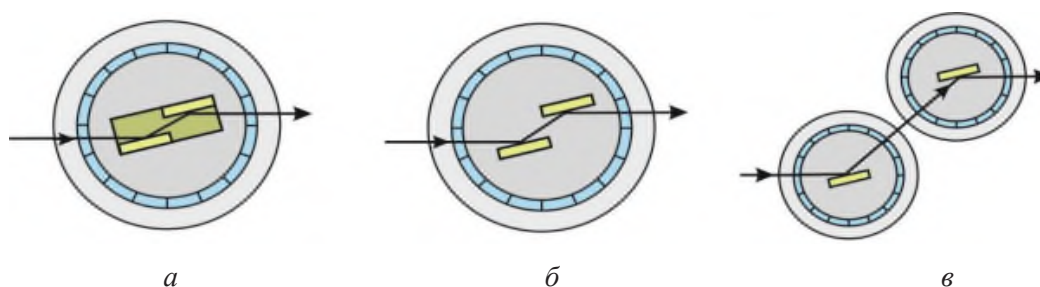


Рис. 28. Схемы гониометров:

a – гониометр с кристаллом типа «бабочка»; *б* – гониометр с кристаллами типа «квазибабочка»; *в* – гониометр, реализующий схему сопряжения независимых кристаллов

Fig. 28. Schemes of goniometers:

a – goniometer of «butterfly» type; *б* – goniometer of quasi channel-cut monochromator; *в* – goniometer realizing the scheme of conjugation of independent crystals

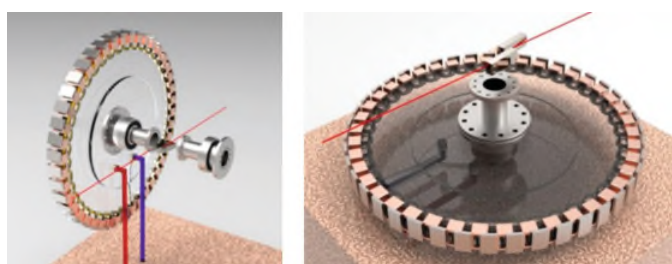


Рис. 29. Схемы установок с горизонтально и вертикально ориентированными осями гониометра

Fig. 29. Schemes of installations with horizontally and vertically oriented goniometer axes

зафиксирован неподвижно, а другой связан с перемещающимся механизмом, что позволяет зафиксировать выход луча (beam offset). На практике реализуются и другие варианты обеспечения движений на монохроматорах. Оптические элементы могут быть оба подвижными, либо подвижным является только один из них. Предложены схемы отражения луча как в вертикальной, так и в горизонтальной плоскости. Конечное решение определяется разработчиками устройств и зависит от набора задач, решаемых на экспериментальной станции.

Для использования в составе станций были предложены монохроматоры, содержащие несколько пар кристаллов [58, 59] различной геометрической формы. Схема монохроматора, описанного в работе [58], представлена на рис. 30. Красной стрелкой выделен входящий пучок синхротронного излучения. С целью подстройки под падающий луч пары кристаллов перемещаются по рельсам, зафиксированным на каркасе, который на рис. 30 изображен синим

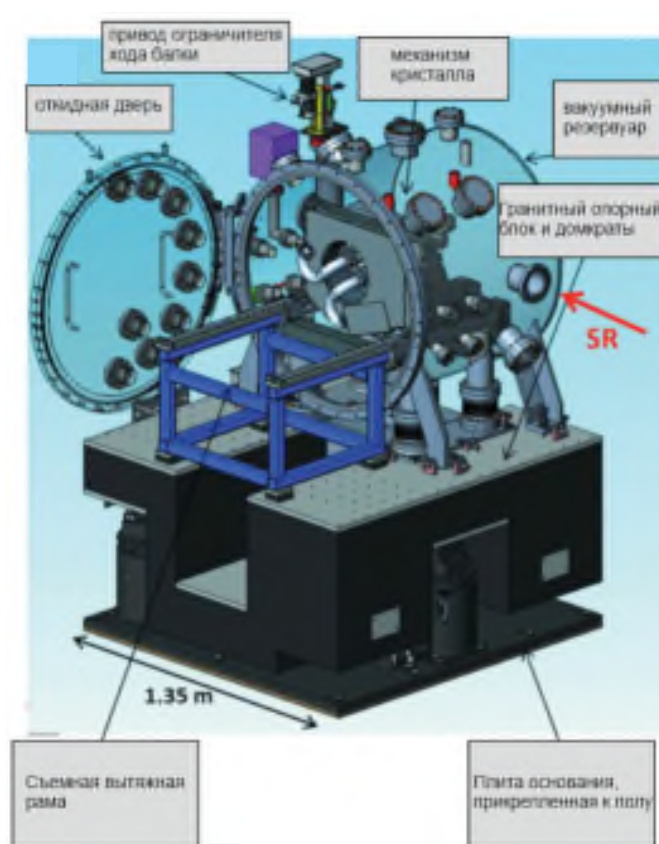


Рис. 30. Принципиальная схема монохроматора с двумя парами кристаллов. Взято из работы [58]

Fig. 30. Principle scheme of a monochromator with two pairs of crystals. Taken from [58]

цветом. Такое техническое решение позволяет собрать в одном приборе две пары оптических элементов, монохроматизирующих синхротронное излучение.

В конструкции монохроматоров могут использоваться несколько пар кристаллов. Существуют приборы с нечетным количеством

оптических поверхностей (не параллельных друг другу). Один из примеров реализации такой схемы представлен в работе [60] (рис. 31).

В работе [61] представлен монохроматор, работа которого предполагает отражение на четырех кристаллах (рис. 32).

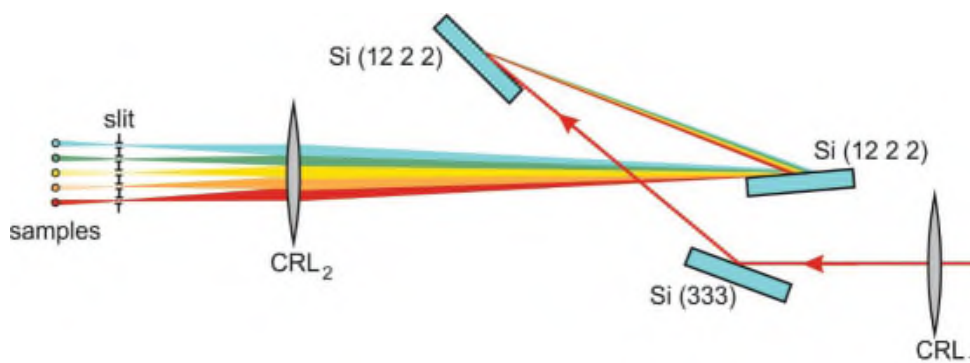


Рис. 31. Принципиальная схема монохроматора-спектрографа.

Взято из работы [60]

Fig. 31. Principle scheme of the monochromator-spectrograph.

Taken from [60]

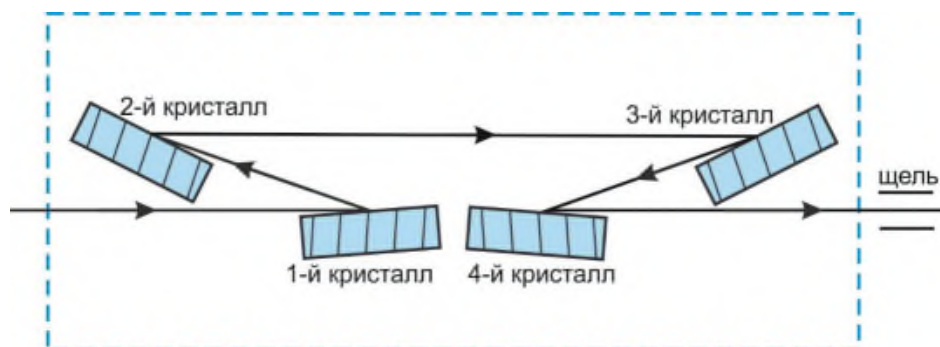


Рис. 32. Схема высокоразрешающего монохроматора. По работе [61]

Fig. 32. Schematic of a high-resolution monochromator. Based on [61]

Заключение

Анализ особенностей строения материалов различной природы является одной из наиболее важных задач, решаемых в настоящее время научным сообществом. Такие задачи во множестве возникают в современном материаловедении, физике, химии, геологии, биологии, медицине, фармакологии и археологии. К наиболее сложным относятся задачи, связанные с изучением быстротекущих структурных преобразований в материалах на разных стадиях их обработки. Успешность решения таких задач в значительной степени зависит от технических характеристик используемого специалистами научного оборудования. Разработанные в течение XX века методы исследования позволяют получать информацию, часто уникальную,

о строении материалов на разных масштабных уровнях.

Из совокупности наиболее информативных методов изучения материалов следует особо выделить методы рентгеноструктурного анализа, разработанные на основе работ В.К. Рентгена, Макса фон Лауэ, отца и сына Брэггов. В последние десятилетия эти методы эффективно развиваются при решении задач на источниках синхротронного излучения. В соответствии с национальным проектом «Наука и университеты» в России будут созданы современные источники синхротронного излучения СИЛА (Московская область, Протвино) и РИФ (Владивосток, остров Русский). В конце 2024 года в Новосибирске (Кольцово) в опытную эксплуатацию должен быть запущен специализированный источник синхротронного излучения поколения 4+ СКИФ.

Устройство источников синхротронного излучения предполагает наличие накопительного кольца элементарных частиц (обычно электронов) и сопрягающихся с ним экспериментальных станций, на оборудовании которых происходит исследование материалов. Общее количество запланированных экспериментальных станций только на источнике СКИФ составляет тридцать.

Одним из видов оборудования, входящего в состав экспериментальных станций, являются монохроматоры. Назначение этих оптико-механических устройств связано с выделением из широкого спектра электромагнитного излучения дифрагированных пучков, характеризующихся узкими полосами длин волн. Включение России в число стран, ориентированных на создание современных источников синхротронного излучения, означает необходимость разработки собственных видов монохроматоров различных типов. Решение этой задачи предстоит российским специалистам в ближайшие годы.

Список литературы

1. Monochromators for x-ray synchrotron radiation / R. Caciuffo, S. Melone, F. Rustichelli, A. Boeuf // *Physics Reports*. – 1987. – Vol. 152 (1). – P. 1–71. – DOI: 10.1016/0370-1573(87)90080-9.
2. Adronova N.V., Kohn V.G., Chechin A.I. Multilayer mirrors as synchrotron radiation monochromators // *Nuclear Instruments in Physics Research*. – 1986. – Vol. 359 (1–2). – P. 131–134. – DOI: 10.1016/0168-9002(94)01681-x.
3. Willmott P. An Introduction to synchrotron radiation: techniques and applications. – Hoboken: John Wiley & Sons, 2019. – 503 p. – ISBN 9781119280392.
4. Hoffman A. The physics of synchrotron radiation. – New York: Cambridge University Press, 2003. – 362 p.
5. The historical development of cryogenically cooled monochromators for third-generation synchrotron radiation sources / D.H. Bilderback, A.K. Freund, G.S. Knapp, D.M. Mills // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2000. – Vol. 7 (2). – P. 53–60. – DOI: 10.1107/S0909049500000650.
6. Darwin C.G. The reflexion of x-rays from imperfect crystals // *Journal of Science*. – 1922. – Vol. 43 (257). – P. 800–829. – DOI: 10.1080/14786442208633940.
7. Adronova N.V., Kohn V.G., Chechin A.I. Multilayer mirrors as synchrotron radiation monochromators // *Nuclear Instruments in Physics Research*. – 1986. – Vol. 359 (1–2). – P. 131–134. – DOI: 10.1016/0168-9002(94)01681-x.
8. High-efficiency coherence-preserving harmonic rejection with crystal optics / F. Zhang, A.J. Allen, L.E. Levine, G.G. Long, I. Kuzmenko, J. Ilavsky // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2018. – Vol. 25 (5). – P. 1354–1361. – DOI: 10.1107/S1600577518009645.
9. Hart M., Berman L. X-ray optics for synchrotron radiation. Perfect crystals, Mirrors and Multilayers // *Acta Crystallographica. Section A*. – 1998. – Vol. 54 (6). – P. 850–858. – DOI: 10.1107/S0108767398011283.
10. Проект двухзеркального монохроматора на диапазон энергий 8–36 keV для синхротрона «СКИФ» / Н.И. Чхало, С.А. Гарахин, И.В. Малышев, В.Н. Полковников, М.Н. Торопов, Н.Н. Салащенко, Б.А. Уласевич, Я.В. Ракшун, В.А. Чернов, И.П. Долбня, С.В. Рашенко // *Журнал технической физики*. – 2022. – Т. 92, вып. 8. – С. 1261–1266. – DOI: 10.21883/JTF.2022.08.52794.100-22.
11. Многослойные зеркала Ru/Sr для спектрального диапазона 9–12 nm / Р.А. Шапошников, С.Ю. Зуев, В.Н. Полковников, Н.Н. Салащенко, Н.И. Чхало // *Журнал технической физики*. – 2022. – Т. 92, вып. 8. – С. 1179–1184. – DOI: 10.21883/JTF.2022.08.52780.124-22.
12. Double multilayer monochromator to tailor bending magnet radiation spectrum / T. Bigault, E. Ziegler, C. Morawe, R. Hustache, J.Y. Massonnat, G. Rostaing // *Proceedings of SPIE*. – 2003. – Vol. 5195 (1): Crystals, Multilayers, and Other Synchrotron Optics. – P. 12–20. – DOI: 10.1117/12.515980.
13. Three-dimensional X-ray microtomography / B.P. Flannery, H.W. Deckman, W.G. Roberge, K.L. D'Amico // *Science*. – 1987. – Vol. 237 (4821). – P. 1439–1444. – DOI: 10.1126/science.237.4821.1439.
14. Comparative study of multilayers used in monochromators for synchrotron-based coherent hard X-ray imaging / A. Rack, T. Weitkamp, M. Riotte, D. Grigoriev, T. Rack, L. Helfen, T. Baumbach, R. Dietsch, T. Holz, M. Kramer, F. Siewert, M. Meduna, P. Cloetens, E. Ziegler // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2010. – Vol. 17 (4). – P. 496–510. – DOI: 10.1107/S0909049510011623.
15. High-efficiency tunable X-ray focusing optics using mirrors and laterally-grated multilayers / E. Ziegler, O. Hignette, Ch. Morawe, R. Tucoulou // *Nuclear Instruments & Methods in Physics Research*. – 2001. – Vol. 467–468 (2). – P. 954–957. – DOI: 10.1016/S0168-9002(01)00533-2.
16. Survey of Ti-, B-, and Y-based soft x-ray – extreme ultraviolet multilayer mirrors for the 2- to 12-nm wavelength region / C. Montcalm, A. Kearney, J.M. Slaughter, B.T. Sullivan, M. Chaker, H. Pepin, Ch.M. Falco // *Applied Optics*. – 1996. – Vol. 35 (25). – P. 5134–5147. – DOI: 10.1364/ao.35.005134.



17. *Davis B., Stempel W.M.* An experimental study of the reflection of x-rays from calcite // *Physical Review*. – 1921. – Vol. 17 (5). – P. 608–623. – DOI: 10.1103/physrev.17.608.

18. *Punegov V.I.* X-ray Laue diffraction by sectioned multilayers. I. Pendellosung effect and rocking curve // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2021. – Vol. 28 (5). – P. 1466–1475. – DOI: 10.1107/S1600577521006408.

19. *DuMond J.W.M.* Theory of use of more than two successive X-ray crystal reflections to obtain increased resolving power // *Physical Review*. – 1937. – Vol. 52 (8). – P. 872–883. – DOI: 10.1103/physrev.52.872.

20. *Kohn V.G., Chumakov A.I., Ruffer R.* Wave theory of focusing monochromator of synchrotron radiation // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2009. – Vol. 19 (5). – P. 635–641. – DOI: 10.1107/S090904950902319X.

21. Crystal monochromator with a resolution beyond 10^8 / T.S. Toellner, M.Y. Hu, W. Sturhahn, G. Bortel, E.E. Alp, J. Zhao // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2001. – Vol. 8 (4). – P. 1082–1086. – DOI: 10.1107/s0909049501007257.

22. *Gog T.* Performance of quartz- and sapphire-based double-crystal high-resolution (~ 10 meV) RIXS monochromators under varying power loads // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2018. – Vol. 25 (4). – P. 1030–1035. – DOI: 10.1107/S1600577518005945.

23. A concept of «materials» diffraction and imaging beamline for SKIF: Siberian circular photon source / V.A. Chernov, I.A. Bataev, Ya.V. Rakshun [et al.] // *Review of Scientific Instruments*. – 2023. – Vol. 94 (1). – P. 013305. – DOI: 10.1063/5.0103481.

24. Designing a universal undulator beamline for material science: a conceptual approach / I.P. Dolbnya, I.A. Bataev, Ya.V. Rakshun [et al.] // *Journal of Surface Investigation: X-ray Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2024. – Vol. 17 (suppl. 1). – P. 77–89. – DOI: 10.1134/S1027451023070091.

25. *Toellner T.S.* Six-reflection meV-monochromator for synchrotron radiation // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2011. – Vol. 18 (4). – P. 605–611. – DOI: 10.1107/S0909049511017535.

26. *Authier A.* Optical properties of X-rays – dynamical diffraction // *Acta Crystallographica. Section A*. – 2012. – Vol. 68 (1). – P. 40–56. – DOI: 10.1107/S0108767311040219.

27. Исследование атомной, кристаллической, доменной структуры материалов на основе анализа дифракционных и абсорбционных рентгеновских данных (Обзор) / М.Е. Бойко, М.Д. Шарков, А.М. Бойко, С.Г. Конников, А.В. Бобыль, Н.С. Будкина // *Журнал технической физики*. – 2015. – Т. 85, вып. 11. – С. 1–29.

28. Diamond channel-cut crystals for high-heat-load beam-multiplexing narrow-band X-ray monochromators / Y. Shvyd'ko, S. Terentyev, V. Blank, T. Kolodziej // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2021. – Vol. 28 (6). – P. 1720–1728. – DOI: 10.1107/S1600577521007943.

29. Design and performance of an ultra-high-vacuum-compatible artificial channel-cut monochromator / S. Narayan, A. Sandy, D. Shu, M. Sprung, C. Preissner, J. Sullivan // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2007. – Vol. 15 (1). – P. 12–18. – DOI: 10.1107/S090904950705340X.

30. *Hrdy J., Mikulik P., Oberta P.* Diffractive-refractive optics: (+, –, –, +) X-ray crystal monochromator with harmonics separation // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2011. – Vol. 18 (2). – P. 299–301. – DOI: 10.1107/S0909049510049204.

31. *Hrdy J.* Diffractive-refractive optics: X-ray splitter // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2009. – Vol. 17 (1). – P. 129–131. – DOI: 10.1107/S090904950904240X.

32. Performance of nearly fixed offset asymmetric channel-cut crystals for x-ray monochromators / R. Frahm, Q. Diao, V. Murzin, B. Bornmann, D. Lutzenkirchen-Hecht, Z. Hong, T. Li // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2019. – Vol. 26 (6). – P. 1879–1886. – DOI: 10.1107/S1600577519011123.

33. *Malgrange C.* X-ray optics for synchrotron radiation // *Acta Physica Polonica*. – 1992. – Vol. 82 (1). – P. 13–32.

34. *Фетисов Г.В.* Синхротронное излучение: методы исследования структуры веществ. – М.: Физматлит, 2007. – 672 p. – ISBN 978-5-9221-0805-8.

35. *Hastings J.B.* X-ray optics and monochromators for synchrotron radiation // *Journal of Applied Physics*. – 1977. – Vol. 48 (4). – P. 1576–1584. – DOI: 10.1063/1.323836.

36. *González A.* X-ray crystallography: data collection strategies and resources // *Comprehensive Biophysics*. Vol. 1. – Elsevier, 2012. – P. 64–91. – DOI: 10.1016/B978-0-12-374920-8.00106-5.

37. *Hrdy J.* Fixed-exit channel-cut crystal X-ray monochromators for synchrotron radiation // *Journal of Physics*. – 1989. – Vol. 39 (3). – P. 261–265. – DOI: 10.1007/BF01597779.

38. Fly-scan-oriented motion analyses and upgraded beamline integration architecture for the High-Dynamic Double-Crystal Monochromator at Sirius/LNLS / R.R. Galdes, S.A.L. Luiz, J.L. de Brito Neto, T.R.S. Soares, R.D. dos Reis, G.A. Calligaris, G. Witvoet, J.P.M.B. Vermeulen // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2022. – Vol. 30 (1). – P. 90–110. – DOI: 10.1107/S1600577522010724.

39. *Golovchenko J.A., Levesque R.A., Cowan P.L.* X-ray monochromator system for use with synch-

- rotron radiation sources // Review of Scientific Instruments. – 1981. – Vol. 52 (4). – P. 509–516. – DOI: 10.1063/1.1136631.
40. *Baronova E.O., Stepanenko M.M., Pereira N.R.* Cauchois–Johansson X-ray spectrograph for 1.5–400 keV energy range // Review of Scientific Instruments. – 2001. – Vol. 72 (2). – P. 1416–1420. – DOI: 10.1063/1.1324754.
41. *Johann H.H.* Die Erzeugung lichtstarker Rontgenspektren mit Hilfe von Konkavkristallen // Physik. – 1931. – Vol. 69 (3–4). – P. 185–206. – DOI: 10.1007/bf01798121.
42. *Johansson T.* Uber ein neuartiges, genau fokussierendes Rongenspektrometer // Physik. – 1933. – Vol. 82 (7–8). – P. 507–528. – DOI: 10.1007/bf01342254.
43. Development of a bent Laue beam-expanding double-crystal monochromator for biomedical X-ray imaging / M. Martinson, N. Samadi, G. Belev, B. Bassey, R. Lewis, G. Aulakh, D. Chapman // Journal of Synchrotron Radiation. – 2014. – Vol. 21 (3). – P. 479–483. – DOI: 10.1107/S1600577514003014.
44. Sagittal focusing of high-energy synchrotron X-rays with asymmetric Laue crystals. I. Theoretical considerations / Z. Zhong, C.C. Kao, D.P. Siddons, J.B. Hastings // Journal of Applied Crystallography. – 2001. – Vol. 34 (4). – P. 504–509. – DOI: 10.1107/S0021889801006409.
45. *Guigay J., del Rio M.S.* X-ray focusing by bent crystals: focal positions as predicted by the crystal lens equation and the dynamical diffraction theory // Journal of Synchrotron Radiation. – 2021. – Vol. 29 (1). – P. 148–158. – DOI: 10.1107/S1600577521012480.
46. High-power-load DCLM monochromator for a computed tomography program at BMIT at energies of 25–150 keV / T.W. Wysokinski, M. Renier, P. Suortti, G. Belev, L. Ruosset, M. Adam, D. Miller, N. Huber, L.D. Chapman // Journal of Synchrotron Radiation. – 2018. – Vol. 25 (5). – P. 1548–1555. – DOI: 10.1107/S1600577518008639.
47. Performance of bent-crystal monochromators for high-energy synchrotron radiation / H. Yamaoka, N. Hiraoka, M. Ito, M. Mizumaki, Y. Sakurai, Y. Kakutani, A. Koizumi, N. Sakai, Y. Higashi // Journal of Synchrotron Radiation. – 1999. – Vol. 7 (2). – P. 69–77. – DOI: 10.1107/S090904959901691X.
48. A sagittally focusing double-multilayer monochromator for ultrafast X-ray imaging applications / Y. Wang, S. Narayanan, J. Liu, D. Shu, A. Mashayekhi, J. Qian, J. Wang // Journal of Synchrotron Radiation. – 2006. – Vol. 14 (1). – P. 138–143. – DOI: 10.1107/S0909049506050205.
49. Phase-space matching between bent Laue and flat Bragg crystals / Z. Zhong, M. Hasnah, A. Broadbent, E. Dooryhee, M. Lucas // Journal of Synchrotron Radiation. – 2019. – Vol. 26 (6). – P. 1917–1923. – DOI: 10.1107/S1600577519010774.
50. *Bilderback D.H.* The potential of cryogenic silicon and germanium X-ray monochromators for use with large synchrotron heat loads // Nuclear Instruments in Physics Research. – 1986. – Vol. 246 (1–3). – P. 434–436. – DOI: 10.1016/0168-9002(86)90126-9.
51. *Shvyd'ko Y.V.* High-reflectivity high-resolution X-ray crystal optics with diamonds // Nature Physics. – 2010. – Vol. 6 (3). – P. 196–200.
52. Cryogenic monochromator as a solution to undulator heat loads at third generation synchrotron sources / G.S. Knapp, C.S. Rogers, M.A. Beno, C.L. Wiley, G. Jennings, P.L. Cowan // Review of Scientific Instruments. – 1995. – Vol. 66 (2). – P. 2138–2140. – DOI: 10.1063/1.1145752.
53. *Lee W., Fernandez P., Mills M.* Performance limits of direct cryogenically cooled silicon monochromators – experimental results at the APS // Journal of Synchrotron Radiation. – 1999. – Vol. 7 (1). – P. 12–17. – DOI: 10.1107/S0909049599014478.
54. Cryo-cooled silicon crystal monochromators: a study of power load, temperature and deformation / H. Khosroabadi, L. Alianelli, D.G. Porter, S. Collins, K. Sawhney // Journal of Synchrotron Radiation. – 2022. – Vol. 29 (2). – P. 377–385. – DOI: 10.1107/S160057752200039X.
55. Feedback system of a liquid-nitrogen-cooled double-crystal monochromator: design and performances / O. Proux, V. Nassif, A. Prat, O. Ulrich, E. Lahera, X. Biquard, J. Menthonnex, J. Hazemann // Journal of Synchrotron Radiation. – 2005. – Vol. 13 (1). – P. 59–68. – DOI: 10.1107/S0909049505037441.
56. Adaptive vibration control method for double-crystal monochromator base on VMD and FxNLMS / Y. Bai, X. Gong, Q. Lu, Y. Song, W. Zhu., S. Xue, D. Wang, Z. Peng, Z. Zhang // Journal of Synchrotron Radiation. – 2023. – Vol. 30 (2). – P. 308–318. – DOI: 10.1107/S1600577523000528.
57. Performance of a silicon monochromator under high heat load / A.I. Chumakov, I. Sergeev, J. Celse, R. Ruffer, M. Lesourd, L. Zhang, M.S. del Rio // Journal of Synchrotron Radiation. – 2014. – Vol. 21 (2). – P. 315–324. – DOI: 10.1107/S1600577513033158.
58. A water-cooled monochromator for the B16 Test beamline at the Diamond Light source: capabilities and performance characterization / I.P. Dolbnya, K.J.S. Sawhney, S.M. Scott, A.J. Dent, G. Cibin, G.M. Preece, U.K. Pedersen, J. Kelly, P. Murray // Journal of Synchrotron Radiation. – 2018. – Vol. 26 (1). – P. 253–262. – DOI: 10.1107/S1600577518014662.
59. *Geraldes R.R., Witvoet G., Vermeulen J.P.M.B.* The mechatronic architecture and design of the High-Dynamic Double-Crystal Monochromator for Sirius light



source // Precision Engineering. – 2022. – Vol. 77 (5). – P. 110–126. – DOI: 10.1016/j.precisioneng.2022.05.009.

60. Hard-X-ray spectroscopy with a spectrographic approach / A.I. Chumakov, Y. Shvyd'ko, I. Sergueev, D. Bessas, R. Ruffer // Physical Review Letters. – 2019. – Vol. 123 (9). – DOI: 10.1103/PhysRevLett.123.097402.

61. Yabashi M., Tamasaku K., Ishikawa T. Characterization of the transverse coherence of hard synchrotron radiation by intensity interferometry // Physical Review Letters. – 2001. – Vol. 87 (14). – DOI: 10.1103/physrevlett.87.140801.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Methods of synchrotron radiation monochromatization (research review)

Alexander Burdilov^{1, a, *}, Gleb Dovzhenko^{1, 2, b}, Ivan Bataev^{1, c}, Anatoly Bataev^{1, d}

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

² Siberian Circular Photon Source "SKIF" Boreskov Institute of Catalysis of Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (SRF "SKIF"), 1 Nikol'skii pr., Kol'tsovo, 630559, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0009-0003-1992-9290>,  burdilov12@gmail.com; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-0615-0643>,  dovjenko.g@gmail.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-2871-0269>,  i.bataev@corp.nstu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-6227-5398>,  bataev@adm.nstu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 24 May 2024

Revised: 10 June 2024

Accepted: 28 June 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Synchrotron radiation

X-ray diffraction

Monochromators

Acknowledgements

Thanks to Trofimov Roman Vladimirovich for providing figure number 29 in this paper.

ABSTRACT

The paper presents an analysis of studies related to the monochromatization of X-ray radiation (XR) at synchrotron radiation sources. A review of monochromators based on of X-ray diffraction on crystals is given, and the peculiarities of their technical realization are considered. The ideas about monochromators which include multilayer structures are examined. The authors also study technical problems arising during designing devices and its possible solutions. **Introduction.** The possibilities of using X-rays in scientific research are described. The high efficiency of synchrotron radiation sources is noted, and its characterization is given. **Elementary information about diffraction of X-rays.** The paper describes the properties of X-ray radiation and the possibilities of its using while studying various materials. **Degree of monochromaticity.** The degree of monochromaticity is an important characteristic of the synchrotron radiation (SR). Depending on the width of the wavelength band, "white", "pink" and monochromatic beams are distinguished. Monochromators based on multilayer structures are used to obtain "pink" beams. Monochromatic radiation is formed using monocrystals. When conducting experiments with "white" beams, the monochromator is not used. The authors also describe the factors that violate the ideal fulfillment of the *Wolf-Bragg* condition and affect the degree of monochromaticity (heat, vibration). The reflectivity values at different beam grazing angles are noted to have different widths. **Monochromators based on multilayer structures.** Periodic structures combining thin layers of two heterogeneous materials make it possible to obtain "pink" beams. The wavelength bandwidth of such devices is one or two orders of magnitude greater than that of monochromators using crystals as optical elements. **Configurations and geometry of optical elements.** There are two types of X-ray diffraction on a crystal: *Bragg* and *Laue* diffraction. *Bragg* diffraction refers to reflective geometry, *Laue* diffraction is based on the passage of beams through the crystal. The section provides examples of monochromators with different configurations of crystals and X-ray mirrors. The arrangement of optical elements in a monochromator plays an important role in the geometry of the beam path. When designing monochromators, it is necessary to take into account the methods of fixation and orientation of the rotation axes of optical elements. Examples of monochromators with different configurations of crystals and X-ray mirrors are given. **Focusing monochromators.** It is possible to provide sagittal and meridional types of deformation by bending the optical element of the monochromator. Due to the curved crystal surface the beam is not only monochromatized but also subjected to focusing. Modern focusing monochromators are equipped with adaptivity elements allowing it to change the radius of curvature of the optical element. Examples of practical realization of such monochromators are presented. **Thermal load of SR on optical elements.** The SR is characterized by high brightness and a wide spectrum of emitted wavelengths. While operating optical elements of SR stations absorb a large amount of thermal power. The problems of heat dissipation have a fundamental influence on the quality of synchrotron radiation monochromatization. **Additional information about monochromators.** Examples of special design solutions for monochromators are given. **Conclusion.** The design of monochromators is relevant to the synchrotron radiation source 4+ "SKIF" under construction in Novosibirsk.

For citation: Burdilov A.A., Dovzhenko G.D., Bataev I.A., Bataev A.A. Methods of synchrotron radiation monochromatization (research review). *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 208–233. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-208-233. (In Russian).

References

1. Caciuffo R., Melone S., Rustichelli F., Boeuf A. Monochromators for x-ray synchrotron radiation. *Physics Reports*, 1987, vol. 152 (1), pp. 1–71. DOI: 10.1016/0370-1573(87)90080-9.
2. Adronova N.V., Kohn V.G., Chechin A.I. Multilayer mirrors as synchrotron radiation monochromators. *Nuclear Instruments in Physics Research*, 1986, vol. 359 (1–2), pp. 131–134. DOI: 10.1016/0168-9002(94)01681-x.

* Corresponding author

Burdilov Alexander A., Student, Laboratory assistant
Novosibirsk State Technical University,
20 Prospekt K. Marksa,
630073, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: +7 952 794-44-06, e-mail: burdilov12@gmail.com

3. Willmott P. *An introduction to synchrotron radiation: techniques and applications*. Hoboken, John Wiley & Sons, 2019. 503 p. ISBN 9781119280392.
4. Hoffman A. *The physics of synchrotron radiation*. New York, Cambridge University Press, 2003. 362 p.
5. Bilderback D.H., Freund A.K., Knapp G.S., Mills D.M. The historical development of cryogenically cooled monochromators for third-generation synchrotron radiation sources. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2000, vol. 7 (2), pp. 53–60. DOI: 10.1107/S0909049500000650.
6. Darwin C.G. The reflexion of x-rays from imperfect crystals. *Journal of Science*, 1922, vol. 43 (257), pp. 800–829. DOI: 10.1080/14786442208633940.
7. Adronova N.V., Kohn V.G., Chechin A.I. Multilayer mirrors as synchrotron radiation monochromators. *Nuclear Instruments in Physics Research*, 1986, vol. 359 (1–2), pp. 131–134. DOI: 10.1016/0168-9002(94)01681-x.
8. Zhang F., Allen A.J., Levine L.E., Long G.G., Kuzmenko I., Ilavsky J. High-efficiency coherence-preserving harmonic rejection with crystal optics. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2018, vol. 25 (5), pp. 1354–1361. DOI: 10.1107/S1600577518009645.
9. Hart M., Berman L. X-ray optics for synchrotron radiation; Perfect crystals, mirrors and multilayers. *Acta Crystallographica. Section A*, 1998, vol. 54 (6), pp. 850–858. DOI: 10.1107/S0108767398011283.
10. Chkhalo N.I., Garakhin S.A., Malyshev I.V., Polkovnikov V.N., Toropov M.N., Salashchenko N.N., Ulasevich B.A., Rakshun Ya.V., Chernov V.A., Dolbnya I.P., Raschenko S.V. Project of a two-mirror monochromator for the photon energy range 8–36 keV for the “SKIF” synchrotron. *Technical Physics*, 2022, vol. 67 (8), pp. 1075–1080. DOI: 10.21883/TP.2022.08.54576.100-22. Translated from *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*, 2022, vol. 92 (8), pp. 1261–1266. DOI: 10.21883/JTF.2022.08.52794.100-22.
11. Shaposhnikov R.A., Zuev S.Yu., Polkovnikov V.N., Salashchenko N.N., Chkhalo N.I. Ru/Sr multilayer mirrors for the spectral range 9–12 nm. *Technical Physics*, 2022, vol. 67 (8), pp. 996–1001. DOI: 10.21883/TP.2022.08.54562.124-22. Translated from *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*, 2022, vol. 92 (8), pp. 1179–1184. DOI: 10.21883/JTF.2022.08.52780.124-22.
12. Bigault T., Ziegler E., Morawe C., Hustache R., Massonnat J.Y., Rostaing G. Double multilayer monochromator to tailor bending magnet radiation spectrum. *Proceedings of SPIE*, 2003, vol. 5195 (1). *Crystals, Multilayers, and Other Synchrotron optics*, pp. 12–20. DOI: 10.1117/12.515980.
13. Flannery B.P., Deckman H.W., Roberge W.G., D’Amico K.L. Three-dimensional X-ray microtomography. *Science*, 1987, vol. 237 (4821), pp. 1439–1444. DOI: 10.1126/science.237.4821.1439.
14. Rack A., Weitkamp T., Riotte M., Grigoriev D., Rack T., Helfen L., Baumbach T., Dietsch R., Holz T., Kramer M., Siewert F., Meduna M., Cloetens P., Ziegler E. Comparative study of multilayers used in monochromators for synchrotron-based coherent hard X-ray imaging. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2010, vol. 17 (4), pp. 496–510. DOI: 10.1107/S0909049510011623.
15. Ziegler E., Hignette O., Morawe Ch., Tucoulou R. High-efficiency tunable X-ray focusing optics using mirrors and laterally-grated multilayers. *Nuclear Instruments & Methods in Physics Research*, 2001, vol. 467–468 (2), pp. 954–957. DOI: 10.1016/S0168-9002(01)00533-2.
16. Montcalm C., Kearney A., Slaughter J.M., Sullivan B.T., Chaker M., Pepin H., Falco Ch.M. Survey of Ti-, B-, and Y-based soft x-ray – extreme ultraviolet multilayer mirrors for the 2- to 12-nm wavelength region. *Applied Optics*, 1996, vol. 35 (25), pp. 5134–5147. DOI: 10.1364/ao.35.005134.
17. Davis B., Stempel W.M. An experimental study of the reflection of x-rays from calcite. *Physical Review*, 1921, vol. 17 (5), pp. 608–623. DOI: 10.1103/physrev.17.608.
18. Punegov V.I. X-ray Laue diffraction by sectioned multilayers. I. Pendellosung effect and rocking curve. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2021, vol. 28 (5), pp. 1466–1475. DOI: 10.1107/S1600577521006408.
19. DuMond J.W.M. Theory of use of more than two successive X-ray crystal reflections to obtain increased resolving power. *Physical Review Journals*, 1937, vol. 52 (8), pp. 872–883. DOI: 10.1103/physrev.52.872.
20. Kohn V.G., Chumakov A.I., Ruffer R. Wave theory of focusing monochromator of synchrotron radiation. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2009, vol. 19 (5), pp. 635–641. DOI: 10.1107/S090904950902319X.
21. Toellner T.S., Hu M.Y., Sturhahn W., Bortel G., Alp E.E., Zhao J. Crystal monochromator with a resolution beyond 10^8 . *Journal of Synchrotron Radiation*, 2001, vol. 8 (4), pp. 1082–1086. DOI: 10.1107/s0909049501007257.
22. Gog T. Performance of quartz- and sapphire-based double-crystal high-resolution (~ 10 meV) RIXS monochromators under varying power loads. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2018, vol. 25 (4), pp. 1030–1035. DOI: 10.1107/S1600577518005945.
23. Chernov V.A., Bataev I.A., Rakshun Ya.V., et al. A concept of «materials» diffraction and imaging beamline for SKIF: Siberian circular photon source. *Review of Scientific Instruments*, 2023, vol. 94 (1), p. 013305. DOI: 10.1063/5.0103481.

24. Dolbnya I.P., Bataev I.A., Rakshun Ya.V., Chernov V.A., Khomyakov Yu.V., Gorbachev M.V., Chkhalo N.I., Krasnorutsky D.A., Naumkin V.S., Sklyarov A.N., Mezentsev N.A., Korsunsky A.M. Designing a universal undulator beamline for material science: a conceptual approach. *Journal of Surface Investigation: X-ray Synchrotron and Neutron Techniques*, 2024, vol. 17 (suppl. 1), pp. 77–89. DOI: 10.1134/S1027451023070091.
25. Toellner T.S. Six-reflection meV-monochromator for synchrotron radiation. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2011, vol. 18 (4), pp. 605–611. DOI: 10.1107/S0909049511017535.
26. Authier A. Optical properties of X-rays – dynamical diffraction. *Acta Crystallographica. Section A*, 2012, vol. 68 (1), pp. 40–56. DOI: 10.1107/S0108767311040219.
27. Boiko M.E., Sharkov M.D., Boiko A.M., Konnikov S.G., Bobyl' A.V., Budkina N.S. Investigation of the atomic, crystal, and domain structures of materials based on X-ray diffraction and absorption data: A review. *Technical Physics*, 2015, vol. 60 (11), pp. 1575–1600. DOI: 10.1134/S1063784215110067. Translated from *Zhurnal tekhnicheskoi fiziki*, 2015, vol. 85 (11), pp. 1–29.
28. Shvyd'ko Y., Terentyev S., Blank V., Kolodziej T. Diamond channel-cut crystals for high-heat-load beam-multiplexing narrow-band X-ray monochromators. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2021, vol. 28 (6), pp. 1720–1728. DOI: 10.1107/S1600577521007943.
29. Narayan S., Sandy A., Shu D., Sprung M., Preissner C., Sullivan J. Design and performance of an ultra-high-vacuum-compatible artificial channel-cut monochromator. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2007, vol. 15 (1), pp. 12–18. DOI: 10.1107/S090904950705340X.
30. Hrdy J., Mikulik P., Oberta P. Diffractive-refractive optics: (+, –, –, +) X-ray crystal monochromator with harmonics separation. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2011, vol. 18 (2), pp. 299–301. DOI: 10.1107/S0909049510049204.
31. Hrdy J. Diffractive-refractive optics: X-ray splitter. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2009, vol. 17 (1), pp. 129–131. DOI: 10.1107/S090904950904240X.
32. Frahm R., Diao Q., Murzin V., Bornmann B., Lutzenkirchen-Hecht D., Hong Z., Li T. Performance of nearly fixed offset asymmetric channel-cut crystals for x-ray monochromators. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2019, vol. 26 (6), pp. 1879–1886. DOI: 10.1107/S1600577519011123.
33. Malgrange C. X-ray optics for synchrotron radiation. *Acta Physica Polonica*, 1992, vol. 82 (1), pp. 13–32.
34. Fetisov G.V. *Sinkhrotronnoe izluchenie: metody issledovaniya struktury veshchestv* [Synchrotron radiation. Methods for substance structure investigation]. Moscow, Fizmalit Publ., 2007. 672 p. ISBN 978-5-9221-0805-8.
35. Hastings J.B. X-ray optics and monochromators for synchrotron radiation. *Journal of Applied Physics*, 1977, vol. 48 (4), pp. 1576–1584. DOI: 10.1063/1.323836.
36. González A. X-ray crystallography: data collection strategies and resources. *Comprehensive Biophysics*. Vol. 1. Elsevier, 2012, pp. 64–91. DOI: 10.1016/B978-0-12-374920-8.00106-5.
37. Hrdy J. Fixed-exit channel-cut crystal X-ray monochromators for synchrotron radiation. *Journal of Physics*, 1989, vol. 39 (3), pp. 261–265. DOI: 10.1007/BF01597779.
38. Geraldles R.R., Luiz S.A.L., de Brito Neto J.L., Soares T.R.S., dos Reis R.D., Calligaris G.A., Witvoet G., Vermeulen J.P.M.B. Fly-scan-oriented motion analyses and upgraded beamline integration architecture for the High-Dynamic Double-Crystal Monochromator at Sirius/LNLS. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2022, vol. 30 (1), pp. 90–110. DOI: 10.1107/S1600577522010724.
39. Golovchenko J.A., Levesque R.A., Cowan P.L. X-ray monochromator system for use with synchrotron radiation sources. *Review of Scientific Instruments*, 1981, vol. 52 (4), pp. 509–516. DOI: 10.1063/1.1136631.
40. Baronova E.O., Stepanenko M.M., Pereira N.R. Cauchois–Johansson X-ray spectrograph for 1.5–400 keV energy range. *Review of Scientific Instruments*, 2001, vol. 72 (2), pp. 1416–1420. DOI: 10.1063/1.1324754.
41. Johann H.H. Die Erzeugung lichtstarker Röntgenspektren mit Hilfe von Konkavkristallen. *Physik*, 1931, vol. 69 (3–4), pp. 185–206. DOI: 10.1007/bf01798121.
42. Johansson T. Über ein neuartiges, genau fokussierendes Röntgenspektrometer. *Physik*, 1933, vol. 82 (7–8), pp. 507–528. DOI: 10.1007/bf01342254.
43. Martinson M., Samadi N., Belev G., Bassey B., Lewis R., Aulakh G., Chapman D. Development of a bent Laue beam-expanding double-crystal monochromator for biomedical X-ray imaging. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2014, vol. 21 (3), pp. 479–483. DOI: 10.1107/S1600577514003014.
44. Zhong Z., Kao C.C., Siddons D.P., Hastings J.B. Sagittal focusing of high-energy synchrotron X-rays with asymmetric Laue crystals. I. Theoretical considerations. *Journal of Applied Crystallography*, 2001, vol. 34 (4), pp. 504–509. DOI: 10.1107/S0021889801006409.
45. Guigay J., del Rio M.S. X-ray focusing by bent crystals: focal positions as predicted by the crystal lens equation and the dynamical diffraction theory. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2021, vol. 29 (1), pp. 148–158. DOI: 10.1107/S1600577521012480.



46. Wysokinski T.W., Renier M., Suortti P., Belev G., Ruosset L., Adam M., Miller D., Huber N., Chapman L.D. High-power-load DCLM monochromator for a computed tomography program at BMIT at energies of 25–150 keV. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2018, vol. 25 (5), pp. 1548–1555. DOI: 10.1107/S1600577518008639.
47. Yamaoka H., Hiraoka N., Ito M., Mizumaki M., Sakurai Y., Kakutani Y., Koizumi A., Sakai N., Higashi Y. Performance of bent-crystal monochromators for high-energy synchrotron radiation. *Journal of Synchrotron Radiation*, 1999, vol. 7 (2), pp. 69–77. DOI: 10.1107/S090904959901691X.
48. Wang Y., Narayanan S., Liu J., Shu D., Mashayekhi A., Qian J., Wang J. A sagittally focusing double-multilayer monochromator for ultrafast X-ray imaging applications. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2006, vol. 14 (1), pp. 138–143. DOI: 10.1107/S0909049506050205.
49. Zhong Z., Hasnah M., Broadbent A., Dooryhee E., Lucas M. Phase-space matching between bent Laue and flat Bragg crystals. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2019, vol. 26 (6), pp. 1917–1923. DOI: 10.1107/S1600577519010774.
50. Bilderback D.H. The potential of cryogenic silicon and germanium X-ray monochromators for use with large synchrotron heat loads. *Nuclear Instruments in Physics Research*, 1986, vol. 246 (1–3), pp. 434–436. DOI: 10.1016/0168-9002(86)90126-9.
51. Shvyd'ko Y.V. High-reflectivity high-resolution X-ray crystal optics with diamonds. *Nature Physics*, 2010, vol. 6 (3), pp. 196–200.
52. Knapp G.S., Rogers C.S., Beno M.A., Wiley C.L., Jennings G., Cowan P.L. Cryogenic monochromator as a solution to undulator heat loads at third generation synchrotron sources. *Review of Scientific Instruments*, 1995, vol. 66 (2), pp. 2138–2140. DOI: 10.1063/1.1145752.
53. Lee W., Fernandez P., Mills M. Performance limits of direct cryogenically cooled silicon monochromators – experimental results at the APS. *Journal of Synchrotron Radiation*, 1999, vol. 7 (1), pp. 12–17. DOI: 10.1107/S0909049599014478.
54. Khosroabadi H., Alianelli L., Porter D.G., Collins S., Sawhney K. Cryo-cooled silicon crystal monochromators: a study of power load, temperature and deformation. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2022, vol. 29 (2), pp. 377–385. DOI: 10.1107/S160057752200039X.
55. Proux O., Nassif V., Prat A., Ulrich O., Lahera E., Biquard X., Menthonnex J., Hazemann J. Feedback system of a liquid-nitrogen-cooled double-crystal monochromator: design and performances. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2005, vol. 13 (1), pp. 59–68. DOI: 10.1107/S0909049505037441.
56. Bai Y., Gong X., Lu Q., Song Y., Zhu W., Xue S., Wang D., Peng Z., Zhang Z. Adaptive vibration control method for double-crystal monochromator base on VMD and FxNLMS. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2023, vol. 30 (2), pp. 308–318. DOI: 10.1107/S1600577523000528.
57. Chumakov A.I., Sergeev I., Celse J., Ruffer R., Lesourd M., Zhang L., del Rio M.S. Performance of a silicon monochromator under high heat load. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2014, vol. 21 (2), pp. 315–324. DOI: 10.1107/S1600577513033158.
58. Dolbnya I.P., Sawhney K.J.S., Scott S.M., Dent A.J., Cibir G., Preece G.M., Pedersen U.K., Kelly J., Murray P. A water-cooled monochromator for the B16 Test beamline at the Diamond Light source: capabilities and performance characterization. *Journal of Synchrotron Radiation*, 2018, vol. 26 (1), pp. 253–262. DOI: 10.1107/S1600577518014662.
59. Gerald R.R., Witvoet G., Vermeulen J.P.M.B. The mechatronic architecture and design of the High-Dynamic Double-Crystal Monochromator for Sirius light source. *Precision Engineering*, 2022, vol. 77 (5), pp. 110–126. DOI: 10.1016/j.precisioneng.2022.05.009.
60. Chumakov A.I., Shvyd'ko Y., Sergueev I., Bessas D., Ruffer R. Hard-X-ray spectroscopy with a spectrographic approach. *Physical Review Letters*, 2019, vol. 123 (9). DOI: 10.1103/PhysRevLett.123.097402.
61. Yabashi M., Tamasaku K., Ishikawa T. Characterization of the transverse coherence of hard synchrotron radiation by intensity interferometry. *Physical Review Letters*, 2001, vol. 87 (14). DOI: 10.1103/physrevlett.87.140801.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Износостойкость и коррозионное поведение Cu-Ti-покрытий в растворе SBF

Александр Бурков^a, Максим Дворник^b, Мария Кулик^{c, *}, Александра Быцура^d

Хабаровский Федеральный исследовательский центр ДВО РАН, ул. Тихоокеанская, 153, г. Хабаровск, 680042, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>, burkovalex@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>, maxxxx80@mail.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>, marijka80@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0009-0005-4750-7970>, alex_btsr@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71

История статьи:

Поступила: 20 мая 2024

Рецензирование: 22 июня 2024

Принята к печати: 08 июля 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Cu-Ti-покрытие

Электроискровое легирование

Раствор SBF

Коэффициент трения

Коррозия

Износ

Финансирование

Работа выполнена за счет средств гранта Российского научного фонда № 23-23-00032.

АННОТАЦИЯ

Введение. В настоящее время титан и его сплавы стали наиболее популярными металлическими имплантируемыми биоматериалами. Однако главным недостатком титановых сплавов является низкая износостойкость по причине высокой вязкости. Известно, что медно-титановые покрытия эффективно улучшают антибактериальные свойства титанового сплава и при этом повышают его износостойкость. **Цель работы:** изучение влияния раствора, имитирующего жидкость организма (SBF), на коррозионные свойства, коэффициент трения и интенсивность изнашивания медно-титановых покрытий, полученных методом электроискрового легирования на титановом сплаве Ti6Al4V. **Методы исследования.** Медно-титановые покрытия были приготовлены на титановом сплаве методом электроискрового легирования с использованием не локализованного электрода, состоящего из медных и титановых гранул в различных соотношениях. Фазовый состав покрытий изучался с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в Cu-K α -излучении. Анти-септическую активность приготовленных покрытий изучали на грамотрицательной культуре *Escherichia coli*. Потенциодинамические испытания проводились в растворе SBF с использованием потенциостата Р-40Х с модулем измерения импеданса. Содержание металлов в растворе SBF после погружения образцов измеряли с помощью масс-спектрометра ICP-MS 2000. Трибологическое поведение покрытий исследовалось в растворе SBF согласно стандарту ASTM G99-17 по схеме «шар на диске» при нагрузках 10 и 25 Н. Исследование микроструктуры поверхности изношенных покрытий проведено на растровом электронном микроскопе Vega 3 LMN. Энергодисперсионный спектрометр X-max 80 использовался для микроанализа поверхности образцов после испытания на изнашивание. **Результаты и обсуждение.** Показано, что бактерицидная активность медно-титановых покрытий к непатогенной культуре *Escherichia coli* монотонно повышалась с ростом содержания меди. С ростом концентрации меди плотность тока коррозии покрытий повышалась от 3,455 до 17,570 мкА/см². Показано, что раствор SBF многократно ускоряет износ титанового сплава вследствие его взаимодействия с электролитом по механизму окислительного изнашивания. Применение Cu-Ti-покрытий позволяет уменьшить коэффициент трения и многократно снизить износ титанового сплава Ti6Al4V в условиях присутствия электролита.

Для цитирования: Износостойкость и коррозионное поведение Cu-Ti-покрытий в растворе SBF / А.А. Бурков, М.А. Дворник, М.А. Кулик, А.Ю. Быцура // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 234–249. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-234-249.

Введение

Титан и титановые сплавы применяются во многих отраслях народного хозяйства из-за их выдающихся механических свойств (высокой прочности, низкой плотности) и коррозионной устойчивости [1]. В настоящее время титан и его сплавы стали более популярными метал-

лическими имплантируемыми биоматериалами по сравнению с нержавеющей сталью и кобальтовыми сплавами из-за лучших механических свойств, высокой коррозионной стойкости и биосовместимости [2]. Титановые сплавы преимущественно применяются для ортопедических и зубных имплантатов. Известно, что частота отторжения титановых имплантатов составляет 5–10 % в течение 15 лет [3]. Биоинертность является одной из основных причин плохой остеоинтеграции сплавов на основе титана. Поэтому для успешного использования титановых сплавов в зубных протезах или искусствен-

*Адрес для переписки

Кулик Мария Андреевна, м.н.с.

Хабаровский Федеральный исследовательский центр Дальневосточного отделения Российской академии наук,
ул. Тихоокеанская, 153,
680042, г. Хабаровск, Россия

Тел.: 8 (4212) 22-69-56, e-mail: marijka@mail.ru

ных суставах еще предстоит преодолеть некоторые препятствия.

Главный недостаток титановых сплавов – низкая износостойкость, что приводит к выделению продуктов изнашивания в организм пациента. Другим недостатком титана является отсутствие антибактериальных свойств, что может привести к инфекции или воспалению при клиническом применении и даже к неудачной имплантации [4, 5]. Антибактериальное покрытие может уменьшить инфекции и воспаления, вызванные хирургическим загрязнением [6]. Известно, что медно-титановые покрытия эффективно улучшают антибактериальные свойства титанового сплава и при этом повышают его износостойкость [7, 8]. Cu-Ti-покрытия наносят методами магнетронного напыления [9–12], плазменного напыления [6] и электроискровым легированием (ЭИЛ) [13].

ЭИЛ – это высокоэнергетический процесс, основными преимуществами которого являются металлургическая связь формируемого покрытия с подложкой, возможность выбора толщины покрытия (от нескольких единиц до нескольких десятков микрометров), слабое термическое влияние на материал основы и простое оборудование, не требующее вакуума [14]. В основе технологии ЭИЛ лежит множество низковольтных электрических разрядов, проходящих между электродом и обрабатываемой деталью в газовой среде. Во время разряда на поверхности катода образуется микрованна расплавленного металла, в которую переносится материал с анода, это называется «полярный перенос». В результате конвективного и диффузионного перемешивания материалов анода и катода обеспечивается высокая адгезия покрытия к подложке. Слабое термическое влияние на подложку обусловлено малым временем существования разряда ($\leq 10\text{--}4$ с) [15, 16].

В данной работе применялся нелокализованный электрод, который обеспечивает автоматизацию ЭИЛ-обработки. Концепция нелокализованного электрода основана на использовании набора миллиметровых гранул в качестве источника осаждаемого материала [17–19]. Ранее мы наносили Cu-Ti-покрытия методом электроискрового легирования с использованием нелокализованного электрода (ЭИЛНЭ) [20, 21] и исследовали их поведение при изнашивании в режиме сухого скольжения. Однако в литературе отсутствуют сведения о коррозионном и трибологическом поведении медно-титановых покрытий в физиологических растворах, притом что известно о существенном влиянии электролитов на коэффициент трения, механизм износа материалов и коррозионные свойства.

Цель исследования: изучение влияния раствора, имитирующего жидкость организма (SBF), на коррозионные свойства, коэффициент трения и интенсивность изнашивания медно-титановых покрытий, полученных методом электроискрового легирования титанового сплава Ti6Al4V.

Методика исследований

Медно-титановые покрытия были приготовлены методом ЭИЛ с использованием нелокализованного электрода (НЭ) в качестве анода. Он состоял из набора гранул титанового VT1-00 и медного М0 сплавов цилиндрической формы ($d = 4 \pm 0,5$ мм, $h = 4 \pm 1$ мм). Состав пяти НЭ с различным соотношением титановых и медных гранул представлен в табл. 1. Цилиндры ($h = 10$ мм, $d = 12$ мм) из промышленного титанового сплава Ti6Al4V использовались в качестве подложки (катод). Перед нанесением покрытий подложки обрабатывались на абразивной бумаге

Таблица 1

Table 1

Состав набора гранул для нанесения покрытий

Composition of a set of granules for coating

Обозначение образцов	Cu10	Cu30	Cu5	Cu70	Cu90
Cu, ат. %	10	30	50	70	90
Ti, ат. %	90	70	50	30	10

P600, затем поочередно промывались в воде и спирте с использованием ультразвуковой ванны и высушивались в сушильном шкафу при 90 °С. Наборы гранул засыпалась в титановый контейнер, в центре которого размещалась подложка. Подложка и контейнер подсоединялись к отрицательному и положительному выводу генератора импульсов соответственно. Подложке и контейнеру с гранулами с помощью двигателей придавалось вращение во взаимно противоположном направлении с частотой 60 об/мин.

Параметры работы генератора импульсов были следующие: длительность импульсов 100 мкс, частота повторения 1 кГц, напряжение 30 В, амплитуда импульсов тока 110 А. Окисление и азотирование поверхности во время нанесения покрытия устраняли подачей аргона в пространство контейнера с гранулами. Каждый набор гранул прирабатывался на незаменяемом катоде ~2 часа. Процесс обработки одного образца продолжался 10 минут. Методика осаждения Cu-Ti-покрытий подробно описана в работах [19–21].

Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7 при скорости сканирования 0,05° в секунду с использованием медной трубки. Для исследования антимикробной активности Cu-Ti-покрытий на мясopептонном агаре (МПА) была культивирована непатогенная культура кишечной палочки (*Escherichia coli*). В стерильные чашки Петри ($d = 100$ мм) были помещены тестовые образцы. На поверхность каждого образца капали 0,04 мл культивированной культуры с концентрацией 10^5 КОЕ/мл. Инкубирование образцов проводилось 24 ч при относительной влажности ≥ 90 %, температурный режим поддерживался на уровне 36 °С. Далее раствором фосфатного буфера (1,6 мл) проводили смыв бактерий с поверхности образцов. Для подсчета колоний выживших бактерий по-

сле были получены суспензии, которые далее наносили на чашку Петри с МПА и в течение 24 ч проводили инкубирование при температурном режиме ~36 °С. Коррозионные и триботехнические испытания выполнялись в растворе SBF (табл. 2), состав которого близок к плазме крови человека [22]. Потенциодинамические испытания осуществлялись с помощью потенциостата Р-40Х, оснащенного модулем измерения импеданса (Electro Chemical Instruments, Россия). Электрод Ag/AgCl выступал электродом сравнения, платиновый электрод ЭТП-02 являлся противoeлектродом, а титановые образцы с покрытиями включались в качестве рабочего электрода. Площадь экспозиции образцов составляла 1 см², скорость сканирования – 4 мВс⁻¹ в диапазоне –0,8...0 В. Концентрацию металлов в растворе SBF после погружения образцов измеряли с помощью масс-спектрометра с индуктивно связанной плазмой (ICP-MS 2000). Образцы Cu-Ti-покрытий с экспонируемой площадью поверхности 2,88 см² погружали в 50 мл раствора SBF при комнатной температуре на 24 ч.

Трибологические испытания проведены по стандарту ASTM G99-17 по схеме «шар на диске» при трении скольжения в растворе SBF, в качестве контртела использовали диск из быстрорежущей стали Р6М5 на скорости вращения 3 об/с, диаметр окружности скольжения составлял 5 см при нагрузках 10 и 25 Н. Перистальтический насос подавал в зону трения раствор SBF со скоростью 1 мл/мин. Для каждого образца проведено по пять измерений коэффициента трения и износостойкости. Исследование микроструктуры поверхности изношенных покрытий выполнено на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Vega 3 LMN. Энергодисперсионный спектрометр (ЭДС) X-max 80 (Oxford Instruments, Великобритания) использовался для микроанализа поверхности образцов после испытания на изнашивание.

Таблица 2

Table 2

Концентрация ионов в жидкости SBF

Ion concentration in SBF solution

Ионы	HPO_4^{2-}	Mg^{2+}	Ca^{2+}	HCO_3^-	K^+	Na^+	Cl^-
Концентрация, мг/л	1,00	1,50	2,50	4,20	5,00	142,00	148,80

Результаты и их обсуждение

Под воздействием электрических разрядов, протекающих между медной и титановой гранулами, их поверхностные слои плавятся и между ними происходит интенсивный обмен веществом. Предварительная приработка НЭ приводит к образованию вторичной структуры на поверхности всех гранул, представленной медно-титановым слоем, подобным покрытию на подложке. В процессе нанесения образцов возникают разряды между гранулой и подложкой, и на ее поверхность переносится медно-титановый состав вторичной структуры гранулы, а не чистая медь или титан, как в случае традиционной ЭИЛ-обработки титанового сплава медным электродом, или наоборот. Кроме того, в отличие от традиционного ЭИЛ при использовании НЭ образовавшиеся эрозионные частицы Cu-Ti остаются в системе и могут повторно участвовать в процессе формирования покрытия.

При протекании электрического разряда между гранулой и подложкой формируется ми-

крованна расплава на катоде, в которую переносится расплавленный материал гранулы и смешивается с материалом подложки. В ходе прохождения разряда на катоде формируется динамическое равновесие, когда в микрованну расплава приходит больше материала, чем из нее уходит в результате эрозии. После окончания разряда материал микрованны кристаллизуется, формируя покрытие. Таким образом, толщина сформированного ЭИЛ-покрытия определяется глубиной микрованны расплава на катоде на момент окончания разряда [23]. Средняя толщина нанесенных Cu-Ti-покрытий составляла от 32,3 до 49,3 мкм (табл. 3). Зависимость средней толщины покрытия от концентрации меди в НЭ имела вид параболы с максимумом для образца Cu70. Это можно объяснить близостью данного соотношения меди и титана к эвтектической точке диаграммы состояния Cu-Ti: вторичная структура на поверхности гранул НЭ для образца Cu70 имела самую низкую температуру плавления [24].

Таблица 3

Table 3

Толщина и шероховатость медно-титановых покрытий

Thickness and roughness of Cu-Ti coatings

Параметры	Образцы				
	Cu10	Cu30	Cu50	Cu70	Cu90
Средняя толщина, мкм	32,3 ± 9,9	32,4 ± 7,4	43,7 ± 9,4	49,3 ± 8,3	45,2 ± 13,2
Шероховатость, R_a , мкм	6,3 ± 1,4	6,8 ± 1,6	6,9 ± 0,9	7,3 ± 1,1	7,5 ± 1,1

На рис. 1 представлены участки рентгеновских дифрактограмм медно-титановых покрытий. В составе полученных покрытий наблюдаются медь, α Ti и интерметаллиды Ti_2Cu , CuTi и Cu_3Ti . С ростом доли медных гранул в НЭ осажденные покрытия обогащались медью и богатыми ею интерметаллидами. Фаза CuTi наблюдается во всех покрытиях. Она также наблюдалась в работах по магнетронному напылению [12]. Известно, что наиболее твердой фазой является Ti_2Cu ($746,9 \pm 67,7$ HV), тогда как фаза CuTi гораздо мягче ($298,2 \pm 20,7$ HV) [25]. Твердость фазы наиболее богатой медью Cu_3Ti занимает промежуточное положение: 544,34 HV [26]. В составе образцов, богатых медью (Cu70

и Cu90), преобладала фаза металлической меди. Таким образом, изменением соотношения медных и титановых гранул в НЭ можно варьировать фазовый состав осаждаемых покрытий.

На рис. 2 показаны потенциодинамические поляризационные кривые сплава Ti6Al4V с Cu-Ti-покрытиями и без покрытий в растворе SBF при комнатной температуре. По tafelевским наклонам поляризационных кривых рассчитаны величины потенциала коррозии E_{corr} и плотности тока коррозии I_{corr} , которые приведены в табл. 4. Результаты показывают, что с ростом содержания меди в составе покрытия E_{corr} снижался. Установлено, что покрытия Cu10–Cu70 имеют более высокий потенциал коррозии, чем

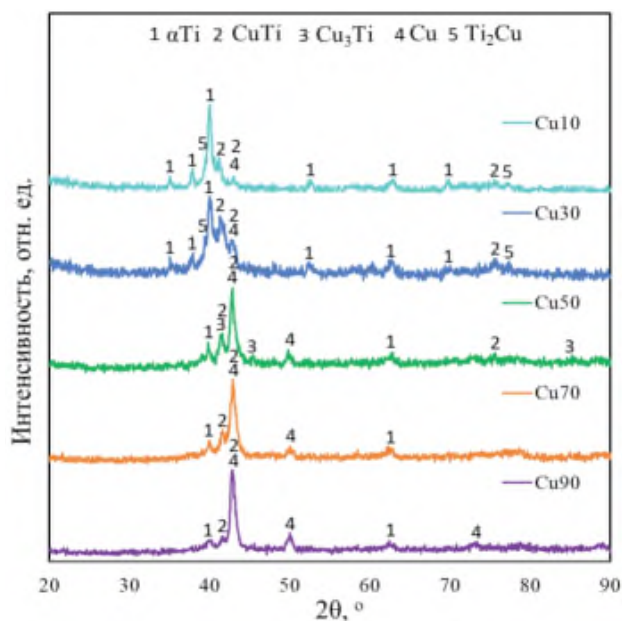


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа Cu-Ti-покрытий

Fig. 1. Results of X-ray analysis of Cu-Ti coatings

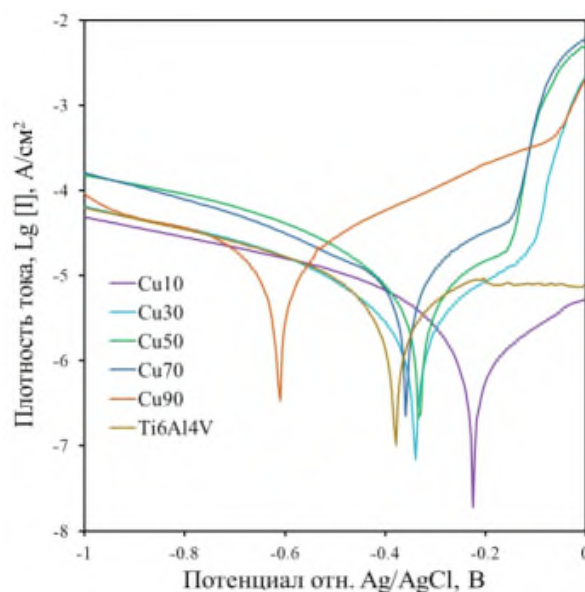


Рис. 2. Поляризационные графики Cu-Ti-покрытий и сплава Ti6Al4V в растворе SBF

Fig. 2. Polarization plots of Cu-Ti coatings and Ti-6Al-4V alloy in SBF solution

Таблица 4

Table 4

Концентрация меди в составе Cu-Ti-покрытий и их коррозионные параметры в растворе SBF
Copper concentration in the composition of Cu-Ti coatings and its corrosion parameters in SBF solution

Параметр	Образцы					
	Ti6Al4V	Cu10	Cu30	Cu50	Cu70	Cu90
E_{corr} , В	-0,38	-0,23	-0,34	-0,33	-0,36	-0,61
I_{corr} , мкА/см ²	9,00	3,46	7,05	8,75	8,45	17,57
Концентрация меди, ат. %	—	12,5	24,3	36,8	61,4	74,1

подложка, т. е. они более благородны. Из-за этого между покрытием и подложкой может образовываться гальваническая пара, где подложка будет подвергаться анодной коррозии. Плотность тока коррозии определяет скорость коррозии материала. При увеличении концентрации титана в составе покрытий I_{corr} снижалась с 17,570 до 3,455 мкА/см². Показано, что для всех покрытий, кроме Cu90, I_{corr} была ниже, чем для сплава Ti6Al4V. Таким образом, поляризационные испытания указывают на повышение коррозионной стойкости сплава Ti6Al4V при применении электроискровых Cu-Ti-покрытий с содержанием меди менее 70 ат. %. Коррозионную устойчивость Cu-Ti-композиций принято связывать с пассивационной пленкой Cu₂O, которая устой-

чива к воздействию ионов Cl⁻ из-за формирования нерастворимого хлорида меди (I) [27].

Для более подробного изучения коррозионных характеристик всех образцов использовали спектроскопию электрохимического импеданса (СЭИ), которую можно отнести к неразрушающим методам контроля из-за слабого напряжения и низкого тока, протекающего через исследуемый образец [28]. На рис. 3 представлены экспериментальные результаты по СЭИ. Как правило, емкостная дуга на графике Найквиста объясняется реакциями переноса заряда, происходящими на границе раздела металл/раствор или связанными с особенностями поверхностного пассивного слоя. Известно, что при увеличении радиуса емкостной дуги перенос заряда

затрудняется, это положительно сказывается на коррозионной стойкости материала [29]. Радиус емкостной дуги образцов увеличивался в ряду Cu90, Cu70, Cu50, Cu30, Cu10 (рис. 3, а, б), т. е. перенос заряда монотонно затруднялся с уменьшением концентрации меди в Cu-Ti-покрытиях. В то же время все образцы с Cu-Ti-покрытиями имели меньший радиус емкостной дуги, чем необработанная подложка. Как следует из диаграммы импеданса Боде, для сплава Ti6Al4V спектр в среднем диапазоне частот ($10^{-1} \dots 10^3$ Гц) имеет широкую линейную область, что указывает на

формирование однослойного пассивного слоя в растворе SBF (рис. 3, б), тогда как в покрытиях линейная область сужалась с ростом концентрации меди, что свидетельствует о формировании дополнительных пассивных слоев. Показано, что с ростом концентрации меди в НЭ снижается емкость барьерного слоя на поверхности покрытий, на это указывает уменьшение угла наклона соответствующих кривых в координатах $\log[Z]$ от $\log[f]$.

Известно, что в общем случае антикоррозионные свойства материала находятся в прямой

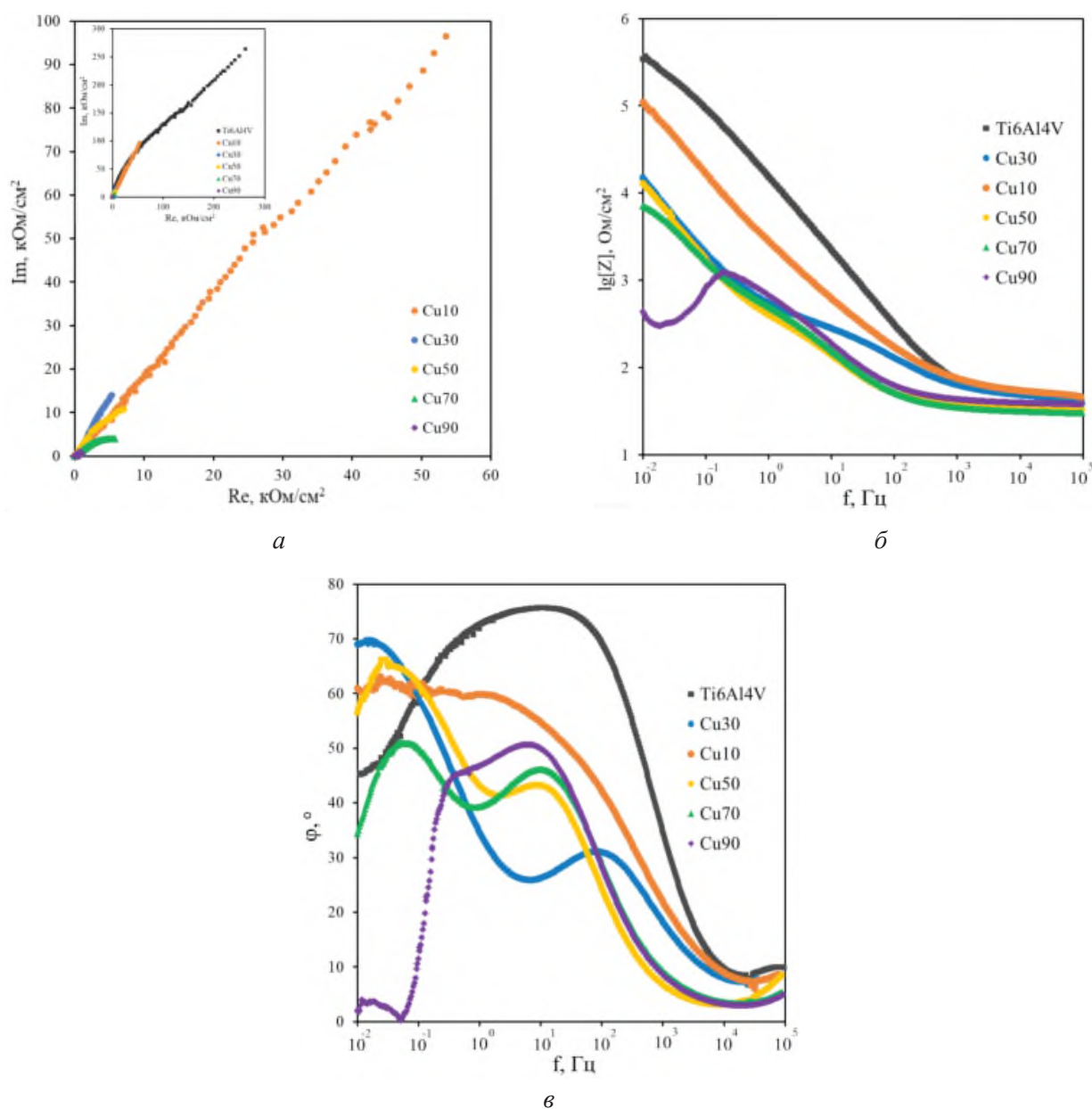


Рис. 3. Импедансные графики Cu-Ti-покрытий в координатах Найквиста (а), полного импеданса Боде (б) и фазового угла (в)

Fig. 3. Impedance plots of Cu-Ti coatings in Nyquist coordinates (а), total Bode impedance (б) and phase angle (в)

зависимости от сопротивления барьерного слоя и в обратной зависимости от его емкости [30]. Компактность формируемой оксидной пленки определяют по величине выпуклости в среднем диапазоне частот на графике фазового угла Боде (рис. 3, в). Для сплава Ti6Al4V величина выпуклости была выше 75°. Известно, что значение фазового угла для идеального конденсатора составляет 90°. При данном значении фазового угла на поверхности присутствует идеально плотная оксидная пленка, которая может эффективно ингибировать процессы переноса заряда [31]. Для всех образцов с медно-титановыми покрытиями наибольшие значения фазового угла были ниже 60°. Это свидетельствует о том, что оксидная пленка, формирующаяся на поверхности медно-титановых покрытий, была более рыхлой по сравнению с титановым сплавом. Причем у покрытий выпуклость имеет два максимума, что говорит о более сложной оксидной пленке по сравнению с титановым сплавом. Сравнивая ширину выпуклости на графиках фазового угла, можно заключить, что она монотонно уменьшается с ростом концентрации меди в покрытиях. Стабильность формируемой на образцах оксидной пленки снижалась при уменьшении концентрации титана. В целом результаты импедансной спектроскопии с хорошо согласуются с потенциодинамическими данными образцов (табл. 4). Таким образом, в растворе SBF медно-титановые покрытия Cu10–Cu70 обладают лучшей коррозионной стойкостью по сравнению с титановым сплавом, но формируемые на них барьерные пленки более проницаемы, чем на сплаве Ti6Al4V.

В табл. 5 показана концентрация растворенных ионов меди после погружения образцов с Cu-Ti-покрытиями в раствор SBF на 24 ч. Можно обнаружить, что концентрация ионов меди находилась в диапазоне от 98,6 до 484,9 мкг/дм³ с минимумом у образца Cu50 и максимумом – у Cu70. Согласно работам по медно-титановому сплаву (Ti – 5 вес. % Cu) выделение ионов меди в раствор 0,9 вес. % NaCl после анодирования находилось в диапазоне от 52 до 239 мкг/дм³ [32], а после кислотного травления – от 26 до 386,9 мкг/дм³ [33], несмотря на то что концентрация меди в сплаве была кратно меньше, чем в случае наших покрытий. Безопасная концентрация меди в питьевой воде, согласно Всемир-

Таблица 5

Table 5

Содержание металлов, выделившихся с образцов в раствор SBF

Content of metals released from the samples into the SBF solution

Образцы	Концентрация металлов, мкг/дм ³			
	Al	Ti	V	Cu
Cu10	188,45	1,67	6,15	193,98
Cu30	57,98	3,71	4,39	243,50
Cu50	54,14	1,17	6,82	98,55
Cu70	198,02	0,90	3,88	484,92
Cu90	98,37	5,17	4,69	145,15

ной Организации Здравоохранения, составляет менее 2 мг/дм³ [34]. Таким образом, концентрации меди, выделяемые в раствор SBF из разработанных Cu-Ti-покрытий, многократно ниже допустимых значений, и поэтому они могут применяться в качестве биосовместимых покрытий. Другим значимым элементом является алюминий, который выделяется из сплава Ti6Al4V и накапливается в организме пациентов с имплантатами. Несмотря на невысокую концентрацию алюминия в сплаве Ti6Al4V (~ 6 вес. %), он выделялся с поверхности образцов в сопоставимых с медью количествах.

Антимикробная активность (АА) образцов с медно-титановыми покрытиями была рассчитана по методике [35] в соответствии с выражением

$$AA = \frac{(A - B) \cdot 100}{A},$$

где A – число бактериальных колоний в чашке Петри для металла сравнения; B – число бактериальных колоний в чашке для бактерицидного металла.

Согласно проведенным расчетам антимикробная активность Cu-Ti-покрытий к культуре непатогенной *Escherichia coli* монотонно возрастала с $25,5 \pm 4,2$ до $62,8 \pm 5,4$ % (рис. 4). В реальных условиях использования более длительный контакт (более 24 ч) среды с поверхностью медно-титановых покрытий приведет к ее полному обеззараживанию. Результат эксперимента показал, что все осажденные Cu-Ti-покрытия проявили бактерицидную активность. Самая высокая концентрация меди в составе образца Cu90 привела к тому, что у него наблюдалась наибольшая

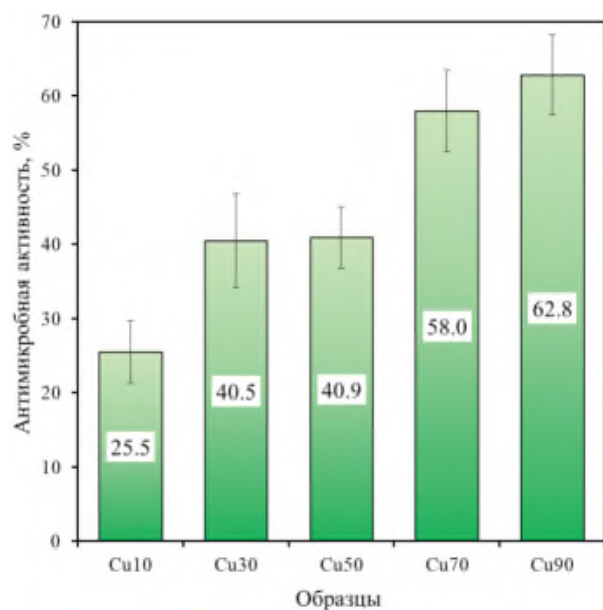


Рис. 4. Антибактериальная активность (АА)

Fig. 4. Antibacterial activity (AA)

бактерицидная активность. Образец Cu50 является оптимальным с позиции низкой концентрации высвобождающихся ионов меди и достаточной антимикробной активности.

Результаты трибологических испытаний медно-титановых покрытий по сравнению со сплавом Ti6Al4V в растворе SBF при нормальных нагрузках 10 и 25 Н приведены на рис. 5. Установлено, что при повышении прикладываемой

емой нагрузки с 10 до 25 Н средние величины коэффициента трения (K_T) титанового сплава Ti6Al4V снижались от 0,45 до 0,36 (рис. 5, а). Схожим образом уменьшалась сила трения при изнашивании Cu-Ti-покрытий с увеличением удельной нагрузки. Так, средние величины K_T Cu-Ti-покрытий при 10 Н находились в диапазоне от 0,39 до 0,55, тогда как при 25 Н – в диапазоне от 0,28 до 0,40 (табл. 6). Это приводит к выводу о том, что часть прилагаемой нагрузки компенсируется давлением набегающего потока жидкости. Наиболее высокие значения K_T при обеих нагрузках наблюдались у образца Cu70, а наиболее низкие – у Cu50. Применение последнего позволяет снизить силу трения сплава Ti6Al4V на 14–21 %. Ранее при нагрузке 25 Н нами было установлено, что K_T медно-титановых покрытий без SBF был намного выше и находится в диапазоне от 0,73 до 0,96. Более того, K_T покрытий при сухом изнашивании был значительно выше, чем у сплава Ti6Al4V [19].

На рис. 5, б показаны диаграммы величин износа образцов из титанового сплава с медно-титановыми покрытиями в растворе SBF. Интенсивность изнашивания образцов с Cu-Ti-покрытиями укладывалась в интервале от $0,71 \cdot 10^{-5}$ до $2,70 \cdot 10^{-5}$ мм³/Нм при нагружении в 10 Н и от $0,70 \cdot 10^{-5}$ до $1,79 \cdot 10^{-5}$ мм³/Нм при 25 Н. При

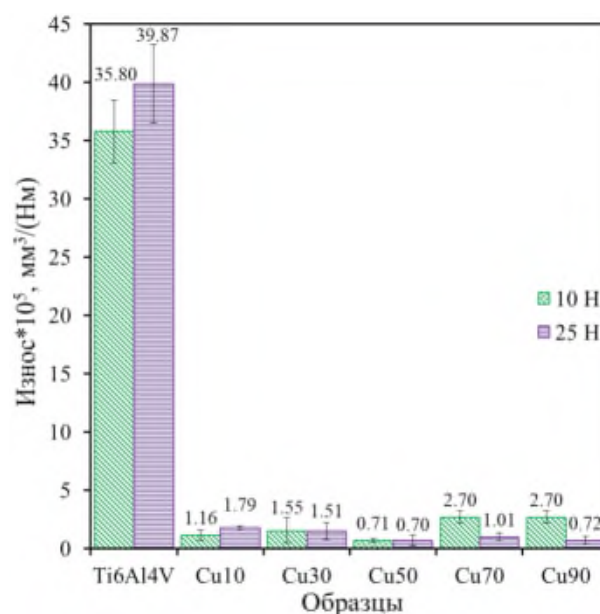
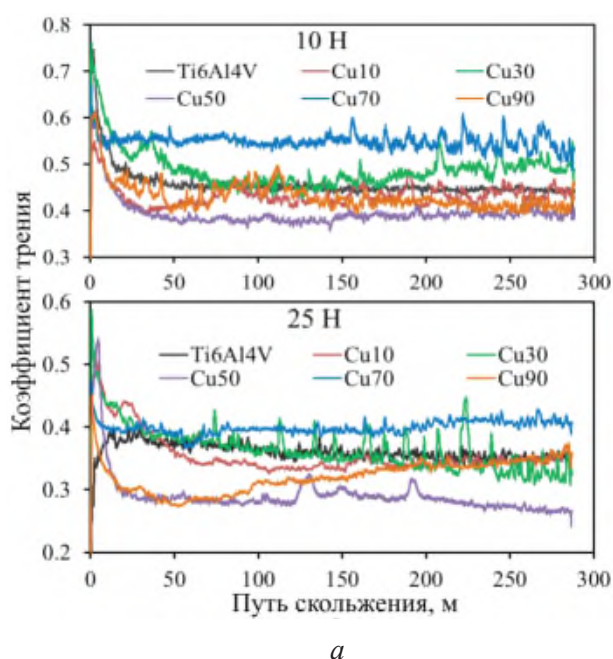


Рис. 5. Коэффициент трения (а) и износ (б) Cu-Ti-покрытий и сплава Ti6Al4V в растворе SBF при различных нагрузках

Fig. 5. Friction coefficient (а) and wear rate (б) of Cu-Ti coatings and Ti-6Al-4V alloy in SBF solution under various loads

Таблица 6

Table 6

Усредненные величины K_T образцов с покрытиями в растворе SBF

Averaged COF values of samples with coatings in SBF solution

Нагрузка, Н	Образцы					
	Ti6Al4V	Cu10	Cu30	Cu50	Cu70	Cu90
10	0,449	0,430	0,480	0,387	0,548	0,425
25	0,361	0,346	0,358	0,284	0,399	0,320

обеих нагрузках наибольшей износостойкостью обладало покрытие Cu50, что объясняется его наименьшим коэффициентом трения. При нагрузке 10 Н приведенный износ сплава Ti6Al4V в растворе SBF составил $3,58 \cdot 10^{-4}$ мм³/Нм, а при 25 Н – $3,99 \cdot 10^{-4}$ мм³/Нм. Таким образом, износостойкость сплава была в 13–57 раз ниже, чем у покрытий. Характерно, что износ сплава Ti6Al4V в режиме сухого скольжения при 25 Н составлял $0,75 \cdot 10^{-4}$ мм³/Нм [20], т. е. в 5,3 раза ниже, чем в растворе SBF, что согласуется с результатами работы [36]. Таким образом, раствор SBF многократно ускоряет износ титанового сплава вследствие его взаимодействия с электролитом по механизму окислительного изнашивания [36]. Продукты окисления, прежде всего рутил, могут выступать в качестве абразивных частиц, ускоряя износ титанового сплава. Сравнение интенсивности изнашивания Cu-Ti-покрытий при нагрузке 25 Н показало, что большинство образцов также имели повышенный износ в растворе SBF по сравнению с режимом сухого скольжения, за исключением покрытий Cu50 и Cu70, которые имели очень близкие величины износа в SBF и при сухом трении. Таким образом, применение Cu-Ti-покрытий для изделий из титанового сплава Ti6Al4V позволяет многократно сократить их износ и снизить коэффициент трения при эксплуатации в растворе SBF.

На рис. 6 представлены РЭМ-изображения следов изнашивания Cu-Ti-покрытий после трибологических испытаний в растворе SBF. На изношенной поверхности сплава Ti6Al4V в результате распаивания образовались следы, которые имеют вид широких борозд и царапин, что указывает на абразивный износ. В то же время имеются признаки адгезионного износа в виде участков со следами отслоения и сильной деформации. На изображениях отчетливо видно, что изношенная поверхность сплава Ti6Al4V бо-

лее шероховатая, а поверхность Cu-Ti-покрытий более гладкая. Наиболее гладкая поверхность наблюдалась в случае образца Cu50 (рис. 6, в), а наиболее рельефная – у наименее износостойкого покрытия Cu90 (рис. 6, д). В отличие от сухого трения, в растворе SBF на поверхности покрытий не наблюдается оксидных чешуек износа. Это говорит о том, что при трении в жидкости продукты окисления активно удаляются из зоны трения и защитный трибооксидный слой не сохраняется, что выражается в повышенных величинах износа по сравнению с сухим трением. Продукты износа сохранялись только в углублениях поверхности, таких как поры и трещины. По результатам ЭДС-анализа в составе продуктов износа присутствуют железо, вольфрам и хром, которые отложились на поверхности покрытий в результате интенсивного изнашивания контртела из быстрорежущей стали Р6М5 (табл. 7). Значительное количество кислорода указывает на скопления оксидов, что является следствием окислительного износа [37]. Присутствие элементов Cl, S и P объясняется участием раствора SBF в формировании продуктов износа. Концентрация кислорода снижалась в составе продуктов износа с ростом содержания меди в покрытиях, что объясняется более высоким стандартным электродным потенциалом меди по сравнению с титаном. Таким образом, основным механизмом изнашивания медно-титановых покрытий было сочетание окисления и абразивного износа, в то время как для титанового сплава был более типичен адгезионный механизм износа.

Выводы

Были приготовлены медно-титановые покрытия на титановом сплаве методом электроискрового легирования с использованием нело-

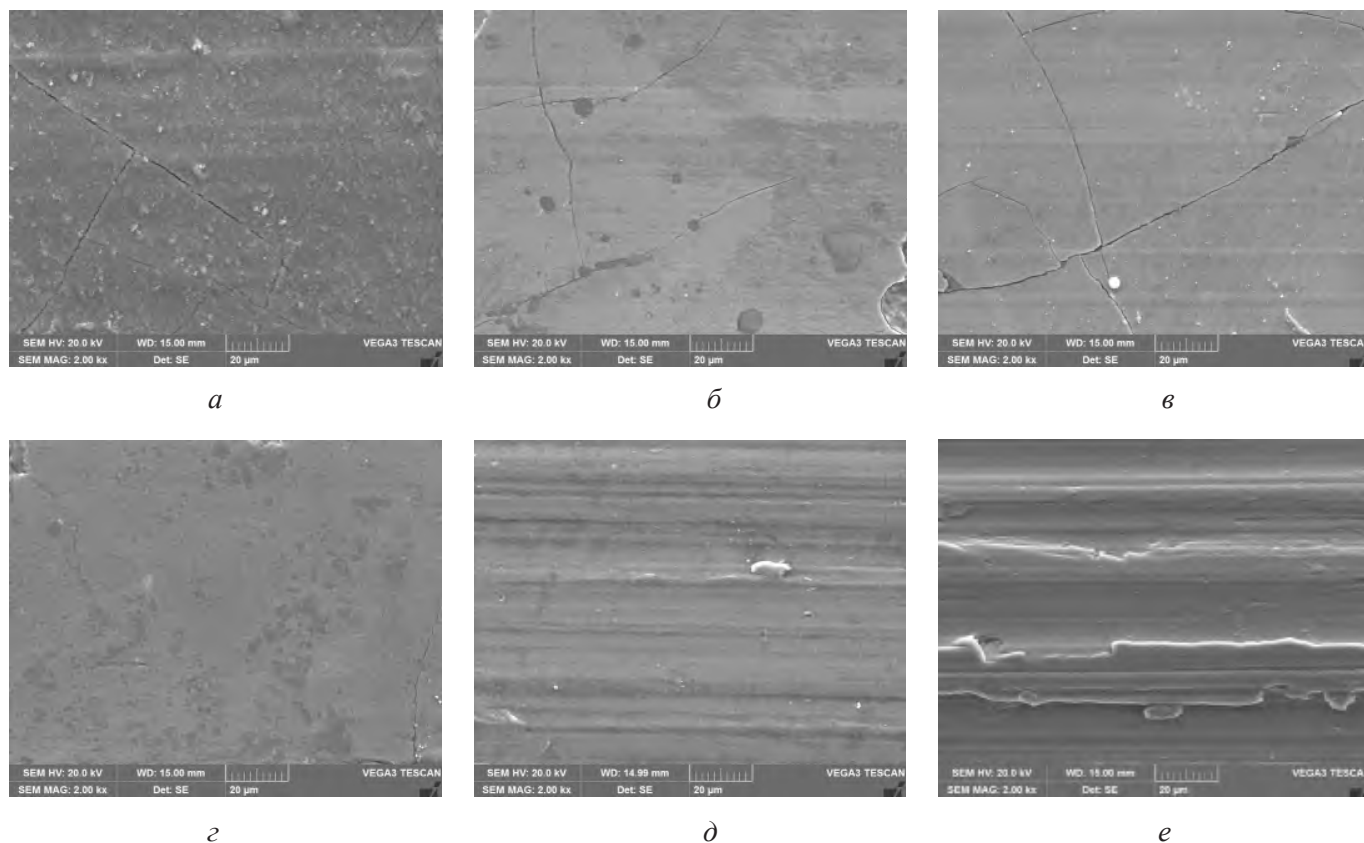


Рис. 6. РЭМ-изображения изношенной поверхности покрытий Cu-Ti после испытания на износ в растворе SBF:

a – Cu10; *б* – Cu30; *в* – Cu50; *г* – Cu70; *д* – Cu90; *е* – Ti6Al4V

Fig. 6. SEM photos of the worn surface of Cu-Ti coatings after wear testing in SBF solution:

a – Cu10; *б* – Cu30; *в* – Cu50; *г* – Cu70; *д* – Cu90; *е* – Ti6Al4V

Таблица 7

Table 7

Состав продуктов износа на поверхности покрытий и сплава Ti6Al4V
Composition of wear products on the surfaces of coatings and Ti-6Al-4V alloy

Элемент	Концентрация, ат. %					
	Cu10	Cu30	Cu50	Cu70	Cu90	Ti6Al4V
C	25,38	5,67	22,72	13,08	16,71	7,16
O	53,95	63,5	50,1	43,3	42,68	20,09
Al	–	0,47	–	0,19	0,33	4,37
P	0,07	–	0,07	–	0,08	–
S	0,1	0,19	0,12	–	0,14	0,11
Cl	0,22	0,59	0,41	0,18	0,35	0,32
Ti	1,59	12,28	11,99	37,90	26,03	63,87
V	–	0,53	–	0,87	–	3,2
Cr	0,22	0,7	0,4	0,16	0,37	–
Fe	18,02	12,61	8,43	0,39	9,86	0,88
Cu	0,38	3,02	5,62	3,93	3,24	–
W	0,07	0,44	0,14	–	0,22	–

кализированного электрода, состоящего из медных и титановых гранул в различных соотношениях. Концентрация меди в покрытиях монотонно возрастала с ростом ее содержания в электроде. Показано, что с ростом концентрации меди плотность тока коррозии покрытий повышалась с 3,455 до 17,570 мкА/см². Установлено, что в растворе SBF медно-титановые покрытия Cu10–Cu70 обладают более высоким потенциалом коррозии, лучшей коррозионной стойкостью по сравнению со сплавом Ti6Al4V, но формируемые на них пассивационные пленки более проницаемы, чем на сплаве Ti6Al4V. Все составы Cu–Ti-покрытий проявили бактерицидную активность к непатогенной культуре *Escherichia coli*. Показано, что электроискровое нанесение Cu–Ti-покрытий многократно снижает износ поверхности титанового сплава Ti6Al4V в растворе SBF. Несмотря на смазывающее действие, износ в растворе SBF является более суровым для сплава Ti6Al4V и медно-титановых покрытий по сравнению с режимом сухого изнашивания вследствие интенсивного удаления антифрикционного трибооксидного слоя. Совместное действие абразивного износа и окисления, ускоренного электролитом, было основным механизмом изнашивания медно-титановых покрытий, тогда как для сплава Ti6Al4V был более свойственен адгезионный износ.

Список литературы

1. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – a review / M. Geetha, A. Singh, R. Asokamani, A. Gogia // *Progress in Materials Science*. – 2009. – Vol. 54. – P. 397–425. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.06.004.
2. *Gepreel M.A.H., Niinomi M.* Biocompatibility of Ti-alloys for long-term implantation // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2013. – Vol. 20. – P. 407–415. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2012.11.014.
3. Ti6Al4V coatings on titanium samples by sputtering techniques: Microstructural and mechanical characterization / J.C. Sánchez-López, M. Rodríguez-Albelo, M. Sánchez-Pérez, V. Godinho, C. López-Santos, Y. Torres // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2023. – Vol. 952. – P. 170018. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.170018.
4. Involvement of in vivo induced cheY-4 gene of *Vibrio cholerae* in motility, early adherence to intestinal epithelial cells and regulation of virulence factors / R. Banerjee, S. Das, K. Mukhopadhyay, S. Nag, A. Chakraborty, K. Chaudhuri // *FEBS Letters*. – 2002. – Vol. 532. – P. 221–226. – DOI: 10.1016/S0014-5793(02)03678-5.
5. Macrophages related to dental implant failure / D. Olmedo, M.M. Fernández, M.B. Guglielmotti, R.L. Cabrini // *Implant Dentistry*. – 2003. – Vol. 12. – P. 75–80. – DOI: 10.1097/01.ID.0000041425.36813.A9.
6. Antibacterial coatings on titanium implants / L. Zhao, P.K. Chu, Y. Zhang, Z. Wu // *Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials*. – 2009. – Vol. 91. – P. 470–480. – DOI: 10.1002/jbm.b.31463.
7. Durable self-polishing antifouling Cu–Ti coating by a micron-scale Cu/Ti laminated microstructure design / J. Tian, K. Xu, J. Hu, S. Zhang, G. Cao, G. Shao // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2021. – Vol. 79. – P. 62–74. – DOI: 10.1016/j.jmst.2020.11.038.
8. Tribocorrosion behavior of antibacterial Ti–Cu sintered alloys in simulated biological environments / J.Q. Zhang, S. Cao, Y. Liu, M.M. Bao, J. Ren, S.Y. Li, J.J. Wang // *Rare Metals*. – 2022. – Vol. 41. – P. 1921–1932. – DOI: 10.1007/s12598-021-01943-6.
9. Preparation of multicomponent thin films by magnetron co-sputtering method: The Cu–Ti case study / B. Adamiak, A. Wiatrowski, J. Domaradzki, D. Kaczmarek, D. Wojcieszak, M. Mazur // *Vacuum*. – 2019. – Vol. 161. – P. 419–428. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.01.012.
10. Microstructure, corrosion and tribological and antibacterial properties of Ti–Cu coated stainless steel / X. Jin, L. Gao, E. Liu, F. Yu, X. Shu, H. Wang // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. – 2015. – Vol. 50. – P. 23–32. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2015.06.004.
11. Influence of Cu–Ti thin film surface properties on antimicrobial activity and viability of living cells / D. Wojcieszak, D. Kaczmarek, A. Antosiak, M. Mazur, Z. Rybak, A. Rusak, B. Szponar // *Materials Science and Engineering: C*. – 2015. – Vol. 56. – P. 48–56. – DOI: 10.1016/j.msec.2015.06.013.
12. Effects of the prefabricated Cu–Ti film on the microstructure and mechanical properties of the multiphase coating by thermo plasma nitriding on C17200 Cu alloy / Y. Zhu, M. Yan, Q. Zhang, Q. Wang, H. Zhuo // *Coatings*. – 2019. – Vol. 9. – P. 694. – DOI: 10.3390/coatings9110694.
13. *Wang Z.Q., Wang X.R.* Microstructure and flame-retardant properties of Ti–Cu coating on Tc11 prepared via electrospray deposition // *Material Engineering and Mechanical Engineering: Proceedings*



of Material Engineering and Mechanical Engineering (MEES 2015). – World Scientific, 2016. – P. 1283–1291. – DOI: 10.1142/9789814759687_0144.

14. *Radek N.* Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam // *Advances in Manufacturing Science and Technology*. – 2008. – Vol. 32. – P. 53–68.

15. *Kayali Yu., Yalçın M.C., Buyuksagis A.* Effect of electro spark deposition coatings on surface hardness and corrosion resistance of ductile iron // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2023. – Vol. 62. – P. 483–496. – DOI: 10.1080/00084433.2022.2119039.

16. In-situ TiC-reinforced Ni-based composite coatings fabricated by ultrasonic-assisted electrospark powder deposition / H. Zhao, Ch. Gao, Ch. Guo, B. Xu, X.Yu. Wu, J.G. Lei // *Journal of Asian Ceramic Societies*. – 2023. – Vol. 11. – P. 26–38. – DOI: 10.1080/21870764.2022.2142368.

17. *Burkov A.A., Pyachin S.A.* Formation of WC–Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition // *Materials & Design*. – 2015. – Vol. 80. – P. 109–115. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.008.

18. *Бурков А.А.* Получение аморфных покрытий электроискровой обработкой стали 35 в смеси железных гранул с CrMoWCBSi порошком // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 19–30. – DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30.

19. *Burkov A.A., Kulik M.A.* Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide Cr₇C₃ obtained by electric spark deposition // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. – 2020. – Vol. 56. – P. 1217–1221. – DOI: 10.1134/S2070205120060064.

20. *Бурков А.А.* Одностадийное осаждение Ti–Cu покрытия электроискровой обработкой титанового сплава Ti6Al4V анодом из медных и титановых гранул // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2023. – Т. 20. – С. 372–380. – DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.03.010.

21. *Burkov A.A., Chigrin P.G., Dvornik M.I.* Electrospark CuTi coatings on titanium alloy Ti6Al4V: corrosion and wear properties // *Surface and Coatings Technology*. – 2023. – Vol. 469. – P. 129796. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129796.

22. *Durdu S., Usta M., Berkem A.S.* Bioactive coatings on Ti6Al4V alloy formed by plasma electrolytic oxidation // *Surface and Coatings Technology*. – 2016. – Vol. 301. – P. 85–93. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129796.

23. Comparative analysis of insulating properties of plasma and thermally grown alumina films on electrospark aluminide coated 9Cr steels / N.I. Jamnapara, S. Frangini, J. Alphonsa, N.L. Chauhan, S. Mukherjee //

Surface and Coatings Technology. – 2015. – Vol. 266. – P. 146–150. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.02.028.

24. On the selection of Ti–Cu alloys for thixoforming processes: phase diagram and microstructural evaluation / K.N. Campo, D.D. de Lima, É.S.N. Lopes, R. Caram // *Journal of Materials Science*. – 2015. – Vol. 50. – P. 8007–8017.

25. *Fan Y., Fan J., Wang C.* Formation of typical Ti–Cu intermetallic phases via a liquid-solid reaction approach // *Intermetallics*. – 2019. – Vol. 113. – P. 106577. – DOI: 10.1016/j.intermet.2019.106577.

26. Effect of temperature on morphology and wear of a Cu-Ti-TiC MMC sintered by abnormal glow discharge / C.D. Bohórquez, S.P. Pérez, A. Sarmiento, M.E. Mendoza // *Materials Research Express*. – 2020. – Vol. 7. – P. 026501. – DOI: 10.1088/2053-1591/ab6e3b.

27. A study of the electrochemical formation of Cu(I)-BTA films on copper electrodes and the mechanism of copper corrosion inhibition in aqueous chloride/benzotriazole solutions / A.D. Modestov, G.D. Zhou, Y.P. Wu, T. Notoya, D.P. Schweinsberg // *Corrosion Science*. – 1994. – Vol. 36. – P. 1931–1946. – DOI: 10.1016/0010-938X(94)90028-0.

28. *Rosalbino F., Scavino G.* Corrosion behaviour assessment of cast and HIPed Stellite 6 alloy in a chloride-containing environment // *Electrochimica Acta*. – 2013. – Vol. 111. – P. 656–662. – DOI: 10.1016/j.electacta.2013.08.019.

29. Study on the technology of surface strengthening Ti–6Al–4V alloy by near-dry multi-flow channel electrode electrical discharge machining / Y. Ding, L. Kong, W. Lei, Q. Li, K. Ding, Y. He // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2024. – Vol. 28. – P. 2219–2234. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.133.

30. Preliminary study on the corrosion resistance, antibacterial activity and cytotoxicity of selective-laser-melted Ti6Al4V-xCu alloys / S. Guo, Y. Lu, S. Wu, L. Liu, M. He, C. Zhao, J. Lin // *Materials Science and Engineering: C*. – 2017. – Vol. 72. – P. 631–640. – DOI: 10.1016/j.msec.2016.11.126.

31. Corrosion mechanisms in titanium oxide-based films produced by anodic treatment / A.C. Alves, F. Wenger, P. Ponthiaux, J.P. Celis, A.M. Pinto, L.A. Rocha, J.C.S. Fernandes // *Electrochimica Acta*. – 2017. – Vol. 234. – P. 16–27. – DOI: 10.1016/j.electacta.2017.03.011.

32. Improvement in antibacterial ability and cell cytotoxicity of Ti–Cu alloy by anodic oxidation / S. Cao., Z.M. Zhang, J.Q. Zhang, R.X. Wang, X.Y. Wang, L. Yang, E.L. Zhang // *Rare Metals*. – 2022. – Vol. 41. – P. 594–609. – DOI: 10.1007/s12598-021-01806-0.

33. Enhanced antibacterial activity of Ti-Cu alloy by selective acid etching / M. Lu, Z. Zhang, J. Zhang,

X. Wang, G. Qin, E. Zhang // Surface and Coatings Technology. – 2021. – Vol. 421. – P. 127478. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127478.

34. Guidelines for drinking-water quality. – World Health Organization, 2002.

35. Ren L., Yang K. Antibacterial design for metal implants // Metallic Foam Bone. – Woodhead Publishing, 2017. – P. 203–216. – DOI: 10.1016/B978-0-08-101289-5.00008-1.

36. Kaplan Y., Isitan A. Tribological behavior of borided Ti6Al4V alloy under simulated body fluid conditions // Acta Physica Polonica A. – 2018. – Vol. 134. – P. 271–274. – DOI: 10.12693/APhysPolA.134.271.

37. Microstructure and wear behaviors of TiB/TiC reinforced Ti2Ni/a(Ti) matrix coating produced by laser cladding / J.Z. Shao, J. Li, R. Song, L.L. Bai, J.L. Chen, C.C. Qu // Rare Metals. – 2020. – Vol. 39. – P. 304–31. – DOI: 10.1007/s12598-016-0787-3.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Wear resistance and corrosion behavior of Cu-Ti coatings in SBF solution

Alexander Burkov^a, Maxim Dvornik^b, Maria Kulik^{c,*}, Alexandra Bytsura^d

Khabarovsk Federal Research Center FEB RAS, 153 Tihookeanskaya st., Khabarovsk, 680042, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-5636-4669>,  burkovalex@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1216-4438>,  maxxxx80@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4857-1887>,  marijka80@mail.ru; ^d  <https://orcid.org/0009-0005-4750-7970>,  alex_btsr@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 20 May 2024

Revised: 22 June 2024

Accepted: 08 July 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Cu-Ti coating

Electrospark deposition

SBF solution

Coefficient of friction

Corrosion

Wear

Funding

The work was supported by the Russian Science Foundation grant No. 23-23-00032.

ABSTRACT

Introduction. Currently, titanium and its alloys have become the most popular metal implantable biomaterials. However, the main disadvantage of titanium alloys is low wear resistance due to high viscosity. It is known that copper-titanium coatings effectively improve the antibacterial properties of titanium alloy and at the same time increase its wear resistance. **Purpose of the work** is to study the effects of a solution simulating body fluid on corrosion properties, friction coefficient and the wear of copper-titanium coatings obtained by electrospark deposition method of the *Ti-6Al-4V* alloy. **Method.** A non-localized electrode consisting of copper and titanium granules in various ratios was used to form copper-titanium coatings on a titanium alloy by electrospark deposition. The structure of the coatings was examined using a *DRON-7* X-ray diffractometer in *Cu-K α* radiation and an X-max 80 energy dispersive spectrometer. The antibacterial activity of the deposited *Cu-Ti* coatings was studied on a non-pathogenic gram-negative culture of *Escherichia coli*. Polarization tests in *SBF* solution were carried out using a *P-40X* potentiostat with an impedance measurement module. The metal content in the *SBF* solution after immersion of the samples was measured using an *ICP-MS 2000* mass spectrometer. The tribological characteristics of the coatings according to the *ASTM G99-17* standard using the “ball-on-disk” scheme with sliding friction in the *SBF* solution at loads of 10 and 25 N were examined. **Results and discussions.** It is shown that the bactericidal activity of *Cu-Ti* coated samples to a non-pathogenic culture of *Escherichia coli* increased monotonously with an increase in copper content. With copper concentration increasing, the corrosion current density of the coatings increased from 3.455 to 17.570 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$. It is shown that the *SBF* solution accelerates the wear of a titanium alloy many times over due to its interaction with the electrolyte via the oxidative wear mechanism. The use of *Cu-Ti* coatings allows reducing the friction coefficient and greatly decreasing the wear of *Ti-6Al-4V* alloy in the presence of an electrolyte.

For citation: Burkov A.A., Dvornik M.A., Kulik M.A., Bytsura A.Yu. Wear resistance and corrosion behavior of Cu-Ti coatings in SBF solution. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 234–249. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-234-249. (In Russian).

References

1. Geetha M., Singh A., Asokamani R., Gogia A. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – a review. *Progress in Materials Science*, 2009, vol. 54, pp. 397–425. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.06.004.
2. Gepreel M.A.H., Niinomi M. Biocompatibility of Ti-alloys for long-term implantation. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2013, vol. 20, pp. 407–415. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2012.11.014.
3. Sánchez-López J.C., Rodríguez-Albelo M., Sánchez-Pérez M., Godinho V., López-Santos C., Torres Y. Ti6Al4V coatings on titanium samples by sputtering techniques: Microstructural and mechanical characterization. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 952, p. 170018. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.170018.
4. Banerjee R., Das S., Mukhopadhyay K., Nag S., Chakraborty A., Chaudhuri K. Involvement of in vivo induced cheY-4 gene of *Vibrio cholerae* in motility, early adherence to intestinal epithelial cells and regulation of virulence factors. *FEBS Letters*, 2002, vol. 532, pp. 221–226. DOI: 10.1016/S0014-5793(02)03678-5.

* Corresponding author

Kulik Maria A., Junior Researcher

Khabarovsk Federal Research Center FEB RAS,

153 Tihookeanskaya st.,

680042, Khabarovsk, Russian Federation

Tel.: +7 4212 22-69-56, e-mail: marijka@mail.ru

5. Olmedo D., Fernández M.M., Guglielmotti M.B., Cabrini R.L. Macrophages related to dental implant failure. *Implant Dentistry*, 2003, vol. 12, pp. 75–80. DOI: 10.1097/01.ID.0000041425.36813.A9.
6. Zhao L., Chu P.K., Zhang Y., Wu Z. Antibacterial coatings on titanium implants. *Journal of Biomedical Materials Research. Part B: Applied Biomaterials*, 2009, vol. 91, pp. 470–480. DOI: 10.1002/jbm.b.31463.
7. Tian J., Xu K., Hu J., Zhang S., Cao G., Shao G. Durable self-polishing antifouling Cu-Ti coating by a micron-scale Cu/Ti laminated microstructure design. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, vol. 79, pp. 62–74. DOI: 10.1016/j.jmst.2020.11.038.
8. Zhang J.Q., Cao S., Liu Y., Bao M.M., Ren J., Li S.Y., Wang J.J. Tribocorrosion behavior of antibacterial Ti–Cu sintered alloys in simulated biological environments. *Rare Metals*, 2022, vol. 41, pp. 1921–1932. DOI: 10.1007/s12598-021-01943-6.
9. Adamiak B., Wiatrowski A., Domaradzki J., Kaczmarek D., Wojcieszak D., Mazur M. Preparation of multicomponent thin films by magnetron co-sputtering method: The Cu-Ti case study. *Vacuum*, 2019, vol. 161, pp. 419–428. DOI: 10.1016/j.vacuum.2019.01.012.
10. Jin X., Gao L., Liu E., Yu F., Shu X., Wang H. Microstructure, corrosion and tribological and antibacterial properties of Ti–Cu coated stainless steel. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2015, vol. 50, pp. 23–32. DOI: 10.1016/j.jmbbm.2015.06.004.
11. Wojcieszak D., Kaczmarek D., Antosiak A., Mazur M., Rybak Z., Rusak A., Szponar B. Influence of Cu–Ti thin film surface properties on antimicrobial activity and viability of living cells. *Materials Science and Engineering: C*, 2015, vol. 56, pp. 48–56. DOI: 10.1016/j.msec.2015.06.013.
12. Zhu Y., Yan M., Zhang Q., Wang Q., Zhuo H. Effects of the prefabricated Cu-Ti film on the microstructure and mechanical properties of the multiphase coating by thermo plasma nitriding on C17200 Cu alloy. *Coatings*, 2019, vol. 9, p. 694. DOI: 10.3390/coatings9110694.
13. Wang Z.Q., Wang X.R. Microstructure and flame-retardant properties of Ti-Cu coating on Tc11 prepared via electrospark deposition. *Material Engineering and Mechanical Engineering: Proceedings of Material Engineering and Mechanical Engineering (MEES 2015)*. World Scientific, 2016, pp. 1283–1291. DOI: 10.1142/9789814759687_0144.
14. Radek N. Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam. *Advances in Manufacturing Science and Technology*, 2008, vol. 32, pp. 53–68.
15. Kayali Yu., Yalçın M.C., Buyuksagis A. Effect of electro spark deposition coatings on surface hardness and corrosion resistance of ductile iron. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2023, vol. 62, pp. 483–496. DOI: 10.1080/0084433.2022.2119039.
16. Zhao H., Gao Ch., Guo Ch., Xu B., Wu X.Yu., Lei J.G. In-situ TIC-reinforced NI-based composite coatings fabricated by ultrasonic-assisted electrospark powder deposition. *Journal of Asian Ceramic Societies*, 2023, vol. 11, pp. 26–38. DOI: 10.1080/21870764.2022.2142368.
17. Burkov A.A., Pyachin S.A. Formation of WC–Co coating by a novel technique of electrospark granules deposition. *Materials & Design*, 2015, vol. 80, pp. 109–115. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.05.008.
18. Burkov A.A. Production amorphous coatings by electrospark treatment of steel 1035 in a mixture of iron granules with CrMoWCBSi powder. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 19–30. DOI: 10.17212/1994-6309-2019-21.4-19-30. (In Russian).
19. Burkov A.A., Kulik M.A. Wear-resistant and anticorrosive coatings based on chrome carbide Cr₇C₃ obtained by electric spark deposition. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, 2020, vol. 56, pp. 1217–1221. DOI: 10.1134/S2070205120060064.
20. Burkov A.A. One-stage deposition of Ti–Cu coatings by electric spark treatment of Ti6Al4V titanium alloy with an anode of copper and titanium granules. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science (BPMS)*, 2023, vol. 20, pp. 372–380. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.03.010. (In Russian).
21. Burkov A.A., Chigrin P.G., Dvornik M.I. Electrospark CuTi coatings on titanium alloy Ti6Al4V: corrosion and wear properties. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 469, p. 129796. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129796.
22. Durdu S., Usta M., Berkem A.S. Bioactive coatings on Ti6Al4V alloy formed by plasma electrolytic oxidation. *Surface and Coatings Technology*, 2016, vol. 301, pp. 85–93. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2023.129796.
23. Jamnapara N.I., Frangini S., Alphonsa J., Chauhan N.L., Mukherjee S. Comparative analysis of insulating properties of plasma and thermally grown alumina films on electrospark aluminide coated 9Cr steels. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 266, pp. 146–150. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.02.028.



24. Campo K.N., de Lima D.D., Lopes É.S.N., Caram R. On the selection of Ti–Cu alloys for thixoforming processes: phase diagram and microstructural evaluation. *Journal of Materials Science*, 2015, vol. 50, pp. 8007–8017. DOI: 10.1007/s10853-015-9367-4.
25. Fan Y., Fan J., Wang C. Formation of typical Ti–Cu intermetallic phases via a liquid-solid reaction approach. *Intermetallics*, 2019, vol. 113, p. 106577. DOI: 10.1016/j.intermet.2019.106577.
26. Bohórquez C.D., Pérez S.P., Sarmiento A., Mendoza M.E. Effect of temperature on morphology and wear of a Cu–Ti–TiC MMC sintered by abnormal glow discharge. *Materials Research Express*, 2020, vol. 7, p. 026501. DOI: 10.1088/2053-1591/ab6e3b.
27. Modestov A.D., Zhou G.D., Wu Y.P., Notoya T., Schweinsberg D.P. A study of the electrochemical formation of Cu(I)-BTA films on copper electrodes and the mechanism of copper corrosion inhibition in aqueous chloride/benzotriazole solutions. *Corrosion Science*, 1994, vol. 36, pp. 1931–1946. DOI: 10.1016/0010-938X(94)90028-0.
28. Rosalbino F., Scavino G. Corrosion behaviour assessment of cast and HIPed Stellite 6 alloy in a chloride-containing environment. *Electrochimica Acta*, 2013, vol. 111, pp. 656–662. DOI: 10.1016/j.electacta.2013.08.019.
29. Ding Y., Kong L., Lei W., Li Q., Ding K., He Y. Study on the technology of surface strengthening Ti–6Al–4V alloy by near-dry multi-flow channel electrode electrical discharge machining. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, vol. 28, pp. 2219–2234. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.133.
30. Guo S., Lu Y., Wu S., Liu L., He M., Zhao C., Lin J. Preliminary study on the corrosion resistance, antibacterial activity and cytotoxicity of selective-laser-melted Ti6Al4V-xCu alloys. *Materials Science and Engineering: C*, 2017, vol. 72, pp. 631–640. DOI: 10.1016/j.msec.2016.11.126.
31. Alves A.C., Wenger F., Ponthiaux P., Celis J.P., Pinto A.M., Rocha L.A., Fernandes J.C.S. Corrosion mechanisms in titanium oxide-based films produced by anodic treatment. *Electrochimica Acta*, 2017, vol. 234, pp. 16–27. DOI: 10.1016/j.electacta.2017.03.011.
32. Cao S., Zhang Z.M., Zhang J.Q., Wang R.X., Wang X.Y., Yang L., Zhang E.L. Improvement in antibacterial ability and cell cytotoxicity of Ti–Cu alloy by anodic oxidation. *Rare Metals*, 2022, vol. 41, pp. 594–609. DOI: 10.1007/s12598-021-01806-0.
33. Lu M., Zhang Z., Zhang J., Wang X., Qin G., Zhang E. Enhanced antibacterial activity of Ti–Cu alloy by selective acid etching. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 421, p. 127478. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2021.127478.
34. *Guidelines for drinking-water quality*. World Health Organization, 2002.
35. Ren L., Yang K. Antibacterial design for metal implants. *Metallic Foam Bone*. Woodhead Publishing, 2017, pp. 203–216. DOI: 10.1016/B978-0-08-101289-5.00008-1.
36. Kaplan Y., Işitan A. Tribological behavior of borided Ti6Al4V alloy under simulated body fluid conditions. *Acta Physica Polonica A*, 2018, vol. 134, pp. 271–274. DOI: 10.12693/APhysPolA.134.271.
37. Shao J.Z., Li J., Song R., Bai L.L., Chen J.L., Qu C.C. Microstructure and wear behaviors of TiB/TiC reinforced Ti2Ni/a(Ti) matrix coating produced by laser cladding. *Rare Metals*, 2020, vol. 39, pp. 304–31. DOI: 10.1007/s12598-016-0787-3.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Структурные особенности и трибологические свойства многослойных высокотемпературных плазменных покрытий

Наталья Пугачева^{1, 2, а}, Татьяна Быкова^{1, 2, б, *}, Виталий Сирош^{3, в}, Алексей Макаров^{3, д}

¹ Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россия

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

³ Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

^а  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>,  nata5-4@yandex.ru; ^б  <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>,  tatiana_8801@mail.ru;

^в  <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>,  sirosh.imp@yandex.ru; ^д  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>,  av-mak@yandex.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи:

Поступила: 31 мая 2024

Рецензирование: 22 июня 2024

Принята к печати: 08 июля 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Плазменное напыление

Многослойное покрытие

Оксид железа

Упрочняющие фазы

Микромеханические свойства

Коэффициент трения

Износостойкость

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 124020700063-3 на оборудовании ЦКП «Пластометрия».

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме «Структура» № 122021000033-2.

АННОТАЦИЯ

Введение. Изучены многослойные высокотемпературные покрытия, полученные при помощи плазменного напыления. Комбинация слоев разного химического и фазового состава позволила повысить износостойкость в 1,5–2,0 раза. **Цель работы:** исследование влияния химического состава напыляемых покрытий на фазовый состав, структуру, микромеханические и трибологические характеристики в условиях сухого трения скольжения поверхностных слоев. **Материалы и методы исследования.** Покрытия А и Б состоят из последовательно нанесенных слоев. Первый и второй слой наносили в восстановительной атмосфере. Первый слой – жаростойкие самофлюсующиеся порошки двух систем: состав 1 – Fe-Cr-Si-Mn-B-C в покрытии А; состав 2 – Fe-Ni-Si-Mn-B-C в покрытии Б. Второй слой – смесь самофлюсующегося порошка с порошком железа в соотношении 1:1. Третий слой получали напылением порошка железа в окислительной атмосфере для формирования металлооксидного покрытия. Для создания слоя окалина на поверхности образцы с покрытием подвергали высокотемпературному отжигу при температуре 1000 °С. Химический состав и характер распределения элементов по толщине покрытий установлены методом микрорентгеноспектрального анализа на сканирующем электронном микроскопе TWSCAN с энергодисперсионной приставкой Oxford. Микротвердость и микромеханические свойства изучены на инструментальном микротвердомере системы Fischerscope NM2000 XUm при нагрузке 0,980 Н. Определение трибологических свойств было выполнено на лабораторной установке по схеме «палец – диск» при нагрузках 30, 75, 100 и 130 Н. Для измерения параметров шероховатости и получения 3D-профилометрии поверхностей после испытаний использовали бесконтактный профилометр-профилограф Optical profiling system Veeco WYKO NT 1100. **Результаты и обсуждение.** Металлографические исследования показали, что сформированные многослойные покрытия состоят из внутреннего металлического слоя и внешнего оксидного слоя с общей толщиной всего покрытия до 800...850 мкм. Установлено, что наибольшим уровнем микротвердости обладает первый напыляемый слой, это обусловлено высокой объемной долей содержащихся в нем упрочняющих фаз (~95 %). Показано, что покрытие А обладает повышенной износостойкостью, которая выражена минимальной потерей массы (примерно в 1,5 раза меньше, чем у покрытия Б), коэффициент трения составил $f = 0,3$ для покрытия А и $f = 0,4$ для покрытия Б. Исследование поверхностей изнашивания показало, что при всех выбранных нагрузках испытаний в условиях трения скольжения покрытия обоих типов сохранились, даже при максимальной нагрузке 130 Н.

Для цитирования: Структурные особенности и трибологические свойства многослойных высокотемпературных плазменных покрытий / Н.Б. Пугачева, Т.М. Быкова, В.А. Сирош, А.В. Макаров // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 250–266. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-250-266.

Введение

Повышение стойкости высокотемпературных многослойных покрытий для деталей, работающих в условиях износа при высоких температурах эксплуатации в различных областях промышленности, является актуальной задачей: получаемые покрытия должны, во-первых, обладать высокой термостойкостью и стойкостью

*Адрес для переписки

Быкова Татьяна Михайловна, к.т.н., с.н.с.

Институт машиноведения УрО РАН,

ул. Комсомольская, 34,

620049, г. Екатеринбург, Россия

Тел.: 8 (343) 362-30-43, e-mail: tatiana_8801@mail.ru

к окислению; во-вторых, сохранять адгезию к основному материалу; в третьих, обладать высокой коррозионной стойкостью [1]. Выбор состава покрытий и способа их формирования на поверхности защищаемой детали определяется условиями эксплуатации, что приводит к необходимости индивидуального подхода к формированию многослойных покрытий разного химического состава [2, 3].

Перспективным является применение многослойных высокотемпературных покрытий для прошивного инструмента при производстве стальных бесшовных горячекатаных труб, которые используются в качестве конструкционных труб в строительстве, машиностроении и нефтяной промышленности [4]. Прошивная оправка используется при производстве полых заготовок, из которых на последующих станах раскатки, прокатки, редуцирования, правки и калибровки получается бесшовная труба [5]. Оправка при работе подвергается воздействию высоких температур и абразивному износу [6, 7]. Для повышения прочности и износостойкости, а также исключения налипания на оправку ее поверхность подвергают упрочняющей обработке путем нанесения защитного высокотемпературного покрытия на ее носок и сферическую поверхность с последующим нанесением оксидированного слоя на внешнюю поверхность материала.

Для формирования высокотемпературных покрытий, стойких к абразивному износу при больших скоростях скольжения, используют различные самофлюсующиеся высоко- и среднеуглеродистые сплавы на железной основе, легированные хромом, никелем, ванадием и марганцем [8–10]. Для формирования на наружной

поверхности оксидированного слоя используют порошок железа, который наносится в окислительной атмосфере. Нанесение оксидного внешнего слоя имеет ряд преимуществ: во-первых, оксидный слой препятствует налипанию материала во время эксплуатации на оправку; во-вторых, при высоких температурах эксплуатации он создает дополнительное термическое сопротивление, повышая термостойкость самого покрытия; в-третьих, при высоких температурах эксплуатации происходит размягчение окалины, и она начинает работать в качестве смазочного материала с контактируемой поверхностью [11–15].

Таким образом, **целью работы** стало исследование влияния химического состава напыляемых покрытий на фазовый состав, структуру, микромеханические и трибологические характеристики в условиях сухого трения скольжения поверхностных слоев.

Методика исследований

В работе были исследованы многослойные покрытия двух разных составов, содержащие три последовательно нанесенных слоя. Отличием в составе полученных покрытий является первый слой, для формирования которого использовали жаростойкие самофлюсующиеся порошки на железной основе (табл. 1). Для получения первого слоя покрытия использовали порошок состава 1 – Fe-Cr-Si-Mn-B-C с размером частиц 50...90 мкм (рис. 1, а) либо порошок состава 2 – Fe-Ni-Si-Mn-B-C с размером частиц 60...100 мкм (рис. 1, б). Для формирования второго слоя обоих покрытий использовали смесь

Таблица 1

Table 1

Состав напыляемых порошков
Composition of sprayed powders

Порошок Powder	Содержание химических элементов, масс. % / Content of chemical elements, wt. %						
	Ni	Cr	Si	B	C	Mn	Fe
Состав 1 (порошок Fe-Cr-Si-Mn-B-C) / Composition 1 (powder Fe-Cr-Si-Mn-B-C)	–	3,8	2,3	3,6	1,2	1,0	Осн.
Состав 2 (порошок Fe-Ni-Si-Mn-B-C) / Composition 2 (powder Fe-Ni-Si-Mn-B-C)	9,0	–	1,2	2,7	0,5	4,0	Осн.

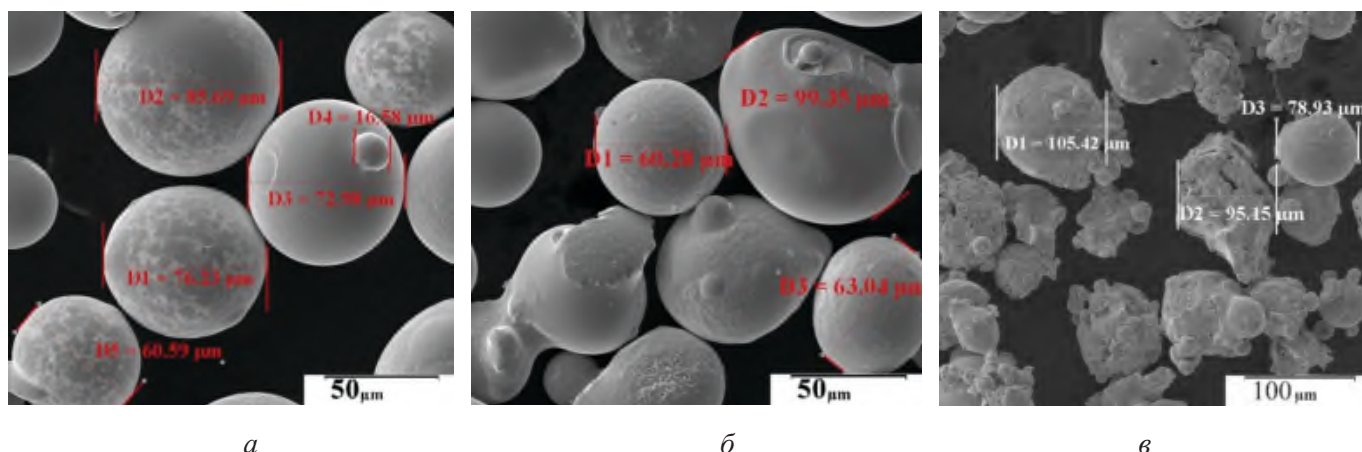


Рис. 1. Морфология частиц порошков для получения многослойных покрытий:

а – порошок состава 1; б – порошок состава 2; в – порошок Fe

Fig. 1. Morphology of powder particles for obtaining a multilayer coating:

а – powder of composition 1; б – powder of composition 2; в – Fe powder

порошка Fe с соответствующим самофлюсующимся порошком в соотношении (1:1), а третий слой получен из порошка Fe с размером частиц 40...100 мкм (рис. 1, в).

Все слои исследованных покрытий были получены на установке плазменно-порошкового напыления с контактным возбуждением дугового разряда УПН-60КМ ТСП2017, изготовитель ООО «НПП ТСП» (г. Екатеринбург).

Первый металлический слой (химический состав приведен в табл. 1) благодаря высокой твердости и износостойкости защищает материал оправки от разрушения в случае износа верхних слоев во время эксплуатации. Второй переходный слой получен напылением смеси самофлюсующегося порошка с порошком Fe, он предназначен для плавного изменения свойств, а также для лучшего адгезионного сцепления внешнего слоя с внутренним. Третий внешний слой получен при напылении порошка Fe в окислительной атмосфере для формирования внешнего оксидированного слоя. Для создания поверхностного слоя окалины, а также для выравнивания химического состава всех слоев и повышения их адгезионного сцепления образцы с покрытиями подвергали высокотемпературному отжигу при температуре 1000 °С. Покрытие, содержащее первый слой с хромом (состав 1 в табл. 1), условно обозначим как покрытие А, а покрытие с никельсодержащим внутренним слоем (состав 2 в табл. 1) – как покрытие Б.

Микроструктуру, химический состав, особенности строения и толщину полученных по-

крытий исследовали на поперечных резах с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставкой фирмы OXFORD HKLNordlysF+ при увеличениях от 100 до 800 крат.

Методом микроиндентирования с помощью измерительной системы Fischerscope HM2000 XYm с индентором Виккерса и программным обеспечением WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,980 Н определяли характеристики, которые отражают особенности механического поведения исследуемых покрытий при упруго-пластическом деформировании [16]. Были определены показатели прочности (микротвердость HV, H_{IT} , НМ и контактный модуль упругости E^*), показатели пластичности (упругое восстановление Re), работа пластической деформации (ϕ) и ползучесть (CIT) при индентировании. Значения показателей Re , ϕ и CIT рассчитывали по формулам

$$Re = \frac{h_{\max} - h_p}{h_{\max}} \cdot 100 \% ; \quad (1)$$

$$\phi = \left(1 - \frac{We}{Wt} \right) \cdot 100 \% ; \quad (2)$$

$$CIT = \frac{h_{\max} - h_1}{h_1} \cdot 100 \% , \quad (3)$$

где We – работа упругой деформации при индентировании, освобождаемая при снятии приложенной нагрузки; Wt – полная механическая работа при индентировании; h_1 – глубина вне-

дрения индентора; $h_{\max}$ – максимальная глубина внедрения индентора.

Исследования трибологических свойств были проведены на лабораторной установке по схеме «палец – диск» в соответствии с рис. 2. Скорость трения составляла 5 м/с при нагрузках 30, 75, 100 и 130 Н. При каждом испытании путь трения составлял 5000 м. Образцы типа «палец» были изготовлены из стали с покрытием А и покрытием Б. Образец типа «диск» представлял собой диск, изготовленный из стали X12М. В ходе испытаний была измерена сила трения с помощью рессоры с наклеенными на нее тензометрическими датчиками сопротивления. Нагрев поверхностей трения происходил за счет самого трения, внешние источники нагрева не использовались. Температуру нагрева поверхности трения измеряли с помощью термопары, установленной на образце типа «палец» вблизи поверхности трения.



Рис. 2. Схема трибологического нагружения «палец – диск»

Fig. 2. Tribological loading scheme “pin-on-disc”

Для измерения параметров шероховатости и получения 3D-профилетрии поверхностей образцов с покрытиями в исходном состоянии и после испытаний использовали бесконтактный профилометр-профилограф Optical profiling system Veeco WYKO NT 1100.

Результаты и их обсуждение

Определение структуры и фазового состава покрытий

Результаты металлографических исследований показали, что сформированные многослойные покрытия состоят из последовательно нанесенных слоев с общей толщиной всего покрытия до 800...850 мкм. На рис. 3 представлена микроструктура и распределение элементов в полу-

ченных покрытиях. Выполненный ранее [17] фазовый рентгеноструктурный анализ показал, что первый металлический слой покрытия А состава 1 (обозначенный цифрой 1 на рис. 3, а) состоит из твердого раствора Cr, Si и Mn в α -Fe с упрочняющими фазами в виде карбидов и силицидов хрома и марганца (Cr_{23}C_6 , Cr_5Si_3 , CrSi , Cr_3Si и Mn_5Si_3) и боридов железа FeB (Fe_2B). Металлический слой покрытия Б состава 2 (обозначенный цифрой 1 на рис. 3, б) состоит из двух твердых растворов феррита α -Fe и аустенита γ -Fe. Упрочняющими фазами являются дисперсные карбиды, силициды и бориды (NiSi_2 , Ni_3Si_2 , Mn_5Si_3 , Fe_5Si_3 , Fe_2B). Второй переходный слой и внешний оксидный слой (обозначенные цифрами 2 и 3 на рис. 3, а и б) обоих покрытий состоят из α -твердого раствора на основе Fe и оксидов FeO , Fe_2O_3 и Fe_3O_4 .

Определение микромеханических свойств напыляемых покрытий

По результатам инструментального микроиндентирования установлено, что наибольшим уровнем микротвердости обладает первый металлический слой (1), для покрытия А его микротвердость составила 1030 HV 0,1. Первый металлический слой (1) покрытия Б характеризовался микротвердостью 745 HV 0,1. Повышенная твердость металлического слоя покрытия А связана с большим содержанием в нем упрочняющих фаз. Микротвердость переходного слоя (2) составляет 650 HV 0,1 для покрытия А и 580 HV 0,1 для покрытия Б. Микротвердость внешнего оксидного слоя (3) для обоих покрытий составляет 290 HV 0,1. Разброс микротвердости в смежных областях достигает ~ 350...380 HV 0,1 для покрытия А и ~ 150...300 HV 0,1 для покрытия Б, что объясняется снижением объемной доли упрочняющей фазы (табл. 2 и 4).

Упрочняющие фазы в покрытиях снижают значения максимальной и остаточной глубины вдавливания индентора $h_{\max}$ и h_p , что приводит к повышению значений твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} (означает увеличение сопротивления постоянной деформации) и твердости по Мартенсу НМ, учитывающей как пластическую, так и упругую деформацию. Модуль упругости при индентировании E^* обоих покрытий меняется незначительно (рис. 4, а и 5, а, табл. 2 и 4).

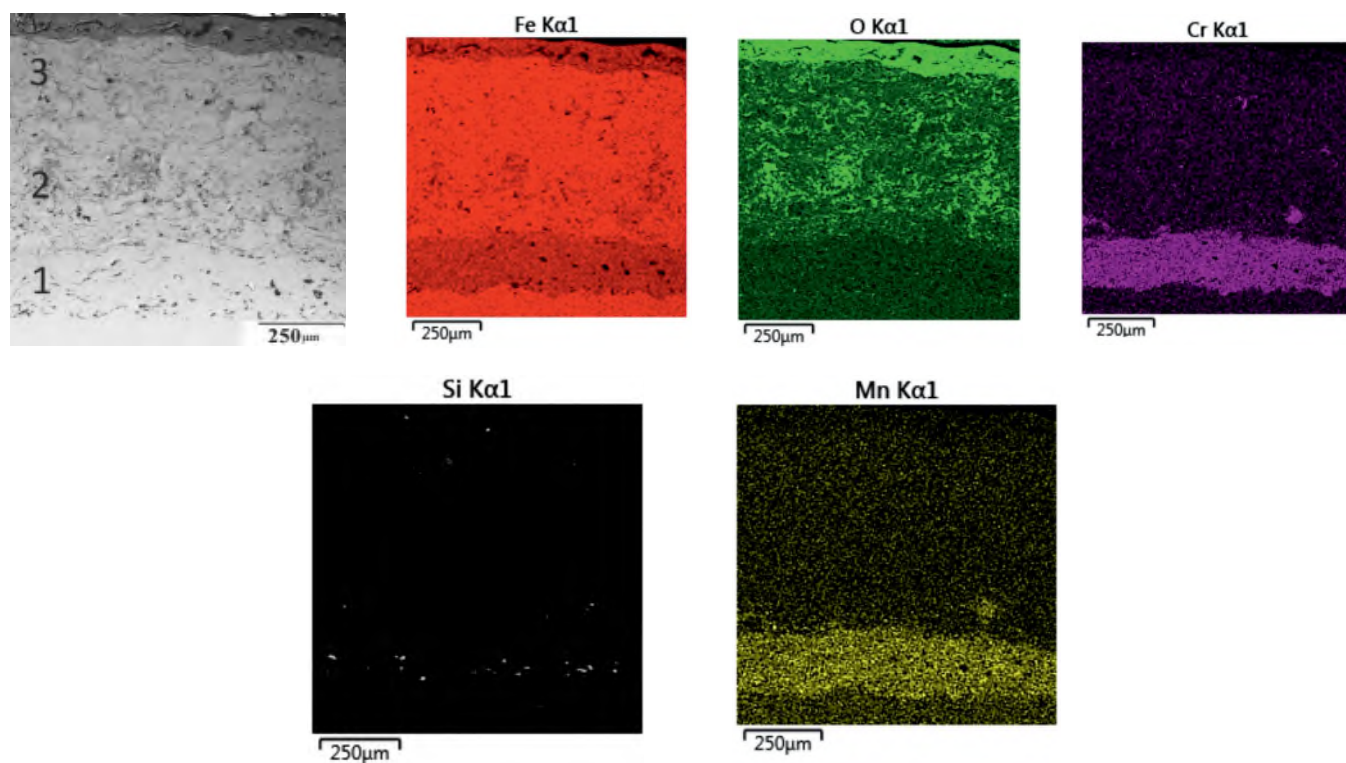
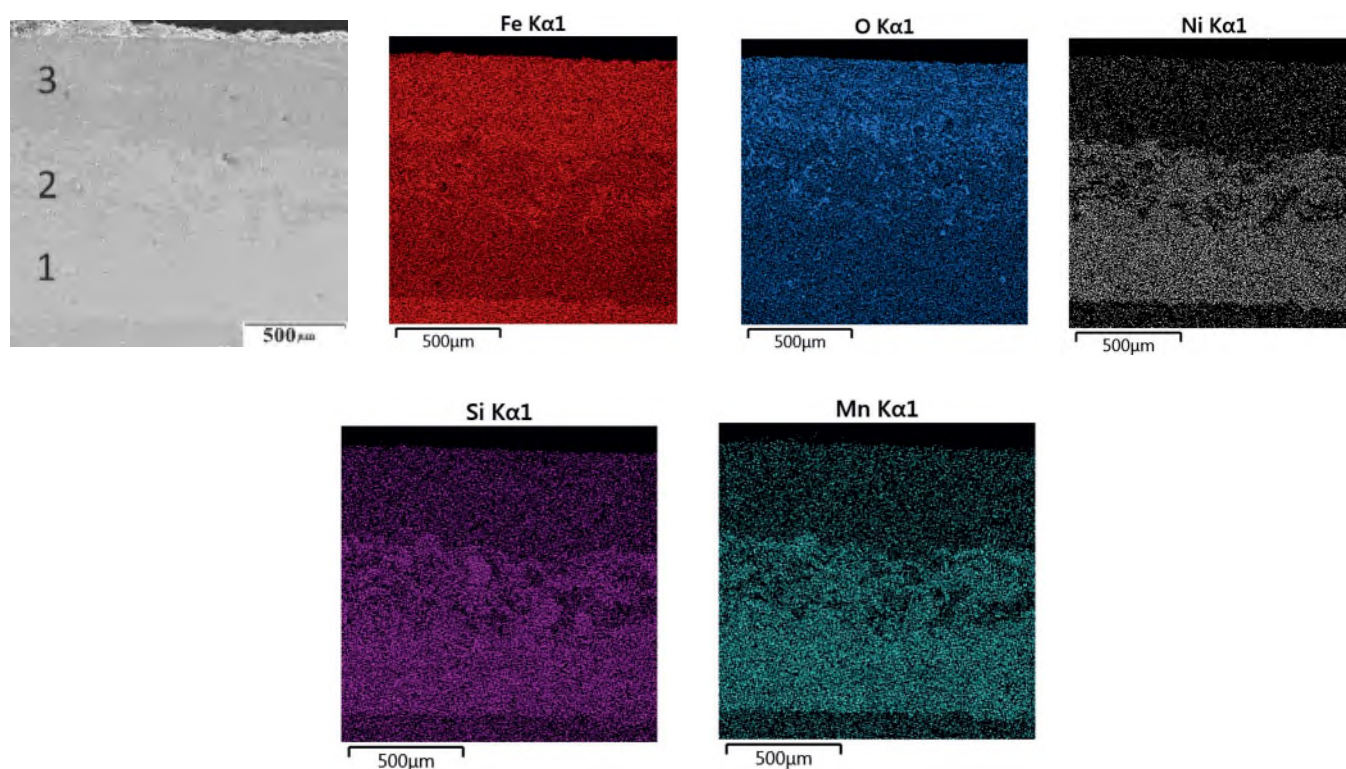

a

б

Рис. 3. Микроструктура и распределения элементов в покрытиях:

a – покрытие А; *б* – покрытие Б

Fig. 3. Microstructure and distribution of elements in the coatings:

a – coating А; *б* – coating В

В выполненных ранее исследованиях [18, 19] показано, что для оценки стойкости поверхностных слоев к механическому воздействию используют такие параметры, как упругое восстановление Re (характеризует долю упругой деформации в общей деформации при индентировании), показатели пластической составляющей работы ϕ и ползучести CIT . Как видно из табл. 3 и 5, 4, б и 5, б, в переходном и оксидном слое (2) и (3) параметры ползучести CIT и пластической составляющей

работы ϕ имеют максимальные значения в отличие от металлического слоя (1). Это объясняется повышенной пластичностью указанных слоев, назначение которых – выступать в роли смазочного материала при высоких нагрузках эксплуатации. Максимальные значения показателя Re характеризуются для металлического слоя (1), что говорит о способности этого слоя сопротивляться механическому воздействию без пластического деформирования в упругой области.

Таблица 2

Table 2

Результаты инструментированного микроиндентирования покрытия А при максимальной нагрузке на индентор 980 мН (100 г)

Results of instrumented microindentation of coating A at a maximum load on the indenter of 980 mN (100 g)

Участки анализа / Areas of analysis	НМ, ГПа (± 34)	H_{IT} , ГПа (± 43)	HV (± 41)	E^* , ГПа ($\pm 10,7$)	h_{max} , мкм ($\pm 0,34$)	h_p , мкм ($\pm 0,31$)	h_1 , мкм ($\pm 0,34$)
Металлический слой (1) / Metal layer (1)	722,6	1090,0	1030	208,8	2,3	1,5	2,2
Переходный слой (2) / Transition layer (2)	500,6	686,7	650	173,7	2,8	1,9	2,6
Оксидный слой (3) / Oxide layer (3)	258,3	305,7	290	150,5	3,9	3,3	3,6

Таблица 3

Table 3

Параметры пластичности для покрытия А

Plasticity parameters for coating A

Участки анализа / Areas of analysis	Re , %	ϕ , %	CIT , %
Металлический слой (1) / Metal layer (1)	35	65	4,5
Переходный слой (2) / Transition layer (2)	31	67	6,5
Оксидный слой (3) / Oxide layer (3)	15	84	8,4

Таблица 4

Table 4

Результаты инструментированного микроиндентирования покрытия Б при максимальной нагрузке на индентор 980 мН (100 г)

Results of instrumented microindentation of coating B at a maximum load on the indenter of 980 mN (100 g)

Участки анализа / Areas of analysis	НМ, ГПа (± 34)	H_{IT} , ГПа (± 43)	HV (± 41)	E^* , ГПа ($\pm 10,7$)	h_{max} , мкм ($\pm 0,34$)	h_p , мкм ($\pm 0,31$)	h_1 , мкм ($\pm 0,34$)
Металлический слой (1) / Metal layer (1)	579,7	787,6	745	199,0	2,7	1,5	2,4
Переходный слой (2) / Transition layer (2)	477,2	616,4	580	164,5	2,9	1,6	2,7
Оксидный слой (3) / Oxide layer (3)	264,2	306,5	290	140,0	3,9	2,7	3,5

Таблица 5

Table 5

Параметры пластичности для покрытия Б
Plasticity parameters for coating B

Участки анализа / Areas of analysis	Re , %	ϕ , %	CIT , %
Металлический слой (1) / Metal layer (1)	44	70	6,6
Переходный слой (2) / Transition layer (2)	43	73	7,4
Оксидный слой (3) / Oxide layer (3)	28	81	8,9

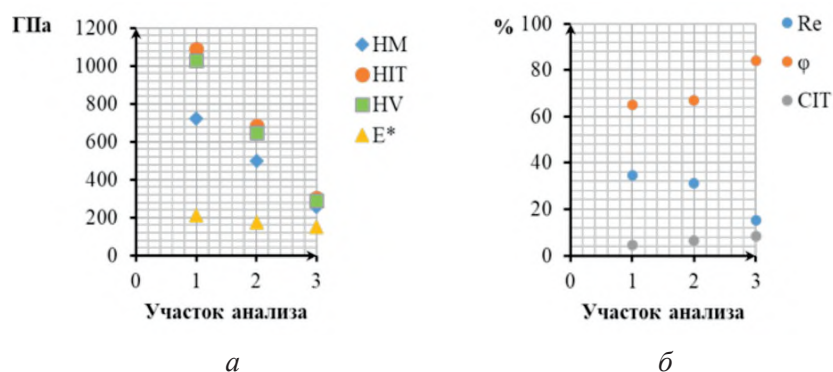


Рис. 4. Средние значения показателей прочности (а) и пластичности (б) покрытия А:

1 – оксидный слой; 2 – переходный слой; 3 – металлический слой

Fig. 4. Average values of strength (a) and ductility (b) of coating A:

1 – oxide layer; 2 – transition layer; 3 – metal layer

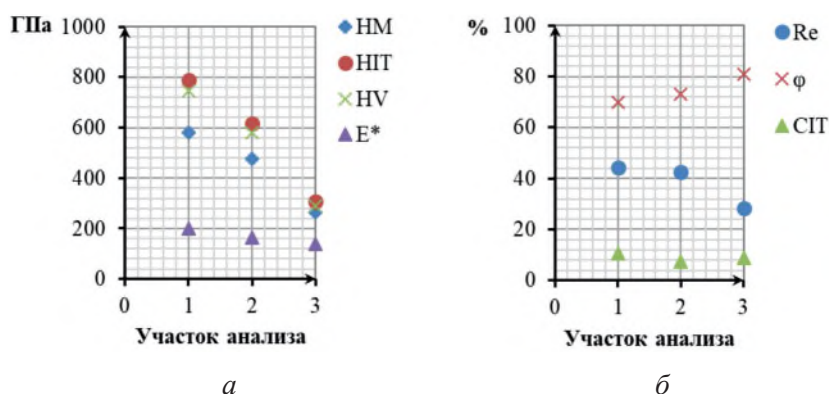


Рис. 5. Средние значения показателей прочности (а) и пластичности (б) покрытия Б:

1 – оксидный слой; 2 – переходный слой; 3 – металлический слой

Fig. 5. Average values of strength (a) and ductility (b) of coating B:

1 – oxide layer; 2 – transition layer; 3 – metal layer

Определение трибологических свойств
в условиях трения скольжения

Наиболее важное требование, предъявляемое к анализируемым в работе покрытиям, – стойкость в условиях изнашивания. Испытания в условиях трения скольжения позволяют выявить

общие закономерности поведения образцов при внешнем нагружении и сформировать рекомендации по их применению в реальных условиях эксплуатации [20–22].

Результаты трибологических испытаний покрытий в условиях трения скольжения представлены на рис. 6 и 7. Показано, что покрытие

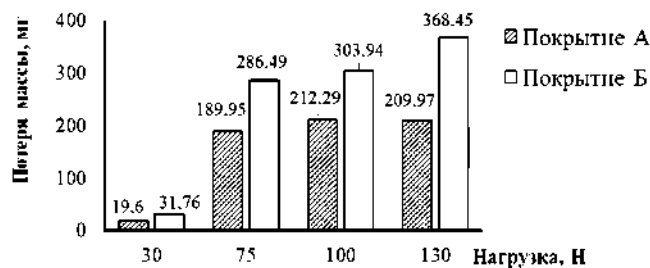


Рис. 6. Потеря массы образцов после испытаний в условиях трения скольжения

Fig. 6. Weight loss of specimens after testing under sliding friction conditions

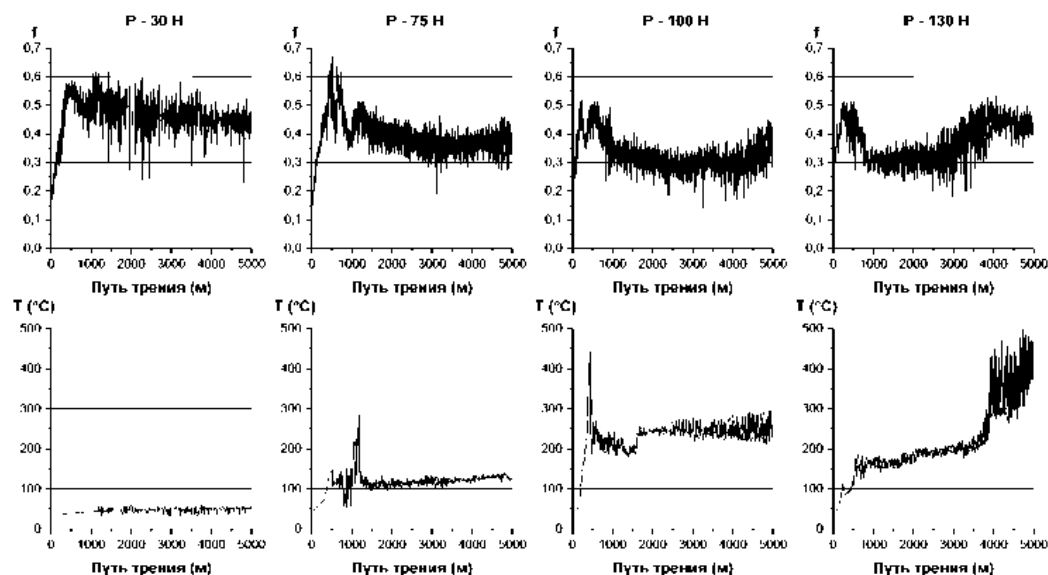
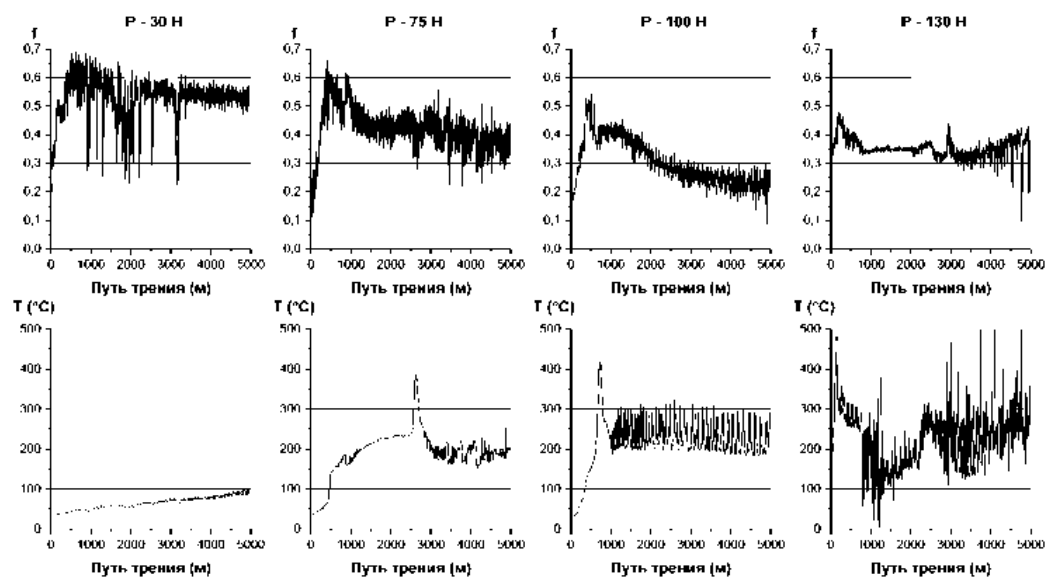


Рис. 7. Коэффициент трения f и температура T (°C) при различных нагрузках вблизи поверхностей трения скольжения:

а – покрытие А; б – покрытие Б

Fig. 7. Friction coefficient f and temperature T (°C) near sliding friction surfaces:

а – coating A; б – coating B

состава А обладает повышенной износостойкостью по сравнению с покрытием состава Б, что также согласуется с данными, полученными по значениям микротвердости и микромеханических свойств (см. табл. 2–5) [23].

Покрытие А характеризуется минимальной потерей массы (примерно в 1,5 раза меньше, чем у покрытия Б) и максимальным коэффициентом трения $f \sim 0,3$.

На начальном этапе трения при нагрузке 30 Н протекает период приработки, характеризующийся наибольшими скоростями износа (потерей массы) и коэффициентами трения $f \sim 0,6$ для обоих покрытий. В дальнейшем при нагрузке 75 Н повышается температура фрикционного нагрева поверхности трения, что приводит к размягчению слоя окалины и снижению коэффициента трения до $\sim 0,4$ для обоих покрытий, что и

обеспечивает ускоренный переход к установившемуся изнашиванию.

При нагрузке 100...130 Н установившееся изнашивание на пути трения характеризуется практически одинаковым изменением потери массы (рис. 6), а также близкими уровнями коэффициента трения: $f \sim 0,3...0,4$ для покрытия А и $f \sim 0,4$ для покрытия Б (рис. 7). Стоит отметить, что температура фрикционного нагрева поверхностей трения в случае покрытия Б ниже. Особенно это заметно при трении с нагрузками 30 и 75 Н.

Исследование поверхностей изнашивания покрытий А и Б показало, что после испытаний на трение скольжения при нагрузках 30 и 75 Н развиваются процессы схватывания, характеризующиеся отрывом частиц внешнего покрытия (рис 8, а, б и рис. 9, а, б). При повы-

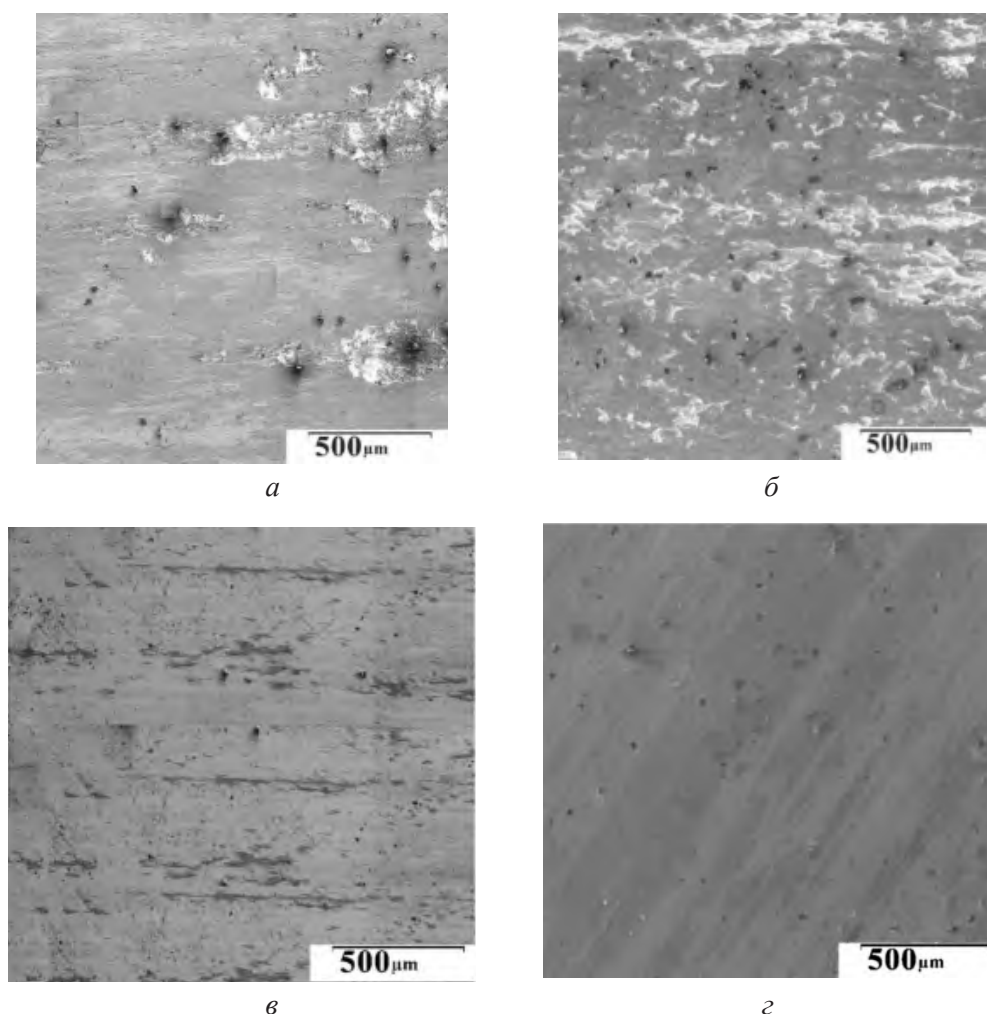


Рис. 8. Поверхности покрытия А после испытаний на трение скольжения:

а – нагрузка 30 Н; б – нагрузка 75 Н; в – нагрузка 100 Н; г – нагрузка 130 Н

Fig. 8. Coating A surfaces after sliding friction tests

а – load 30 N; б – load 75 N; в – load 100 N; г – load 130 N

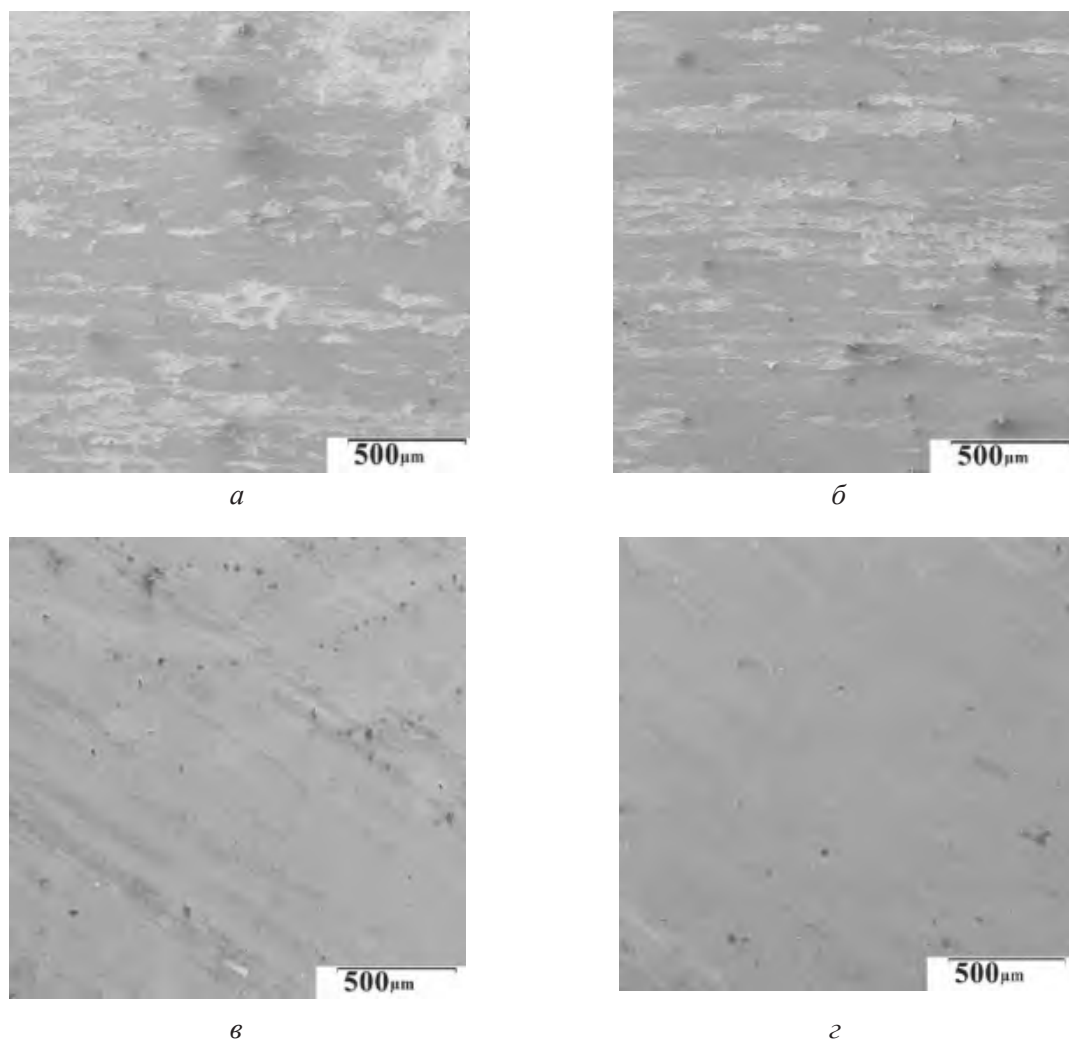


Рис. 9. Поверхности покрытия Б после испытаний на трение скольжения:
а – нагрузка 30 Н; б – нагрузка 75 Н; в – нагрузка 100 Н; г – нагрузка 130 Н

Fig. 9. Coating B surfaces after sliding friction tests
a – load 30 N; б – load 75 N; в – load 100 N; г – load 130 N

шении нагрузки (100 и 130 Н), когда оксидный слой практически полностью изнашивается, металлический слой покрытий составов А и Б обеспечивает переход к износу по механизму пластического отеснения (рис. 8, в, г и рис. 9, в, г), что соответствует снижению величины износа.

Исследование химического состава поверхностей изнашивания показало, что при всех выбранных нагрузках испытаний в условиях трения скольжения внутренние слои обоих составов сохранились при максимальной нагрузке 130 Н (табл. 6 и 7). Это подтверждает назначение указанных слоев препятствовать разрушению инструмента, что позволяет своевременно восстановить изношенные внешние слои.

Результаты исследований шероховатости поверхности покрытий А и Б показали, что после

испытаний на трение скольжения происходит сглаживание исходной шероховатости поверхности и уменьшение величины среднеарифметического отклонения профиля Ra . Минимальные значения среднеарифметического отклонения профиля Ra наблюдаются после нагрузки 30 Н ($Ra = 0,434$ мкм для покрытия А и $Ra = 0,99$ мкм для покрытия Б), когда происходит износ поверхностного оксидного слоя, который играет роль смазки. По мере возрастания нагрузки при трении скольжения от 75 Н до 130 Н происходит повышение средней величины Ra (см. рис. 10, в–д и рис 11, в–д).

Анализ микропрофиля поверхности, снятого в процессе 3D-профилометрии, показал, что после трения с нагрузкой 30 и 75 Н наблюдаются обо-

Таблица 6

Table 6

Химический состав поверхности износа покрытия А, ат. %
Chemical composition of the wear surface of the coating A, at. %

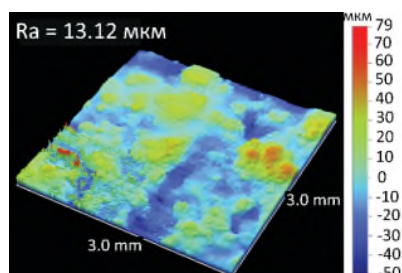
Нагрузка	Fe	O	Cr	Mn	Si	B	C
30 Н	56,30	4,87	0,23	0,11	0,14	7,15	4,87
75 Н	47,45	4,63	0,72	0,24	0,54	7,41	4,63
100 Н	63,03	9,63	2,42	1,15	1,84	11,40	8,00
130 Н	57,63	13,23	2,74	1,30	1,87	13,24	6,87

Таблица 7

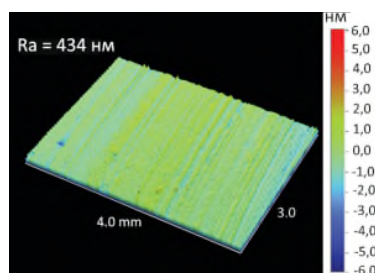
Table 7

Химический состав поверхности износа покрытия Б, ат. %
Chemical composition of the wear surface of the coating B, at. %

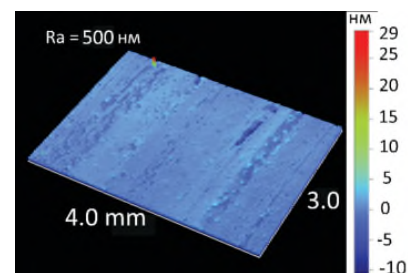
Нагрузка	Fe	O	Ni	Mn	Si	B	C
30 Н	60,59	38,02	0,13	0,20	0,17	0,00	0,00
75 Н	61,67	29,34	3,91	1,94	1,47	2,19	1,07
100 Н	61,06	28,25	4,80	2,17	1,76	2,46	1,48
130 Н	59,36	28,13	6,28	2,28	1,72	4,07	1,00



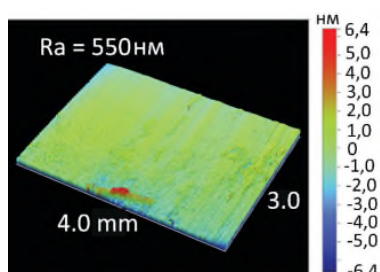
а



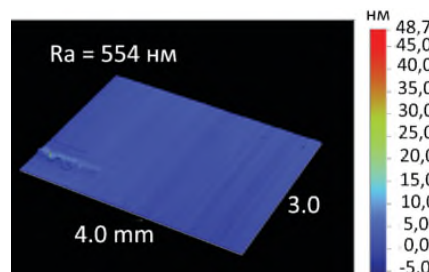
б



в



г



д

Рис. 10. Трехмерные профилограммы образца с покрытием А:

а – в исходном состоянии; б – после испытания на износ при нагрузке 30 Н; в – 75 Н; г – 100 Н; д – 130 Н

Fig. 10. 3D profilograms of the coated specimen A:

а – in the initial state; б – after a wear test at a load of 30 N; в – 75 N; г – 100 N; д – 130 N

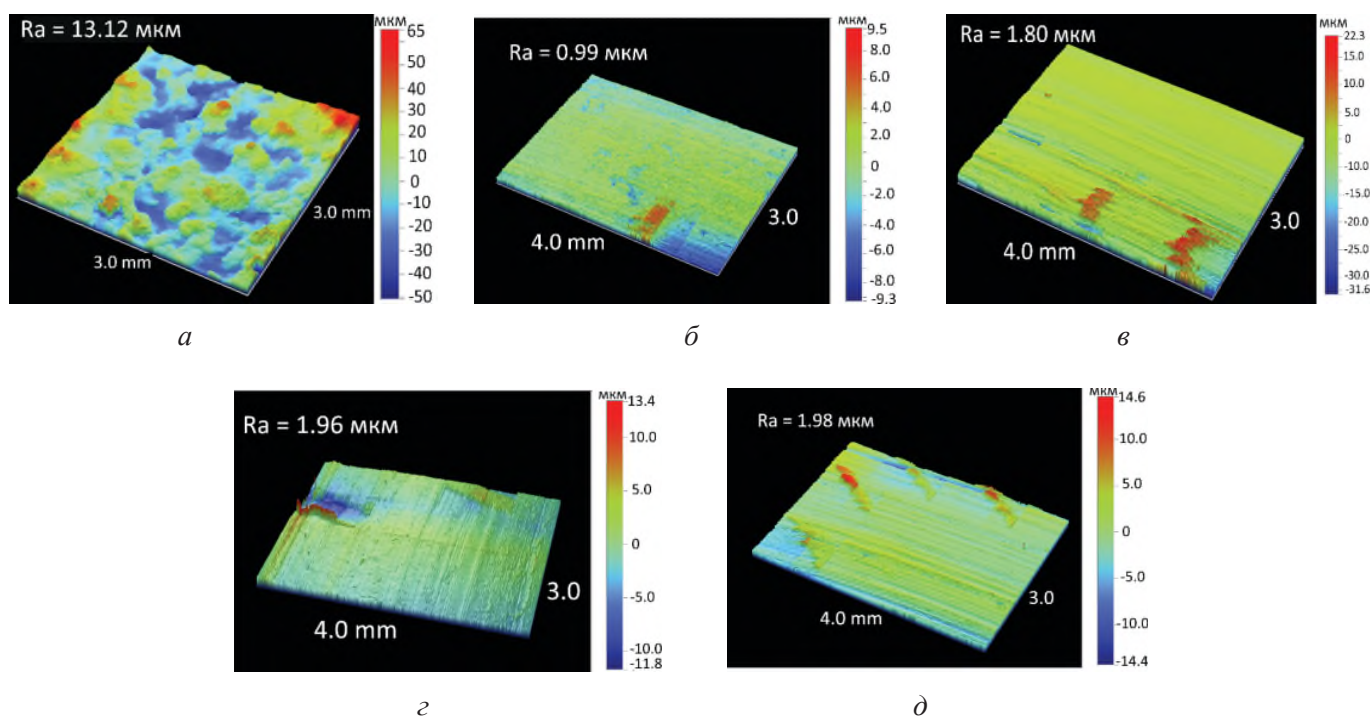


Рис. 11. Трехмерные профилограммы образца с покрытием Б:

а – в исходном состоянии; б – после испытания на износ при нагрузке 30 Н; в – 75 Н; г – 100 Н; д – 130 Н

Fig. 11. 3D profilograms of the coated specimen B:

а – in the initial state; б – after a wear test at a load of 30 N; в – 75 N; г – 100 N; д – 130 N

схватывания (рис. 10, б, в и рис. 11, б, в, показано стрелками). Для поверхностей после трения с нагрузкой 100 и 130 Н (рис. 10, г, д) характерно наличие однонаправленных выступов и впадин. Более высокие значения параметра шероховатости Ra для покрытия Б после испытаний на трение скольжения характеризуются наличием большего количества окислов на поверхности (см. табл. 6 и 7).

В результате исследований было установлено, что трибологические свойства исследованных покрытий зависят от химического состава напыляемого материала и образующихся упрочняющих фаз.

Образующиеся в процессе плазменного напыления упрочняющие фазы способствуют повышению микротвердости и износостойкости исследуемых материалов, а также снижению интенсивности изнашивания в условиях сухого трения скольжения.

Выводы

Высокотемпературные покрытия, полученные плазменным напылением, состоят из последовательно нанесенных слоев: первый внутрен-

ний металлический слой получен напылением самофлюсующихся порошков двух разных составов – системы Fe-Cr-Si-Mn-B-C (состав 1) и системы Fe-Ni-Si-Mn-B-C (состав 2); второй слой является переходным и получен напылением смеси высокотемпературных порошков составов 1 или 2 с порошком Fe в соотношении 50:50; внешний металлооксидный слой получен при напылении порошка Fe в окислительной атмосфере для образования на поверхности оксидного слоя, состоящего из смеси оксидов железа ($\text{FeO} + \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_3\text{O}_4$). Общая толщина получаемых покрытий составляет 800...850 мкм.

Внутренний металлический слой характеризуется высокой твердостью (до 1030 HV 0,1 для покрытия состава 1 и 745 HV 0,1 для покрытия состава 2) и значениями показателя Re , что говорит о способности этого слоя сопротивляться механическому воздействию без пластического деформирования в упругой области.

Установлены высокие показатели пластичности внешних слоев (ползучести CIT и пластической составляющей работы ϕ), назначение которых – выступать в роли смазочного материала при высоких нагрузках эксплуатации.

В условиях сухого трения скольжения показано, что покрытие А обладает повышенной износостойкостью по сравнению с покрытием Б, коэффициент трения $f = 0,3$ для покрытия А и $f = 0,4$ для покрытия Б.

Исследование поверхностей изнашивания показало, что на поверхности полученных покрытий после испытаний на трение скольжения при нагрузке 30 и 75 Н развиваются процессы схватывания, а при увеличении нагрузки до 100 и 130 Н происходит переход к изнашиванию по механизму пластического отеснения, что соответствует снижению величины износа. При всех выбранных нагрузках испытаний в условиях сухого трения скольжения высокотемпературные слои покрытий обоих составов сохранились при максимальной нагрузке 130 Н. После испытаний на трение скольжения зафиксировано значительное сглаживание поверхности и уменьшение среднеарифметического отклонения профиля Ra .

Список литературы

1. Гузанов Б.Н., Косицын С.В., Пугачева Н.Б. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. – Екатеринбург: УрО РАН, 2004. – 244 с. – ISBN 5-7691-1405-3.
2. Serin K., Pehle H.J. Improved service life for hot forming tools in seamless tube plants // Stahl und Eisen. – 2014. – Vol. 134 (11). – P. 161–174.
3. Sivakumar R., Mordike B.L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review // Surface and Coatings Technology. – 1989. – Vol. 37 (2). – P. 139–160. – DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.
4. Подшивалкин С.А., Торбеев А.Н. Структура и свойства оксидированных покрытий // Master's Journal. – 2012. – № 2. – С. 91–98.
5. Nanocrystalline structure of the surface layer of plasma-sprayed hydroxyapatite coatings obtained upon preliminary induction heat treatment of metal base / A.A. Fomin, A.B. Steinhauer, V.N. Lyasnikov, S.B. Wenig, A.M. Zakharevich // Technical Physics Letters. – 2012. – Vol. 38 (5). – P. 481–483. – DOI: 10.1134/S1063785012050227.
6. Сазоненко И.О., Земуов В.А., Юрчак А.Н. К вопросу повышения стойкости оправок прошивных станков // Литье и металлургия. – 2012. – № 4. – С. 135–138.
7. Пухов Е.В., Загоруйко К.В. Результаты экспериментальных исследований износостойкости поверхности коленчатого вала, восстановленной методом газопламенного нанесения самофлюсующихся порошков // Международный технико-экономический журнал. – 2020. – № 4. – С. 45–52. – DOI: 10.34286/1995-4646-2020-73-4-45-52.
8. Манойло Е.Д., Радченко А.А., Шардаков С.Н. Непрерывное газопламенное нанесение покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов на штанговые муфты нефтяных насосов // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: сборник докладов 13-го Международного симпозиума: в 2 ч. – Минск, 2023. – Ч. 2. – С. 171–186.
9. Development of ion-plasma refractory metallic layers of heat-insulating coatings for cooled turbine rotor blades / S.A. Budinovskiy, S.A. Muboyadzhyan, A.M. Gayamov, P.V. Matveev // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – Vol. 55. – P. 652–657. – DOI: 10.1007/s11041-014-9684-2.
10. Krivonosova E., Gorchakov A. Micro-arc oxidation as efficient technology of increasing of wear resistance of aluminum alloy // Elektrotechnika & Electronica E+E. – 2013. – Vol. 48 (5–6). – P. 352–355.
11. Iida S., Hidaka Y. Influence of iron oxide of carbon steel on lubricating properties in seamless pipe hot rolling and the effectiveness of borax application // Tetsuto-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan. – 2010. – Vol. 96 (9). – P. 550–556. – DOI: 10.2355/tetsutohagane.96.550.
12. Rodionov I.V. Application of the air-thermal oxidation technology for producing biocompatible oxide coatings on periosteal osteofixation devices from stainless steel // Inorganic Materials: Applied Research. – 2013. – Vol. 4 (2). – P. 119–126. – DOI: 10.1134/S2075113313020159.
13. Oxidation behavior and mechanism of porous nickel-based alloy between 850 and 1000 °C / Y. Wang, Y. Liu, H. Tang, W. Li, C. Han // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2017. – Vol. 27 (7). – P. 1558–1568. – DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60177-8.
14. Марьин Д.М., Глуценко А.А., Салахутдинов И.Р. Снижение износа поршней двигателя внутреннего сгорания оксидированием рабочих поверхностей головок // Транспорт. Транспортные сооружения. Экология. – 2018. – № 2. – С. 71–79. – DOI: 10.15593/24111678/2018.02.08.
15. Герасимов Ю.Л., Авдеев С.В., Бобарикин Ю.Л. Исследование влияния особенностей оксидированного покрытия прошивных оправок на их эксплуатационную стойкость // Черные металлы. – 2017. – № 7. – С. 46–49.
16. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Journal of Materials Research. – 1992. – Vol. 7 (6). – P. 1564–1583. – DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
17. Химический состав, структура и микротвердость многослойных высокотемпературных покры-

тий / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Т.М. Быкова, Л.С. Горулева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 4. – С. 138–150. – DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24-4-138-150.

18. *Cheng Y.T., Cheng C.M.* Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. – 1998. – Vol. 73 (5). – P. 614–618. – DOI: 10.1063/1.121873.

19. *Page T.F., Hainsworth S.V.* Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surface and Coatings Technology*. – 1993. – Vol. 61 (1–3). – P. 201–208. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

20. *Гузанов Б.Н., Пугачева Н.Б., Быкова Т.М.* Эрозионная стойкость комбинированного многослойного покрытия для защиты ответственных деталей современных газово-турбинных двигателей // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2021. – № 2. – С. 6–21. – DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021.

21. *Гузанов Б.Н., Обабков Н.В., Мизгачева Г.Н.* Разработка и исследование многослойных комбинированных покрытий высокотемпературного назначения // *Sciences of Europe*. – 2017. – № 16-1 (16). – С. 83–88.

22. *Sivakumar R., Mordike B.L.* High temperature coatings for gas turbine blades: a review // *Surface and Coatings Technology*. – 1989. – Vol. 37 (2). – P. 139–160. – DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.

23. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А.В. Макаров, П.А. Скорынина, А.Л. Осинцева, А.С. Юровских, Р.А. Саврай // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2015. – № 4 (69). – С. 80–92. – DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Structural features and tribological properties of multilayer high-temperature plasma coatings

Natalia Pugacheva^{1, 2, a}, Tatyana Bykova^{1, 2, b, *}, Vitaly Sirosh^{3, c}, Alexey Makarov^{3, d}

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

² Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 19 Mira str., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation

³ M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy str., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation

^a <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>, nata5-4@yandex.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8888-6410>, tatiana_8801@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0002-8180-9543>, sirosh.imp@yandex.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>, av-mak@yandex.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 31 May 2024

Revised: 22 June 2024

Accepted: 08 July 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Plasma spraying

Multilayer coating

Iron oxide

Strengthening phases

Micromechanical properties

Friction coefficient

Wear resistance

Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment of the IMASH Ural Branch of the Russian Academy of Sciences on topic No. 124020700063-3 on the equipment of the Center for Shared Use "Plastometry".

The work was carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Physics and Mathematics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences on the topic "Structure" No. 122021000033-2.

ABSTRACT

Introduction. Multilayer high-temperature coatings obtained using plasma spraying, are studied. The combination of layers of different chemical and phase compositions made it possible to increase wear resistance by 1.5–2.0 times. **The purpose of this work** is to study the influence of the chemical composition of sprayed coatings on the phase composition, structure, micromechanical and tribological characteristics under conditions of dry sliding friction of surface layers. **Materials and methods of research.** Coatings A and B consist of sequentially sprayed layers. The first and second layers were sprayed in a reducing atmosphere: the *first layer* was a heat-resistant self-fluxing powder of two systems: 1 – Fe-Cr-Si-Mn-B-C for coating A and 2 – Fe-Ni-Si-Mn-B-C for coating B; the *second layer* was a mixture of self-fluxing powder with iron powder in a 1:1 ratio. The *third layer* was obtained by spraying iron powder in an oxidizing atmosphere to form a metal oxide coating. To create a layer of scale on the surface, coated specimens were subjected to high-temperature annealing at a temperature of 1,000 °C. The chemical composition and nature of the distribution of elements over the thickness of the coatings were determined by micro-X-ray spectral analysis using a TWSCAN scanning electron microscope with an Oxford energy-dispersive attachment. Microhardness and micromechanical properties were studied using an instrumental microhardness tester of the Fischerscope HM2000 Xym system at a load of 0.980 N. Determination of tribological properties was carried out on a laboratory installation using the "finger-disc" scheme at loads of 30, 75, 100 and 130 N. To measure roughness parameters and obtain 3-D profilometry of surfaces after testing, a non-contact profilometer-profiler Optical profiling system Veeco WYKO NT 1100 was used. **Results and discussion.** Metallographic studies have shown that the formed multilayer coatings consist of an internal metal layer and an external oxide layer with a total thickness of the entire coating up to 800–850 µm. It is established that the first sprayed layer has the highest level of microhardness, which is due to the high-volume fraction of the strengthening phases contained in it (~ 95 %). It is shown that the coating A has increased wear resistance, which is expressed by minimal weight loss (~ 1.5 times less than that of the coating of the coating B), the friction coefficient was $f = 0.3$ for coating A and $f = 0.4$ for coating B. The study of wear surfaces has shown that for all selected test loads under sliding friction conditions, the coating of both compositions was preserved, even at a maximum load of 130 N.

For citation: Pugacheva N.B., Bykova T.M., Sirosh V.A., Makarov A.V. Structural features and tribological properties of multilayer high-temperature plasma coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 250–266. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-250-266. (In Russian).

References

1. Guzanov B.N., Kositsyn S.V., Pugacheva N.B. *Uprochnyayushchie zashchitnye pokrytiya v mashinostroenii* [Reinforcing protective coatings in engineering industry]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2003. 244 p. ISBN 5-7691-1405-3.
2. Serin K., Pehle H.J. Improved service life for hot forming tools in seamless tube plants. *Stahl und Eisen*, 2014, vol. 134 (11), pp. 161–174.

* Corresponding author

Bykova Tatiana M., Ph.D. (Engineering), Senior Researcher
Institute of Engineering Science Ural UB RAS,
34 Komsomolskaya str.,
620049, Yekaterinburg, Russian Federation
Tel.: +7 343 362-30-43, e-mail: tatiana_8801@mail.ru



3. Sivakumar R., Mordike B.L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review. *Surface and Coatings Technology*, 1989, vol. 37 (2), pp. 139–160. DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.
4. Podshivalkin S.A., Torbeev A.N. Struktura i svoistva oksidirovannykh pokrytii [Structure and properties of oxidized coatings]. *Master's Journal*, 2012, no. 2, pp. 91–98. (In Russian).
5. Fomin A.A., Steinhauer A.B., Lyasnikov V.N., Wenig S.B., Zakharevich A.M. Nanocrystalline structure of the surface layer of plasma-sprayed hydroxyapatite coatings obtained upon preliminary induction heat treatment of metal base. *Technical Physics Letters*, 2012, vol. 38 (5), pp. 481–483. DOI: 10.1134/S1063785012050227.
6. Sazonenko I.O., Zemuov V.A., Yurchak A.N. K voprosu povysheniya stoikosti opravok proshivnykh stanov [To the matter of stabilization of saddles of punch mills]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry Production and Metallurgy*, 2012, no. 4, pp. 135–138. (In Russian).
7. Pukhov E.V., Zagoruyko K.V. Rezul'taty eksperimental'nykh issledovaniy iznosostoikosti poverkhnosti kolenchatogo vala, vosstanovlennoi metodom gazoplamnennogo naneseniya samoflyusuyushchikhsya poroshkov [The results of experimental studies of the wear resistance of the surface of the crankshaft restored by the method of flame application of self-fluxing powders]. *Mezhdunarodnyi tekhniko-ekonomicheskii zhurnal = The International Technical-Economic Journal*, 2020, no. 4, pp. 45–52. DOI: 10.34286/1995-4646-2020-73-4-45-52. (In Russian).
8. Manoilo E.D., Radchenko A.A., Shardakov S.N. [Continuous gas-flame coating of self-fluxing alloy powders on rod couplings of oil pumps]. *Poroshkovaya metallurgiya: inzheneriya poverkhnosti, novye poroshkovye kompozitsionnye materialy. Svarka* [Powder metallurgy: surface engineering, new powder composite materials. Welding]. Collection of reports of the 13th International Symposium. Pt. 2. Minsk, 2023, pp. 171–186. (In Russian).
9. Budinovskiy S.A., Muboyadzhyan S.A., Gayamov A.M., Matveev P.V. Development of ion-plasma refractory metallic layers of heat-insulating coatings for cooled turbine rotor blades. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 55, pp. 652–657. DOI: 10.1007/s11041-014-9684-2.
10. Krivonosova E., Gorchakov A. Micro-arc oxidation as efficient technology of increasing of wear resistance of aluminum alloy. *Elektrotehnika & Elektronika E+E*, 2013, vol. 48 (5–6), pp. 352–355.
11. Iida S., Hidaka Y. Influence of iron oxide of carbon steel on lubricating properties in seamless pipe hot rolling and the effectiveness of borax application. *Tetsu-to-Hagane / Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*, 2010, vol. 96 (9), pp. 550–556. DOI: 10.2355/tetsutohagane.96.550.
12. Rodionov I.V. Application of the air-thermal oxidation technology for producing biocompatible oxide coatings on periosteal osteofixation devices from stainless steel. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2013, vol. 4 (2), pp. 119–126. DOI: 10.1134/S2075113313020159.
13. Wang Y., Liu Y., Tang H., Li W., Han C. Oxidation behavior and mechanism of porous nickel-based alloy between 850 and 1000 °C. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, vol. 27 (7), pp. 1558–1568. DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60177-8.
14. Mar'in D.M., Glushchenko A.A., Salakhutdinov I.R. Snizhenie iznosa porshnei dvigatelya vnutrennego sgoraniya oksidirovaniem rabochikh poverkhnostei golovok [Reduced wear of pistons of internal combustion engine by oxidation of the working surfaces of the heads]. *Transport. Transportnye sooruzheniya. Ekologiya = Transport. Transport facilities. Ecology*, 2018, no. 2, pp. 71–79. DOI: 10.15593/24111678/2018.02.08.
15. Gerasimov Yu.L., Avdeev S.V., Bobarikin Yu.L. Issledovanie vliyaniya osobennostei oksidirovannogo pokrytiya proshivnykh opravok na ikh ekspluatatsionnyuyu stoikost' [Study of the influence of the features of the oxidized coating of piercing mandrels on their operational durability]. *Chernye metally = Stahl und Eisen*, 2017, no. 7, pp. 46–49. (In Russian).
16. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7 (6), pp. 1564–1583. DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
17. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Bykova T.M., Goruleva L.S. Chemical composition, structure and microhardness of multilayer high-temperature coatings. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 138–150. DOI: 10.17212/1994-6309-2022-24.4-138-150. (In Russian).
18. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73 (5), pp. 614–618. DOI: 10.1063/1.121873.
19. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61 (1–3), pp. 201–208. DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

20. Guzanov B.N., Pugacheva N.B., Bykova T.M. Corrosion and erosion resistance of the combined multilayer coating for the protection of critical parts of modern gas turbine engines. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2021, iss. 2, pp. 6–21. DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021. (In Russian).
21. Guzanov B.N., Obabkov N.V., Migacheva G.N. Development and research of multi-layer composite coatings high temperature. *Sciences of Europe*, 2017, no. 16-1 (16), pp. 83–88. (In Russian).
22. Sivakumar R., Mordike B.L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review. *Surface and Coatings Technology*, 1989, vol. 37 (2), pp. 139–160. DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.
23. Makarov A.V., Skorynina P.A., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savray R.A. Improving the tribological properties of austenitic 12Kh18N10T steel by nanostructuring frictional treatment. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2015, no. 4 (69), pp. 80–92. DOI: 10.17212/1994-6309-2015-4-80-92. (In Russian).

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Механические свойства экологически чистых гибридных полимерных композитов с джутовыми волокнами и волокнами сиды сердцелистной

Бхупендра Шарма^{1, а}, Риши Деванган^{2, b}, Шиама Шарма^{3, с, *}

¹ Университет Амита, Уттар-Прадеш, Нойда, 201313, Индия

² Университет Амита, Раджастхан, Джайпур, 303002, Индия

³ Манипалский университет, Джайпур, Джайпур, 303007, Индия

^а <https://orcid.org/0000-0002-3207-7286>, bpsharma@amity.edu; ^б <https://orcid.org/0000-0002-1973-6726>, rdewangan@jpr.amity.edu;

^с <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>, shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 671.22

История статьи:

Поступила: 18 апреля 2024

Рецензирование: 11 июня 2024

Принята к печати: 12 июля 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Сиды сердцелистной

Семейство мальвовых

Композиты из натуральных волокон

Биоразлагаемые натуральные
волокна

Механические свойства

АННОТАЦИЯ

Введение. Признание лечебных свойств растений является неотъемлемой частью традиционных индийских систем здравоохранения. Среди прочих сиды сердцелистная, представитель семейства мальвовых, особенно известна в медицине своими выдающимися химическими свойствами. Это растение произрастает в субтропическом и тропическом климате Индии и символизирует глобальный переход к более экологически безопасным материалам. Учитывая растущие экологические проблемы, существует повышенный спрос на биоразлагаемые и возобновляемые ресурсы для промышленного применения, особенно для упрочнения полимерных матриц натуральными волокнами. **Целью данного исследования** является изучение эффективности волокон сиды сердцелистной в сочетании с джутом для упрочнения композитов на основе полимолочной кислоты (PLA). Это подчеркивает их потенциал для улучшения качества окружающей среды и повышения механических свойств материалов. **Материалы и метод.** Исследование включает в себя изготовление четырех различных композитных образцов: исключительно из 4-слойного джутового мата; необработанных волокон сиды сердцелистной в сочетании с 4-слойным джутовым матом; волокон сиды сердцелистной, обработанных бензоилированием, в сочетании с 4-слойным джутовым матом. Эти композиты были подвергнуты механическим испытаниям с упором на определение прочности на растяжение и прочности на изгиб. Был также проведен их микроструктурный анализ. **Результаты и обсуждение.** Результаты показывают, что волокна сиды сердцелистной, обработанные бензоилированием, демонстрируют значительно более высокую прочность по сравнению с их необработанными аналогами. При этом увеличение доли волокон сиды сердцелистной в композитах при сохранении постоянной общей массы коррелирует с повышением прочности материалов. Эти результаты показывают, что сиды сердцелистной и PLA-композиты, упрочненные джутовым волокном, могут стать конкурентной, экологически чистой альтернативой композитам, упрочненным синтетическим волокном, в различных отраслях промышленности. Наконец, обработанные натуральные волокна, такие как сиды сердцелистной, могут значительно улучшить механические свойства полимерных композитов, поддерживая их использование в качестве экологически чистых, высокоэффективных материалов в различных отраслях промышленности. Настоящее исследование способствует не только использованию натуральных волокон в коммерческих целях, но также достижению более высокой цели экологически рационального материаловедения.

Для цитирования: Шарма Б.П., Деванган Р., Шарма Ш.С. Механические свойства экологически чистых гибридных полимерных композитов с джутовыми волокнами и волокнами сиды сердцелистной // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 267–285. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-267-285.

Введение

Натуральные композиты присущи самой природе, и наиболее ярким примером этого является древесина – композит из длинных целлюлозных волокон, скрепленных лигнином. Композицион-

ные материалы представляют собой соединение двух или более различных компонентов, которые сохраняют свои индивидуальные свойства без слияния или растворения. Это уникальное сочетание придает композиту особые характеристики, повышая его функциональность. На протяжении всей истории человечества композиционные материалы играли важную роль в различных областях. Еще в 1500 году до н. э. представители древних цивилизаций, такие как

*Адрес для переписки

Шарма Шиама С., д.т.н., доцент

Манипалский университет, Джайпур,

303007, Джайпур, Индия

Тел.: +91-9887765320, e-mail: shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

египтяне и жители Месопотамии, использовали смесь глины и соломы для строительства прочных конструкций, что свидетельствует о давней пользе композиционных материалов. Этот древний метод, который до сих пор применяется в кирпичных блоках, обеспечивает конструкциям впечатляющее сопротивление сжатию, разрыву и изгибу [1].

Спрос на композиционные материалы значительно вырос, что способствовало развитию производства полимеров, армированных волокнами (FRP). К 1945 году промышленность использовала более 7 млн фунтов стекловолокна для производства широкого ассортимента продукции, в основном для военных целей. После войны использование композитов быстро расширилось, особенно в 1950-х годах, когда новаторы начали внедрять их в такие области, как аэрокосмическая промышленность, строительство и транспорт. Высокая коррозионная стойкость стеклопластиковых композитов быстро завоевала признание, особенно в государственном секторе [2].

В настоящее время индустрия композиционных материалов постоянно развивается, особенно в секторе возобновляемых источников энергии. Инновации в области композиционных материалов имеют решающее значение для разработки лопастей ветряных турбин увеличенного размера. Инженеры могут разрабатывать композиционные материалы с учетом конкретных требований к производительности. Это включает в себя усиление композита в одном направлении путем выравнивания волокон для повышения прочности, при этом намеренно оставляют более слабые участки в менее критичных направлениях. Кроме того, выбор подходящих материалов матрицы позволяет инженерам адаптировать такие свойства, как стойкость к нагреву, химическим веществам и атмосферным воздействиям [3].

В последние годы наблюдается растущий интерес к использованию натуральных волокон как альтернативы синтетическим, что обусловлено осознанием необходимости охраны окружающей среды и настоятельной необходимостью экологически рационального развития. **Цель этой работы** – дать подробный обзор научных и технологических достижений, лежащих в основе композиционных материалов, а также технологий их производства и различных областей применения [1].

Экокомпозиты

Повышение осведомленности об экологических проблемах во всем мире привело к разработке пригодных для вторичной переработки, биоразлагаемых экономичных экоматериалов на основе экологически чистых составляющих. Указанная тенденция способствовала росту сообщества исследователей и дизайнеров, стремящихся снизить воздействие производства полимерных композитов на окружающую среду. Экокомпозиты – это особый тип композиционных материалов, в которых либо матрица, либо упрочняющая фаза, либо и то и другое производится из природных компонентов. Такие материалы изготавливаются путем сочетания растительных волокон с натуральными смолами, что представляет собой значительный шаг вперед в создании более экологичных и биоразлагаемых материалов. Эта разработка не только предлагает выход из растущего экологического кризиса, но и решает проблемы, связанные с утилизацией отходов и истощением ископаемых ресурсов [4]. Основными компонентами экологически чистых композиционных материалов являются матрица и упрочняющий компонент. В качестве матрицы могут быть использованы как биоразлагаемые материалы на нефтяной основе, например эпоксидные смолы, так и биоразлагаемые полимеры, например полимолочная кислота (PLA). Упрочняющий компонент, несущий нагрузку, является второй важной составляющей. Матрица и упрочняющий компонент совместно определяют общие характеристики композита. Эти композиты могут быть адаптированы к конкретным целям или требованиям, что позволяет создавать как частично, так и полностью биоразлагаемые композиты. Полностью биоразлагаемые композиты часто называют биополимерами или экологически чистыми полимерами. Однако и те композиционные материалы, которые поддаются лишь частично биологическому разложению, также могут значительно снизить воздействие на окружающую среду по сравнению с традиционными материалами [2]. Исследователи активно изучают физические и механические свойства таких композитов, делая определенные допущения в определенных пределах, чтобы оценить их применимость. Ключевыми преимуществами экологически чистых композитов являются их

экономическая целесообразность, легкий вес и экологичность, что делает их привлекательной альтернативой в различных областях применения.

Упрочняющие компоненты в экологически чистых композиционных материалах

Упрочняющие компоненты играют ключевую роль в производстве экологически чистых композитов, выступая в качестве несущих элементов, улучшающих механические свойства полимерной системы. Эти материалы имеют решающее значение для повышения надежности, а также общей прочности и жесткости композиционных материалов. В экологически чистых композитах в качестве упрочняющего компонента могут быть использованы натуральные волокна, такие как джут, лен, рами и сизаль. Эти биоволокна встроены в полимерную матрицу и образуют дисперсную фазу, которая поглощает нагрузку и повышает механическую целостность композита [5]. Характеристики и структура волокон зависят от нескольких факторов, включая объемную долю волокон, их ориентацию, форму и сцепление с матрицей. Волокна в матрице могут быть как ткаными, так и неткаными, при этом тканые узоры обычно состоят из непрерывных перпендикулярных нитей. В зависимости от их расположения в матрице волокна классифицируются как однонаправленные или двунаправленные. В зависимости от типа используемого волокнистого упрочняющего компонента экокомпозиты могут быть также разделены на материалы с непрерывными упрочняющими волокнами в однонаправленной и двунаправленной формах и материалы с дисперсными упрочняющими волокнами [6].

Натуральные волокна бывают различных типов, включая лубяные волокна, волокна листьев, семян, плодов и стеблей. Понимание химического состава и поверхностного адгезионного сцепления этих волокон имеет значение для оптимизации эксплуатационных характеристик композитов, армированных натуральными волокнами. Ключевыми элементами этих волокон являются целлюлоза, гемицеллюлоза, лигнин, пектин, воски и водорастворимые вещества. Несмотря на свои преимущества, натуральные растительные волокна имеют ряд недостатков – например, высокое

влагопоглощение, что может привести к разбуханию волокон и изменению размеров конечного композитного материала. Кроме того, неправильная геометрия натуральных волокон создает проблемы при моделировании и прогнозировании поведения экологически чистых композитов. Эти факторы необходимо тщательно контролировать, чтобы в полной мере использовать потенциал натуральных волокон в экологически чистых композитах [7].

Матрицы в экологически чистых композиционных материалах

В экологически чистых композитах матрица играет важнейшую роль как однородная фаза, определяющая общие свойства композита. Она выступает в качестве конечного компонента в структуре композита, закрепляя упрочняющие волокна на месте, формируя структуру и равномерно распределяя нагрузку по всему композиту [8]. Механические характеристики экологически чистого композита в значительной степени зависят от свойств полимерной матрицы. Существует два основных типа матриц, используемых в экологически чистых композитах: термопласты и термореактопласты. Как правило, в состав термореактивных материалов входят фенолы и сложные полиэфиры, а в качестве термопластов обычно используются поливинилхлорид, полипропилен и полиэтилен. Применение этих материалов вместо традиционных обусловлено улучшением специфических свойств композитов [9]. Помимо того что матрица обеспечивает структуру, она также предотвращает истирание и появление новых дефектов поверхности. Матрица сохраняет расположение волокон, позволяя композиту деформироваться под нагрузкой, передавая и равномерно распределяя напряжение по волокнам. Выбор материалов матрицы может варьироваться от полученных из нефти бионеразлагаемых полимеров, таких как эпоксидные смолы, полиэтилен и полипропилен, до биополимеров – например, эпоксидных смол, полигидроксибутирата и PLA. Эти полимеры определяют эффективность и воздействие на окружающую среду экологически чистых композитов, в которых широко используются полиэтилен, полипропилен и полимолочная кислота [10].

Производство экологически чистых композиционных материалов

Производство экологически чистых композитов развивалось вместе с достижениями в области материаловедения. В настоящее время используются различные технологии, в том числе ручная укладка, вакуумное формование, литье под давлением, литьевое прессование полимера, пултрузия и формование прессованием. Каждый метод влияет на механические свойства композита, так как меняется целостность соединения волокон и морфология поверхности. Для изготовления термореактивных матриц широко используется формование прессованием и ручная укладка, в то время как для термопластичных матриц – литье под давлением и винтовая экструзия. Выбранная технология изготовления существенно влияет на поведение материала, обеспечивая оптимизацию механических свойств без возникновения повреждений или трещин [11].

Ботаническое описание сиды сердцелистной

Сиды сердцелистная, относящаяся к семейству мальвовых и произрастающая в Индии, является растением, привлекающим внимание благодаря своей постоянной доступности в течение всего года. Это растение представляет собой однолетний или многолетний древесный полукустарник, который обычно достигает высоты 0,5...1,0 м. Листья очередные, слегка опушенные, светло-зеленые, овальные или удлинённые с зазубренными краями, размером 2,5...5,0 см,

как показано на рис. 1. Прилистники расположены линейно на черешках. Цветение и плодоношение обычно приходится на период с октября по февраль. Цветы обоеполые, от светло- или сернисто-желтого до кремово-белого цвета, расположены в пазухах и поодиночке, но плотно на кончиках ветвей. Растение образует вдавленные шаровидные дробные распадающиеся плоды диаметром 6...8 мм. На каждом плодолистике расположены две длинные прямые ости. Семена гладкие, приплюснутые, почковидной формы, их цвет варьируется от коричневого до черного [12].

Сиды сердцелистная, известная под разными названиями, такими как Audanika, Baladhya, Balini и *Sida cordifolia*, произрастает на высотах до 1800 м в тропических и субтропических регионах Индии, например в штатах Химачал-Прадеш (Himachal Pradesh), Карнатака (Karnataka), Махараштра (Maharashtra), Уттар-Прадеш (Uttar Pradesh), Ассам (Assam), Андхра-Прадеш (Andhra Pradesh), Гуджарат (Gujarat), Джамму и Кашмир (Jammu and Kashmir), Керала (Kerala), Мадхья-Прадеш (Madhya Pradesh), Тамилнад (Tamil Nadu), Бенгалия (Bengal) и на побережье Коромандел (Coromandel). Недавний всплеск спроса на полимерные композиты в таких отраслях, как судостроение, аэрокосмическая промышленность, автомобилестроение, строительство и спорт, выявил потенциал натуральных волокон, например сиды сердцелистной, в качестве альтернативы синтетическим волокнам. Несмотря на долговечность, легкий вес и высокую удельную прочность синтетических



Рис. 1. Растение сиды сердцелистная

Fig. 1. *Sida cordifolia* plant

волокон, к их недостаткам относятся высокая стоимость, неспособность к биоразложению и значительное поглощение энергии в процессе обработки, что может привести к загрязнению окружающей среды и износу технологического оборудования. Изучение натуральных волокон

является мероприятием по улучшению экологических характеристик материалов и изделий с целью обеспечения устойчивой альтернативы традиционным синтетическим материалам [13]. Физические свойства сиды сердцелистной приведены в табл. 1.

Таблица 1

Table 1

Константы физических свойств сиды сердцелистной [13]
Constants of *Sida cordifolia* physical properties [13]

№ п/п	Константа	Корень (%)	Стебель (%)	Листья (%)
1	Зола общая	6,7	9,7	15,6
2	Зола, не растворимая в кислоте	2,7	2,4	7,6
3	Экстрактивные вещества, растворимые в спирте	2,8	2,9	4,5
4	Экстрактивные вещества, растворимые в воде	4,4	6,5	12

Настоящая работа объединяет важные результаты исследований натуральных волокон и композитов на их основе, подчеркивая их химические модификации, механические свойства и области применения. В статье рассматриваются некоторые химические модификации натуральных волокон в композитах – например, обработанных щелочью, силаном, уксусной кислотой и пр. Такая обработка улучшает адгезию поверхности волокна к полимерным матрицам, повышая механические свойства композита и снижая водопоглощение [14]. В исследовании изучаются вязкоупругие свойства полиэфирных композитов, армированных сизалевым волокном, изготовленных методом литьевого прессования полимера. Изменения адгезии волокна к матрице, вызванные различными видами обработки, были проанализированы с помощью СЭМ- и ИК-спектроскопии для оценки изменений морфологии поверхности волокна [15]. Представлены результаты исследования одноосной натуральной ткани *G. tilifolia*, в ходе которого с помощью СЭМ-анализа были выявлены примерно параллельные поверхности волокон [15]. Немногие авторы акцентируют внимание на лечебных свойствах сиды сердцелистной, используемой в аюрведической медицине благодаря своим обезболивающим, противовоспалительным и другим полезным свойствам [16]. Авторы подробно описывают характеристики

стеблевого волокна циссуса четырехугольного (*Cissus quadrangularis*), отмечая его механические свойства, превосходящие механические свойства других волокон [17]. В некоторых статьях подчеркивается потенциал кукурузных остатков (волокон кисточек) в качестве источника целлюлозы для различных применений, включая их экстракцию и определение характеристик [18]. В исследовании сравнивается предварительная обработка щелочью с другими технологиями получения натуральных волокон, отмечаются ее экологические преимущества и мягкие условия, несмотря на большую продолжительность [19].

Автор исследует волокно грудники ромболистной (*Sida rhombifolia*), подчеркивая высокое содержание в нем целлюлозы и его пригодность для применения в композиционных материалах [20]. Обсуждается также новое лигноцеллюлозное волокно, полученное из ситника развесистого (*Juncus effusus* L.), внимание акцентировано на его уникальной форме поперечного сечения [21]. Многие авторы сообщали о волокнах дихростакхиса сизого (*Dichrostachys cinerea*), растительных волокнах гетеропогона скрученного (*Heteropogon contortus*) и стеблевых волокнах эпипремнума золотистого (*Epipremnum aureum*), при этом каждый из авторов подчеркивал потенциал этих волокон для создания легких композиционных материалов с низким удельным весом благодаря их благоприятным механическим

и термическим свойствам [22]. Предыдущие исследования были также посвящены свойствам растительных волокон *Perotis indica*, что позволило установить их пригодность в качестве замены традиционных материалов в различных отраслях промышленности благодаря их полезным механическим и термическим характеристикам [23]. Было охарактеризовано термическое разложение сиды сердцелистной (*Sida cordifolia* L.) и дана оценка ее потенциала в качестве источника энергии с помощью термогравиметрического анализа [24].

Каждое из этих исследований вносит свой вклад в непрерывную разработку композитов, армированных натуральными волокнами, позволяя получить представление об их потенциальном применении и улучшениях с помощью различных химических и физических обработок.

Материалы и метод

Процесс экстракции стеблевого волокна сиды сердцелистной

Растения сиды сердцелистной, обычно встречающиеся в тропических южных регионах Азии, были специально получены для этого исследования из округа Кришна в штате Андхра-

Прадеш. Эти растения обычно вырастают до высоты 1,5...2 футов и на момент отбора проб им было около двух лет. Процесс подготовки волокон начинался с обрезки стеблей до необходимой длины, за которой следовал 30-дневный период сушки под прямыми солнечными лучами для снижения содержания влаги. После сушки стебли подвергались 14-дневному процессу микробиологического разложения в пресной воде. После этого волокна извлекались из стеблей с помощью метода вымачивания. Наконец, эти волокна высушивались на солнечном свете для удаления остаточной влаги. Процесс экстракции волокон сиды сердцелистной проиллюстрирован на рис. 2.

Химическая обработка волокон

Щелочная обработка

Обработка натуральных волокон гидроксидом натрия (NaOH) является широко используемым методом модификации молекулярной структуры целлюлозных материалов. Значительное изменение, вызванное щелочной обработкой, связано с разрушением водородных связей в сетчатой структуре, что приводит к повышенной шероховатости поверхности. Этот процесс

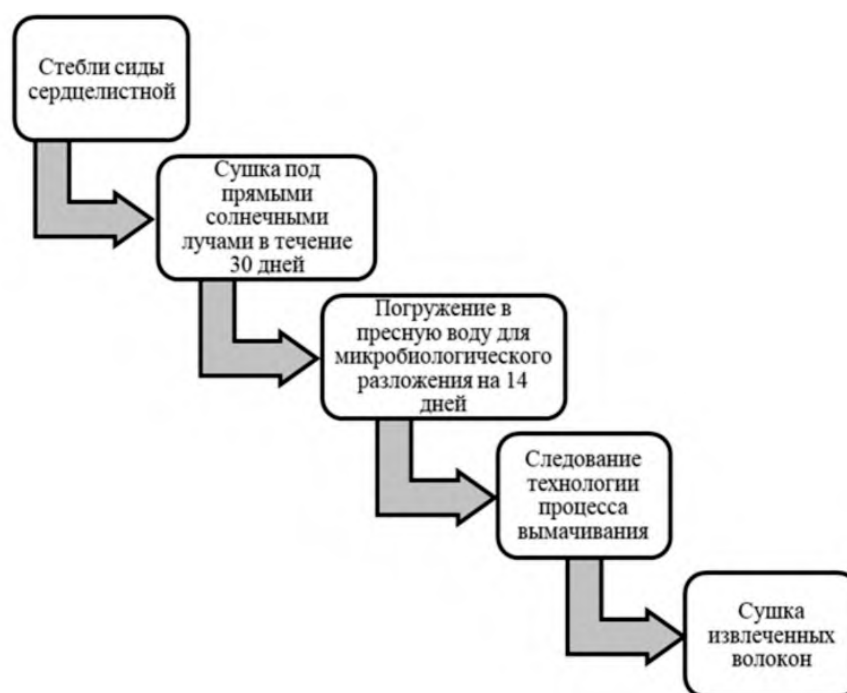
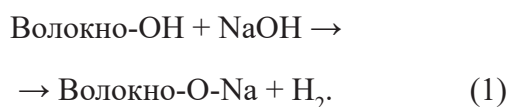


Рис. 2. Схема процесса экстракции волокон сиды сердцелистной
Fig. 2. Schematic flow for the extraction process of *Sida cordifolia* fibers

влечет за собой удаление определенных компонентов, таких как лигнин, воск и масла, которые покрывают внешнюю поверхность клеточной стенки волокна. Кроме того, это приводит к деполимеризации целлюлозы, обнажая кристаллиты меньшей длины [25]. Щелочная обработка оказывает два основных воздействия на волокна: во-первых, увеличивает шероховатость поверхности, способствуя усилению механического сцепления; во-вторых, увеличивает количество целлюлозы, находящейся на поверхности волокна. Протекает следующая реакция:

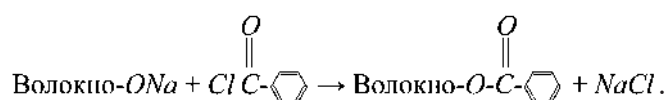


В процессе щелочной обработки 10%-й раствор наносили на 60 минут, как указано в табл. 2. После обработки раствором NaOH волокна тщательно промывали дистиллированной водой. После этого их помещали в печь при температуре 60 °C на 24 часа, чтобы облегчить удаление влаги.

Обработка бензоилированием

Обработка бензоилированием включает в себя использование бензоилхлорида для уменьшения гидрофильности волокна, улучшения адгезии к поверхности раздела фаз и последующего увеличения прочности композита.

Этот процесс также способствует повышению термической стабильности волокна [4]. При обработке бензоилированием сначала проводится предварительная обработка солью, что позволяет исключить такие экстрагируемые вещества, как лигнин, воски и масляные покрытия. На этом этапе на поверхности волокна появляется больше реакционноспособных гидроксильных (OH) групп. Впоследствии волокна подвергаются обработке бензоилхлоридом, при которой OH-группы волокон заменяются бензоильными группами, присоединенными к целлюлозной основе. Эта модификация повышает гидрофобность волокна и улучшает адгезию к матрице [26]:



Волокна сиды сердцелистной, предварительно обработанные щелочным раствором, подвергали обработке раствором NaOH и перемешиванию с бензоилхлоридом в течение 15 минут (табл. 3). Использовали растворы следующих концентраций: 10 % NaOH и 50 мл бензоилхлорида (1 % NaOH на 5 мл бензоилхлорида для обработки бензоилированием). Затем волокна тщательно промывали дистиллированной водой и погружали на 1 час в этанол для удаления избытка бензоилхлорида. После этого волокна подвергали еще одной тщательной промывке

Таблица 2

Table 2

Щелочная обработка: концентрация NaOH и продолжительность обработки
Alkaline treatment NaOH concentration and time duration

NaOH, %	Время, мин	Температура сушки в печи в течение 24 часов
10	60	60 °C

Таблица 3

Table 3

Бензоилирование: концентрация NaOH и продолжительность обработки
Benzoylation treatment NaOH concentration and time duration

Выдержка в NaOH и суспензии хлористого бензоила, мин	Выдержка в этаноле, мин	Температура сушки в печи в течение 24 часов
15	60	80 °C

дистиллированной водой, а затем помещали в печь на 24 часа при температуре 80 °С, чтобы удалить остатки влаги из волокон.

Метод

Волокна сиды сердцелистной обладают рядом характеристик, которые делают их особенно подходящими для комбинации с джутовыми волокнами в композитных материалах. Волокна сиды сердцелистной известны своей хорошей прочностью на растяжение и гибкостью, в сочетании с джутовыми волокнами они могут улучшить общие механические свойства композита. Джутовые волокна сами по себе достаточно прочны, а сочетание с эластичностью и упругостью волокон сиды сердцелистной позволяет получить композит, обладающий одновременно и прочностью, и гибкостью. Химический состав волокон сиды сердцелистной, в состав которых входит значительное количество целлюлозы, вполне совместим с составом джутовых волокон. Такая совместимость может привести к лучшему сцеплению на границе раздела двух волокон при использовании в композитном материале, что способствует лучшему распределению нагрузки и повышает общую структурную целостность композитов [27].

Волокна сиды сердцелистной и джутовые волокна поддаются биологическому разложению и безвредны для окружающей среды. Это натуральные возобновляемые ресурсы, при обработке и утилизации которых образуется меньше отходов по сравнению с синтетическими волокнами, что благоприятно сказывается на окружающей среде. Совместное использование данных волокон в композитных материалах способствует достижению целей экологически рационального развития за счет снижения зависимости от невозобновляемых волокон на основе полимеров и снижения углеродного следа производимых материалов.

Джутовые волокна обладают относительно высокой степенью гигроскопичности, что способствует набуханию и последующему ухудшению механических свойств. Однако смешивание их с волокнами сиды сердцелистной, которые могут обладать другими свойствами по удержанию влаги, способно помочь смягчить эту проблему. Гибридный волокнистый композит может быть сконструирован таким образом, чтобы ис-

пользовать преимущества влагостойкости сиды сердцелистной и компенсировать гигроскопические недостатки джутовых волокон [28].

Оба волокна экономичны, особенно в регионах, где они произрастают в естественных условиях. Использование сиды сердцелистной в качестве гибридного материала с джутом позволяет снизить затраты на материалы, обеспечивая при этом высокую производительность, что делает гибридные композиты экономически выгодными для различных применений. Гибридный композит, изготовленный из волокон сиды сердцелистной и джута, может быть использован в различных областях применения, включая автомобилестроение, упаковку и строительные материалы. Комбинация может быть адаптирована для конкретных применений, требующих механических свойств или устойчивости к воздействию окружающей среды [29]. Эти синергетические свойства делают волокна сиды сердцелистной отличным кандидатом для комбинирования с джутовыми волокнами, что потенциально может привести к созданию прочных, устойчивых и пригодных для широкого спектра применений композитов. Поэтому в процессе изготовления волокна сиды сердцелистной смешиваются с упрочняющим материалом, т. е. джутовыми волокнами, а используемой в процессе матрицей служит PLA, которая является термопластичным полимером.

Расположение слоев полимерного композита

Гибридный композит из джута и PLA с увеличенной долей обработанных волокон сиды сердцелистной показан на рис. 3. Предварительно все композиционные материалы нагревали при температуре 800 °С в течение примерно четырех часов, затем эти материалы в указанном на рис. 3 порядке укладывали слоями в предварительно нагретую до 1700 °С форму. Форма герметизировалась сверху и снизу тефлоновыми листами для предотвращения прилипания композита к форме при приложении нагрузки. После упаковки формы к ней прикладывалась нагрузка, указанная в табл. 4.

После 15-минутного успешного приложения нагрузки к форме нагрев прекращался. Форма охлаждалась под давлением 150 кН в течение 120 минут. В результате проведения эксперимен-

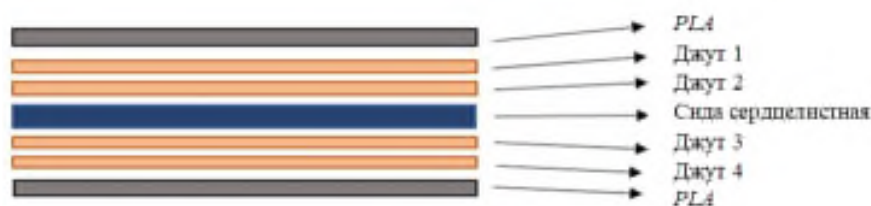


Рис. 3. Расположение слоев волокна

Fig. 3. Arrangement of fiber layers

Таблица 4

Table 4

Нагрузка на пресс-форму**Load applying on mould**

№ п/п	Нагрузка, кН	Время, мин	Температура, °С
1	50	01	170
2	100	02	170
3	150	12	170

тов были получены четыре различных образца композитов:

образец 1: джут + PLA;

образец 2: джут + необработанные волокна сиды сердцелистной + PLA;

образец 3: джут + обработанные волокна сиды сердцелистной + PLA;

образец 4: джут + обработанные волокна сиды сердцелистной + PLA.

В табл. 5 представлен весовой состав слоёв композитов.

Результаты и их обсуждение**Испытание на растяжение**

Испытание на растяжение проведено с четырьмя образцами и тремя пробами каждого образца. В приведенных ниже таблицах описана степень разрушения, при которой рассчитывается пиковая нагрузка (кг) и предел прочности при растяжении (МПа). В табл. 6 указан средний предел прочности при растяжении образцов, изготовленных из гибридных композитов

Таблица 5

Table 5

Весовой состав слоев композита**Weight composition of the composite layers**

Вес слоев, г	Образец 1	Образец 2	Образец 3	Образец 4
Слой 1	80	80	80	80
Слой 2	23,5	23,125	23,125	22,375
Слой 3	23,5	23,125	23,125	22,375
Слой 4	0	12	12	15
Слой 5	23,5	23,125	23,125	22,375
Слой 6	23,5	23,125	23,125	22,375
Слой 7	80	80	80	80
Общий вес	254	264,5	264,5	264,5

Таблица 6

Table 6

Механическая прочность на растяжение и изгиб

Mechanical strengths of tensile and flexural

Номер образца	Предел прочности при растяжении, МПа	Предел прочности при изгибе, МПа
1	27,029	3,326
2	25,084	3,290
3	32,297	4,226
4	43,658	6,650

на основе сиды сердцелистной, упрочненных джутовыми волокнами. В качестве матрицы использовали биоразлагаемый полимер – полимолочную кислоту (PLA).

Испытание на изгиб

Испытание на трехточечный изгиб проведено с четырьмя образцами и тремя пробами каждого образца. В табл. 6 указано, в какой точке произошел изгиб, при котором была рассчитана максимальная нагрузка (кг) и предел прочности при изгибе (МПа). Предел прочности при изгибе был рассчитан по следующей формуле:

$$\sigma = \frac{3FL}{2wd^2}, \quad (2)$$

где F – максимальное приложенное усилие; L – длина образца; w – ширина образца; d – глубина образца.

В табл. 6 приведена средняя прочность на изгиб четырех образцов, изготовленных из композитов на основе сиды сердцелистной, упрочненных джутовыми волокнами; в качестве матрицы использован биоразлагаемый полимерный материал PLA.

Для оптимизации характеристик гибридного композита, изготовленного из волокон джута, PLA и сиды сердцелистной, необходимо тщательно учитывать несколько параметров.

1. Равномерное распределение температуры внутри композиционных материалов для снижения внутренних напряжений и предотвращения термического растрескивания во время формования. Анализ влияния различных температур и продолжительности предварительного нагрева на вязкость PLA и целостность натуральных во-

локон может дать представление об оптимальных условиях обработки, которые минимизируют повреждение волокон и улучшают механические свойства композита. Для обеспечения хорошего смачивания и склеивания нужно добиться полного расплавления PLA и надлежащего обтекания волокон джута и сиды сердцелистной. Очень важно отрегулировать температуру формы, чтобы PLA равномерно растекалась, не разрушая натуральные волокна. Необходимо найти баланс, при котором температура будет достаточно высокой для текучести PLA, но достаточно низкой для предотвращения термической деструкции волокон джута и сиды сердцелистной.

2. Надлежащее сжатие композиционных материалов для уменьшения пустот и улучшения адгезии волокон к матрице. Приложенную нагрузку (как указано в табл. 4) необходимо оптимизировать в зависимости от толщины композита и расположения волокон. Увеличение нагрузки может помочь достичь лучшего уплотнения и однородности. Время выдержки под нагрузкой, особенно при высоких температурах, должно быть сведено к минимуму, чтобы предотвратить термическую деструкцию. Это позволит PLA-матрице затвердеть под давлением, что обеспечит хорошее механическое сцепление и адгезию между матрицей и волокнами. Скорость охлаждения и давление во время отверждения имеют решающее значение: слишком быстрое охлаждение способно вызвать остаточные напряжения, в то время как недостаточное давление может привести к расслаиванию или образованию пустот. Оптимизация этих параметров способствует повышению стабильности размеров и механических свойств композита.

3. Равномерное распределение волокон внутри матрицы и между слоями композита для обеспечения изотропных свойств. Важно регулировать вес и распределение каждого слоя (как показано в табл. 5) для оптимизации механических характеристик. Увеличение массы обработанных волокон сиды сердцелистной в последующих образцах позволяет предположить, что была разработана стратегия улучшения определенных механических свойств, таких как прочность на растяжение и изгиб. Улучшена адгезия между волокнами и PLA-матрицей для эффективной передачи напряжения.

Для визуального ознакомления с полученными результатами данные из таблицы графически представлены на рис. 4 и 5. На рис. 4 показаны пиковые нагрузки, полученные для различных проб четырех образцов:

- первый образец с четырьмя слоями джута весом 94 г и PLA-матрицей весом 160 г, использованный для изготовления композита, достиг предела прочности при растяжении 27,029 МПа;
- второй образец с четырьмя слоями джута весом 92,5 г, необработанными волокнами сиды сердцелистной весом 12 г и PLA-матрицей весом 160 г достиг предела прочности при растяжении 25,0844 МПа;
- третий образец с четырьмя слоями джута весом 92,5 г, обработанными волокнами сиды сердцелистной весом 12 г и PLA-матрицей весом 160 г достиг предела прочности при растяжении 32,297 МПа;
- четвертый образец с четырьмя слоями джута весом 89,5 г, обработанными волокнами сиды сердцелистной весом 15 г и PLA-матрицей весом 160 г достиг предела прочности при растяжении 43,658 МПа.



Рис. 4. График прочности при растяжении

Fig. 4. Tensile strength graph

Согласно полученным результатам вес волокон сиды сердцелистной увеличился при уменьшении веса джутового волокна, а при сохранении постоянной весовой доли прочность композита на разрыв увеличилась до оптимального значения. Образец с использованием необработанных волокон сиды сердцелистной демонстрирует низкую прочность на разрыв по сравнению с композитами на основе обработанных волокон стебля сиды сердцелистной.

На рис. 5 показаны пиковые нагрузки, полученные для различных проб из четырех образцов:

- первый образец с четырьмя слоями джута весом 94 г и PLA-матрицей весом 160 г, использованный для изготовления композита, достиг предела прочности при изгибе 3,326 МПа;
- второй образец с четырьмя слоями джута весом 92,5 г, необработанными волокнами сиды сердцелистной весом 12 г и PLA-матрицей весом 160 г достиг прочности при изгибе 3,290 МПа;
- третий образец с четырьмя слоями джута весом 92,5 г, обработанными волокнами сиды сердцелистной весом 12 г и PLA-матрицей весом 160 г достиг прочности при изгибе 4,226 МПа;
- четвертый образец с четырьмя слоями джута весом 89,5 г, обработанными волокнами сиды сердцелистной весом 15 г и PLA-матрицей весом 160 г достиг предела прочности при изгибе 6,650 МПа.

Согласно полученным результатам вес волокон сиды сердцелистной увеличился при уменьшении веса джутового волокна, а при сохранении постоянной весовой доли прочность композита на изгиб увеличилась до оптимального значения.



Рис. 5. График прочности при изгибе

Fig. 5. Flexural strength graph

Сканирующая электронная микроскопия

Упоминание гемицеллюлозы на поверхности необработанных волокон сиды сердцелистной не означает, что она была специально закреплена или нанесена на волокна. Скорее всего, гемицеллюлоза является естественным компонентом растительных волокон, включая волокна сиды сердцелистной. В данном контексте это утверждение означает, что слой гемицеллюлозы остался нетронутым и присутствовал на волокнах, поскольку они не подвергались обработке. При сборе и переработке растительных волокон они естественно содержат несколько биохимических компонентов, включая целлюлозу, гемицеллюлозу и лигнин. Эти компоненты влияют на физические и химические свойства волокон. Как правило, при переработке натуральных волокон для использования в композиционных материалах натуральные волокна сохраняют свой первоначальный биохимический состав, включая гемицеллюлозу. Гемицеллюлоза в таком состоянии может влиять на взаимодействие волокон с материалом матрицы (например, PLA), поскольку она может быть гидрофильной (притягивающей воду), что может препятствовать адгезии с гидрофобными (водоотталкивающими) материалами матрицы. Для удаления или модификации гемицеллюлозы и других компонентов часто используется щелочная обработка, отбеливание или бензоилирование. Такая обработка улучшает совместимость волокон с синтетическими полимерами за счет изменения химического состава их поверхности и снижения способности впитывать влагу.

Для более детального визуального представления, чтобы проиллюстрировать наличие гемицеллюлозы или воздействие обработки на поверхности волокон, обычно используются методы микроскопической визуализации, например сканирующая электронная микроскопия (СЭМ). Полученные изображения показывают морфологию поверхности волокон, подчеркивая различия между обработанными и необработанными волокнами. По этой причине морфология поверхности разработанного композита была проанализирована с помощью СЭМ.

Обработка поверхности волокон (как показано на рис. 6–9) может быть дополнительно оптимизирована. Такие методы, как обработка щелочью, силаном или уксусной кислотой, можно систематически варьировать и тестировать, чтобы найти наилучшие условия, повышающие смачиваемость и химическую связь на границе раздела фаз.

Улучшают свойства композита с помощью методов последующей обработки, например отжига или кондиционирования. Условия последующей обработки, такие как окружающая среда (влажность и температура), время и методы, могут быть адаптированы для снижения остаточных напряжений и повышения устойчивости композита к воздействию окружающей среды. Благодаря тщательному управлению этими параметрами и их контролю эксплуатационные характеристики гибридного композита могут быть доведены до максимума, что позволяет получить материал, который не только прочнее и долговечнее, но и в большей степени подходит для



Рис. 6. Необработанные волокна (500×)

Fig. 6. Untreated fibers (500×)

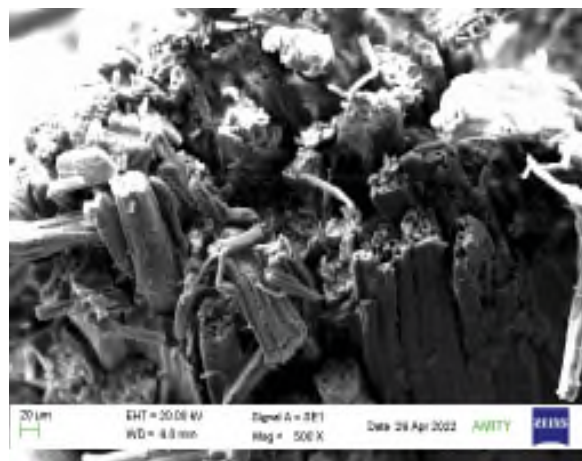


Рис. 7. Обработанные волокна

Fig. 7. Treated fibers

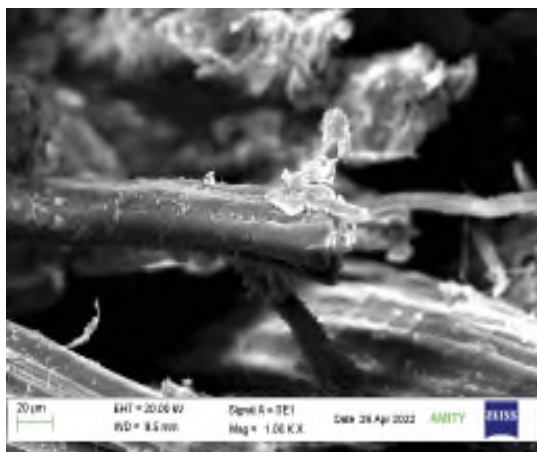


Рис. 8. Необработанные волокна (1,000×)

Fig. 8. Untreated fibers (1,000×)

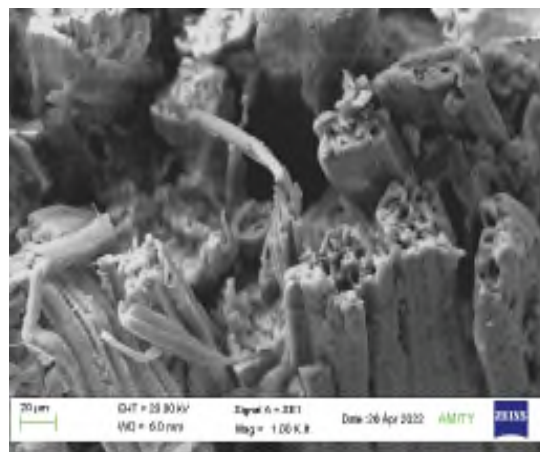


Рис. 9. Обработанные волокна

Fig. 9. Treated fibers

конкретных применений, где выгодно сочетать свойства натуральных и синтетических компонентов.

Образцы с трещинами при растяжении были отобраны для изучения механизмов разрушения и взаимодействия между матрицей и волокнами в композитах. СЭМ-анализ был проведен при 500-кратном и 1000-кратном увеличении, четыре образца были тщательно изучены при этих двух уровнях увеличения. На рис. 6 и 9 представлено сравнение СЭМ-изображений композитов, испытанных на растяжение, с волокнами сиды сердцелистной и без них, как необработанных, так и обработанных. При увеличении в 1000 крат было отмечено, что на поверхности необработанных волокон сиды сердцелистной сохранился слой гемицеллюлозы, который отсутствовал на волокнах, подвергнутых бензоилирующей обработке. Удаление слоя гемицеллюлозы повышает смачиваемость волокон, способствуя увеличению прочности на разрыв композитов, обработанных уксусной кислотой. Примечательно, что вытягивание волокон более выражено в образцах 3 и 4, содержащих обработанные бензоилированием волокна сиды сердцелистной по сравнению с необработанными вариантами. Это наблюдение подчеркивает повышенную прочность на разрыв композитов с обработанными волокнами, что объясняется более прочным соединением волокна с матрицей. Увеличенное вытягивание волокон отражает их повышенную несущую способность благодаря более высокой смачиваемости после обработки.

Заключение

Исследование, в котором использовались четыре различных состава 7-слоистого полимерного композита, продемонстрировало значительное улучшение механических свойств при сохранении постоянной массовой доли волокнистого материала. Испытания, проведенные на прочность при растяжении, изгибе и с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), показали оптимальные значения, отражающие эффективность разработанного композита.

Целенаправленное увеличение веса волокон сиды сердцелистной в сочетании с уменьшением количества джутовых волокон при сохранении общего веса обоих волокон постоянным во всех образцах, содержащих обработанные бензоилированием волокна сиды сердцелистной в PLA-матрице, привело к значительному повышению прочности композита. Это говорит о том, что включение более высокой доли волокон сиды сердцелистной значительно повышает механическую прочность композита.

СЭМ-анализ образцов для испытаний на растяжение с трещинами при 500-кратном увеличении позволил получить ценную информацию о характеристиках сцепления волокон. Содержание лигнина, наблюдаемое в необработанных волокнах, коррелирует с более слабым сцеплением с матрицей. Наоборот, химически обработанные волокна сиды сердцелистной отличаются отсутствием лигнина в композите, что обеспечивает превосходное сцепление с матрицей и, как следствие, повышенную прочность. Повышенное вытягивание химически обработанных волокон

сиды сердцелистной еще раз подчеркивает их улучшенные характеристики несущей способности, обусловленные высокой смачиваемостью.

Основываясь на успешных результатах механических испытаний, рекомендуется изучить возможность гибридизации волокон сиды сердцелистной с другими натуральными волокнами для достижения еще более благоприятных результатов. Универсальность волокон сиды сердцелистной делает их пригодными для использования в сочетании с различными натуральными волокнами, что позволяет создавать специальные композитные материалы с превосходными механическими свойствами.

Экспериментальные результаты испытаний на растяжение и изгиб, проведенных на гибридных композитах, изготовленных из джута, полимолочной кислоты (PLA) и волокон сиды сердцелистной, демонстрируют важные результаты, касающиеся механических свойств этих материалов. Основные выводы из исследования можно резюмировать следующим образом.

Увеличение механической прочности обработанных волокон. Существует четкая тенденция, свидетельствующая о том, что механические свойства композитов улучшаются с добавлением и увеличением веса обработанных волокон сиды сердцелистной. Образец 4, содержащий наибольшее количество обработанных волокон сиды сердцелистной (15 г), демонстрирует как наивысшую прочность на растяжение – 43,658 МПа, так и наивысшую прочность на изгиб – 6,650 МПа. Это говорит о том, что процесс обработки повышает адгезию волокна к матрице, тем самым улучшая передачу нагрузки между волокнами и PLA-матрицей.

Влияние обработки волокон на свойства композита. Обработка волокон сиды сердцелистной играет решающую роль в эксплуатационных характеристиках композитов. Необработанные волокна в образце 2 привели к незначительному снижению прочности при растяжении и изгибе по сравнению с композитами, содержащими обработанные волокна. Это указывает на то, что процесс обработки может изменять поверхностные свойства волокон, улучшая совместимость и сцепление с PLA-матрицей.

В целом исследование показывает, что гибридные композиты, упрочненные обработанными волокнами сиды сердцелистной и джутом

в PLA-матрице, демонстрируют многообещающие механические свойства. Обработка натуральных волокон и их оптимизированное включение в композиты могут сыграть ключевую роль в разработке устойчивых и высокоэффективных материалов для различных инженерных применений. Для полной реализации потенциала таких композиционных материалов в промышленном применении необходимы дальнейшие исследования долговечности, воздействия на окружающую среду и экономической целесообразности.

Будущие сферы применения и потенциальные разработки

Исследование гибридных композитов, состоящих из волокон сиды сердцелистной, джута и PLA-матрицы, с особым упором на различные варианты обработки волокон продемонстрировало многообещающие результаты в повышении прочности при растяжении и изгибе. Однако для расширения сферы применения и повышения эксплуатационных характеристик этих композитов предлагаются дальнейшие исследования и разработки в следующих ключевых областях.

Усовершенствованные процессы химической или физической обработки волокон сиды сердцелистной могут еще больше улучшить их совместимость с PLA-матрицей, повысив механическое сцепление и общие эксплуатационные характеристики композита.

Модификация PLA-матрицы путем смешивания с другими биополимерами или добавления пластификаторов может улучшить ее пластичность и технологические характеристики, что позволит лучше сочетаться с натуральными волокнами.

Изучение альтернативных методов изготовления композитов, таких как литьевое прессование полимера или вакуумное формование, может обеспечить более однородные свойства материала и уменьшить содержание пустот. Применение циклов отверждения с переменным давлением и температурой может помочь оптимизировать механические свойства и свести к минимуму внутренние напряжения в композите. Можно также проанализировать различные последовательности укладки и ориентацию слоев волокон

на, чтобы адаптировать механические свойства к конкретным условиям применения.

Стоит оценить возможность применения этих композитов в конструкциях, таких как автомобильные компоненты, мебель, или даже в строительстве в качестве экологически чистой альтернативы традиционным материалам. Всесторонние исследования вариантов использования этих композитов с истекшим сроком службы, включая методы вторичной переработки и оценки способности к биологическому разложению, могли бы повысить их экологичность.

Благодаря решению этих задач исследования и разработки гибридных композитов с использованием джута, PLA и сиды сердцелистной могут быть значительно расширены, что приведет к инновационным применениям, которые позволят использовать их способность к биологическому разложению и механические свойства для экологически рационального развития.

Список литературы

1. *Ngo T.-D.* Introduction to composite materials // Composite and Nanocomposite Materials: From Knowledge to Industrial Applications. – London: IntechOpen, 2020. – DOI: 10.5772/intechopen.91285.
2. *Bajpai P.K., Singh I., Madaan J.* Development and characterization of PLA-based green composites: a review // Journal of Thermoplastic Composite Materials. – 2014. – Vol. 27 (1). – P. 52–81. – DOI: 10.1177/0892705712439571.
3. Green composites: a review of processing technologies and recent applications / G.S. Mann, L.P. Singh, P. Kumar, S. Singh // Journal of Thermoplastic Composite Materials. – 2020. – Vol. 33 (8). – P. 1145–1171. – DOI: 10.1177/0892705718816354.
4. *Li X., Tabil L.G., Panigrahi S.* Chemical treatments of natural fiber for use in natural fiber-reinforced composites: a review // Journal of Polymers and the Environment. – 2007. – Vol. 15. – P. 25–33. – DOI: 10.1007/s10924-006-0042-3.
5. *Bismarck A., Mishra S., Lampke T.* Plant fibers as reinforcement for green composites // Natural fibers, biopolymers, and biocomposites. – CRC Press, 2005. – P. 52–128.
6. Natural fibre composites and their applications: a review / P. Peças, H. Carvalho, H. Salman, M. Leite // Journal of Composites Science. – 2018. – Vol. 2 (4). – DOI: 10.3390/jcs2040066.
7. Polymer composite materials: a comprehensive review / R. Hsissou, R. Seghiri, Z. Benzekri, M. Hilali, M. Rafik, A. Elharfi // Composite Structures. – 2021. – Vol. 262. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2021.113640.
8. Physicochemical properties of new cellulosic fibers from the bark of *Acacia arabica* / P. Senthamaraiannan, S.S. Saravanakumar, V.P. Arthanarieswaran, P. Sugumaran // International Journal of Polymer Analysis and Characterization. – 2016. – Vol. 21 (6). – P. 548–553. – DOI: 10.1080/1023666X.2016.1177699.
9. Effects of alkali treatment on the structure, morphology and thermal properties of native grass fibers as reinforcements for polymer matrix composites / W. Liu, A.K. Mohanty, L.T. Drzal, P. Askel, M. Misra // Journal of Materials Science. – 2004. – Vol. 39 (3). – P. 1051–1054.
10. Characterization of new natural cellulosic fiber from heteropogon contortus plant / N.R.J. Hyness, N.J. Vignesh, P. Senthamaraiannan, S.S. Saravanakumar, M.R. Sanjay // Journal of Natural Fibers. – 2018. – Vol. 15 (1). – P. 146–153. – DOI: 10.1080/15440478.2017.1321516.
11. On the microstructure and physical properties of untreated raffia textilis fiber / R.G. Elenga, G.F. Dirras, J. Goma Maniongui, P. Djemia, M.P. Biget // Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2009. – Vol. 40 (4). – P. 418–422. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2009.01.001.
12. Characterization of new natural cellulosic fiber from the bark of *dichrostachys cinerea* / P.G. Bakaran, M. Kathiresan, P. Senthamaraiannan, S.S. Saravanakumar // Journal of Natural Fibers. – 2018. – Vol. 15 (1). – P. 62–68. – DOI: 10.1080/15440478.2017.1304314.
13. Phyto-pharmacological properties of *Sida cordifolia*: a review of folklore use and pharmacological activities / N. Khurana, N. Sharma, S. Patil, A. Gajbhiye // Asian Journal of Pharmaceutical and Clinical Research. – 2016. – Vol. 9 (suppl. 2). – P. 52–58. – DOI: 10.22159/ajpcr.2016.v9s2.13698.
14. Effect of chemical treatment on dynamic mechanical properties of sisal fiber-reinforced polyester composites fabricated by resin transfer molding / P.A. Sreekumar, R. Saiah, J.M. Saiter, N. Leblanc, K. Joseph, G. Unnikrishnan, S. Thomas // Composite Interfaces. – 2008. – Vol. 15 (2–3). – P. 263–279. – DOI: 10.1163/156855408783810858.
15. *Jayaramudu J., Guduri B.R., Varada Rajulu A.* Characterization of new natural cellulosic fabric *Grewia tilifolia* // Carbohydrate Polymers. – 2010. – Vol. 79 (4). – P. 847–851. – DOI: 10.1016/j.carbpol.2009.10.046.
16. *Shakya A., Chatterjee S.S., Kumar V.* Efficacies of fumaric acid and its mono and di-methyl esters in rodent models for analgesics and anti-inflammatory agents // EC Pharmaceutical Science. – 2015. – Vol. 1 (2). – P. 76–88.
17. Extraction and characterization of natural cellulose fibers from maize tassel / C.E. Maepa,

- J. Jayaramudu, J.O. Okonkwo, S.S. Ray, E.R. Sadiku, J. Ramontja // *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*. – 2015. – Vol. 20 (2). – P. 99–109. – DOI: 10.1080/1023666X.2014.961118.
18. Indran S., Edwin Raj R., Sreenivasan V.S. Characterization of new natural cellulosic fiber from *Cissus quadrangularis* root // *Carbohydrate Polymers*. – 2014. – Vol. 110. – P. 423–429. – DOI: 10.1016/j.carbpol.2014.04.051.
19. Sindhu R., Pandey A., Binod P. Alkaline treatment // *Pretreatment of biomass: processes and technologies*. – Elsevier, 2015. – P. 51–60. – DOI: 10.1016/B978-0-12-800080-9.00004-9.
20. Characterization of new cellulosic fiber from the stem of *Sida rhombifolia* / R. Gopinath, K. Ganesan, S.S. Saravanakumar, R. Poopathi // *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*. – 2016. – Vol. 21 (2). – P. 123–129. – DOI: 10.1080/1023666X.2016.1117712.
21. Characterization of a novel natural cellulosic fiber from *Juncus effusus* L. / M. Maache, A. Bezazi, S. Amroune, F. Scarpa, A. Dufresne // *Carbohydrate Polymers*. – 2017. – Vol. 171. – P. 163–172. – DOI: 10.1016/j.carbpol.2017.04.096.
22. Characterization of natural cellulosic fiber from *Epipremnum aureum* stem / M.V. Maheshwaran, N.R.J. Hyness, P. Senthamaraiannan, S.S. Saravanakumar, M.R. Sanjay // *Journal of Natural Fibers*. – 2018. – Vol. 15 (6). – P. 789–798. – DOI: 10.1080/15440478.2017.1364205.
23. Prithiviraj M., Muralikannan R. Investigation of optimal alkali-treated perotis indica plant fibers on physical, chemical, and morphological properties // *Journal of Natural Fibers*. – 2022. – Vol. 19 (7). – P. 2730–2743. – DOI: 10.1080/15440478.2020.1821291.
24. Boubacar Laougé Z., Merdun H. Pyrolysis and combustion kinetics of *Sida cordifolia* L. using thermogravimetric analysis // *Bioresource Technology*. – 2020. – Vol. 299. – DOI: 10.1016/j.biortech.2019.122602.
25. Poly (lactic Acid): a versatile biobased polymer for the future with multifunctional properties-From monomer synthesis, polymerization techniques and molecular weight increase to PLA applications / E. Balla, V. Daniilidis, G. Karlioti, T. Kalamas, M. Stefanidou, N.D. Bikiaris, A. Vlachopoulos, I. Koumentakou, D.N. Bikiaris // *Polymers*. – 2021. – Vol. 13 (11). – DOI: 10.3390/polym13111822.
26. Extraction of plant based natural fibers – a mini review / D. Mohankumar, V. Amarnath, V. Bhuvaneshwari, S.P. Saran, K. Saravananaraj, M. Srinivasa Gogul, S. Sridhar, G. Kathiresan, L. Rajeshkumar // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2021. – Vol. 1145 (1). – P. 012023. – DOI: 10.1088/1757-899X/1145/1/012023.
27. Mohanty A.K., Misra M., Drzal L.T. Surface modifications of natural fibers and performance of the resulting biocomposites: an overview // *Composite Interfaces*. – 2001. – Vol. 8 (5). – P. 313–343. – DOI: 10.1163/156855401753255422.
28. Nair K.C.M., Thomas S., Groeninckx G. Thermal and dynamic mechanical analysis of polystyrene composites reinforced with short sisal fibres // *Composites Science and Technology*. – 2001. – Vol. 61 (16). – P. 2519–2529. – DOI: 10.1016/S0266-3538(01)00170-1.
29. Joseph K., Thomas S., Pavithran C. Effect of chemical treatment on the tensile properties of short sisal fibre-reinforced polyethylene composites // *Polymer*. – 1996. – Vol. 37 (23). – P. 5139–5149. DOI: 10.1016/0032-3861(96)00144-9.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Characterizing the mechanical behavior of eco-friendly hybrid polymer composites with jute and *Sida cordifolia* fibers

Bhupendra Sharma^{1, a}, Rishi Dewangan^{2, b}, Shyam Sharma^{3, c, *}

¹ Department of Mechanical Engineering, Amity University Uttar Pradesh, Noida, 201313, India

² Department of Mechanical Engineering, Amity University Rajasthan, Jaipur, 303002, India

³ Department of Mechanical Engineering, Manipal University Jaipur, Jaipur, 303007, India

^a  <https://orcid.org/0000-0002-3207-7286>,  bpsharma@amity.edu; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-1973-6726>,  rdewangan@jpr.amity.edu;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-1510-5871>,  shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 18 April 2024

Revised: 11 June 2024

Accepted: 12 July 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

Sida cordifolia

Malvaceae family

Natural fiber composites

Biodegradable natural fibers

Mechanical characterization

ABSTRACT

Introduction. Recognition of the medicinal properties of plants is an integral part of traditional Indian health systems such as Unani, Siddha, Naturopathy and Ayurveda. Among others, *Sida cordifolia*, a member of the Malvaceae family, is especially celebrated in Ayurvedic medicine for its outstanding chemical properties. This plant grows in the subtropical and tropical climate of India and symbolizes the global shift towards more environmentally friendly materials. Given the rising environmental concerns, there is an increased demand for biodegradable and renewable resources for industrial applications, especially for reinforcing polymer matrices with natural fibers. **The purpose of this study** is to investigate the effectiveness of *Sida cordifolia* fibers combined with jute for reinforcing polylactic acid (PLA) composites. This highlights its potential to improve both environmental quality and mechanical properties of materials. **Materials and method.** The study involved the fabrication of four different composite specimens: : a solely 4-layered jute fiber mat, untreated *Sida cordifolia* fibers combined with a 4-layered jute mat, and *Sida cordifolia* fibers treated with benzylation combined with a 4-layered jute mat. These composites were subjected to mechanical testing focusing on tensile strength and flexural strength. Its microstructural analysis was also carried out. **Results and discussion.** The results show that benzylation-treated *Sida cordifolia* fibers exhibit significantly higher strength compared to its untreated counterparts. At the same time, an increase in the proportion of *Sida cordifolia* fibers in composites while maintaining a constant total mass correlates with an increase in the strength of the materials. These results indicate that *Sida cordifolia* and jute fiber-reinforced PLA composites can provide a competitive, environmentally friendly alternative to synthetic fiber-reinforced composites in a variety of industrial applications. In conclusion, treated natural fibers like *Sida cordifolia* can significantly improve the mechanical properties of polymer composites, supporting its use as environmentally friendly, high-performance materials in a variety of industries. This research not only promotes the use of natural fibers for commercial applications, but also contributes to the larger goal of sustainable materials science.

For citation: Sharma B.P., Dewangan R., Sharma S.S. Characterizing the mechanical behavior of eco-friendly hybrid polymer composites with jute and *Sida cordifolia* fibers. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 267–285. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-267-285. (In Russian).

References

1. Ngo T.-D. Introduction to composite materials. *Composite and Nanocomposite Materials: From Knowledge to Industrial Applications*. London, IntechOpen, 2020. DOI: 10.5772/intechopen.91285.
2. Bajpai P.K., Singh I., Madaan J. Development and characterization of PLA-based green composites: a review. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2014, vol. 27 (1), pp. 52–81. DOI: 10.1177/0892705712439571.
3. Mann G.S., Singh L.P., Kumar P., Singh S. Green composites: A review of processing technologies and recent applications. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2020, vol. 33 (8), pp. 1145–1171. DOI: 10.1177/0892705718816354.

* Corresponding author

Sharma Shyam S., D.Sc. (Engineering), Assistant Professor

Manipal University Jaipur,

303007, Jaipur, India

Tel.: +91-9887765320, e-mail: shyamsunder.sharma@jaipur.manipal.edu

4. Li X., Tabil L.G., Panigrahi S. Chemical treatments of natural fiber for use in natural fiber-reinforced composites: a review. *Journal of Polymers and the Environment*, 2007, vol. 15, pp. 25–33. DOI: 10.1007/s10924-006-0042-3.
5. Bismarck A., Mishra S., Lampke T. Plant fibers as reinforcement for green composites. *Natural fibers, biopolymers, and biocomposites*. CRC Press, 2005, pp. 52–128.
6. Peças P., Carvalho H., Salman H., Leite M. Natural fibre composites and their applications: a review. *Journal of Composites Science*, 2018, vol. 2 (4). DOI: 10.3390/jcs2040066.
7. Hsissou R., Seghiri R., Benzekri Z., Hilali M., Rafik M., Elharfi A. Polymer composite materials: a comprehensive review. *Composite Structures*, 2021, vol. 262. DOI: 10.1016/j.compstruct.2021.113640.
8. Manimaran P., Saravanakumar S.S., Mithun N.K., Senthamarai kannan P. Physicochemical properties of new cellulosic fibers from the bark of *Acacia arabica*. *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*, 2016, vol. 21 (6), pp. 548–553. DOI: 10.1080/1023666X.2016.1177699.
9. Liu W., Mohanty A.K., Drzal L.T., Askel P., Misra M. Effects of alkali treatment on the structure, morphology and thermal properties of native grass fibers as reinforcements for polymer matrix composites. *Journal of Materials Science*, 2004, vol. 39 (3), pp. 1051–1054.
10. Hyness N.R.J., Vignesh N.J., Senthamarai kannan P., Saravanakumar S.S., Sanjay M.R. Characterization of new natural cellulosic fiber from heteropogon contortus plant. *Journal of Natural Fibers*, 2018, vol. 15 (1), pp. 146–153. DOI: 10.1080/15440478.2017.1321516.
11. Elenga R.G., Dirras G.F., Goma Maniongui J., Djemia P., Biget M.P. On the microstructure and physical properties of untreated raffia textilis fiber. *Composites, Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2009, vol. 40 (4), pp. 418–422. DOI: 10.1016/j.compositesa.2009.01.001.
12. Baskaran P.G., Kathiresan M., Senthamarai kannan P., Saravanakumar S.S. Characterization of new natural cellulosic fiber from the bark of *dichrostachys cinerea*. *Journal of Natural Fibers*, 2018, vol. 15 (1), pp. 62–68. DOI: 10.1080/15440478.2017.1304314.
13. Khurana N., Sharma N., Patil S., Gajbhiye A. Phyto-pharmacological properties of *Sida cordifolia*: a review of folklore use and pharmacological activities. *Asian Journal of Pharmaceutical and Clinical Research*, 2016, vol. 9 (suppl. 2), pp. 52–58. DOI: 10.22159/ajpcr.2016.v9s2.13698.
14. Sreekumar P.A., Saiah R., Saiter J.M., Leblanc N., Joseph K., Unnikrishnan G., Thomas S. Effect of chemical treatment on dynamic mechanical properties of sisal fiber-reinforced polyester composites fabricated by resin transfer molding. *Composite Interfaces*, 2008, vol. 15 (2–3), pp. 263–279. DOI: 10.1163/156855408783810858.
15. Jayaramudu J., Guduri B.R., Varada Rajulu A. Characterization of new natural cellulosic fabric *Grewia tilifolia*. *Carbohydrate Polymers*, 2010, vol. 79 (4), pp. 847–851. DOI: 10.1016/j.carbpol.2009.10.046.
16. Shakya A., Chatterjee S.S., Kumar V. Efficacies of fumaric acid and its mono and di-methyl esters in rodent models for analgesics and anti-inflammatory agents. *EC Pharmaceutical Science*, 2015, vol. 1 (2), pp. 76–88.
17. Maepa C.E., Jayaramudu J., Okonkwo J.O., Ray S.S., Sadiku E.R., Ramontja J. Extraction and characterization of natural cellulose fibers from maize tassel. *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*, 2015, vol. 20 (2), pp. 99–109. DOI: 10.1080/1023666X.2014.961118.
18. Indran S., Edwin Raj R., Sreenivasan V.S. Characterization of new natural cellulosic fiber from *Cissus quadrangularis* root. *Carbohydrate Polymers*, 2014, vol. 110, pp. 423–429. DOI: 10.1016/j.carbpol.2014.04.051.
19. Sindhu R., Pandey A., Binod P. Alkaline treatment. *Pretreatment of biomass: processes and technologies*. Elsevier, 2015, pp. 51–60. DOI: 10.1016/B978-0-12-800080-9.00004-9.
20. Gopinath R., Ganesan K., Saravanakumar S.S., Poopathi R. Characterization of new cellulosic fiber from the stem of *Sida rhombifolia*. *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*, 2016, vol. 21 (2), pp. 123–129. DOI: 10.1080/1023666X.2016.1117712.
21. Maache M., Bezazi A., Amroune S., Scarpa F., Dufresne A. Characterization of a novel natural cellulosic fiber from *Juncus effusus* L. *Carbohydrate Polymers*, 2017, vol. 171, pp. 163–172. DOI: 10.1016/j.carbpol.2017.04.096.
22. Maheshwaran M.V., Hyness N.R.J., Senthamarai kannan P., Saravanakumar S.S., Sanjay M.R. Characterization of natural cellulosic fiber from *Epipremnum aureum* stem. *Journal of Natural Fibers*, 2018, vol. 15 (6), pp. 789–798. DOI: 10.1080/15440478.2017.1364205.
23. Prithiviraj M., Muralikannan R. Investigation of optimal alkali-treated perotis indica plant fibers on physical, chemical, and morphological properties. *Journal of Natural Fibers*, 2022, vol. 19 (7), pp. 2730–2743. DOI: 10.1080/15440478.2020.1821291.
24. Boubacar Laougé Z., Merdun H. Pyrolysis and combustion kinetics of *Sida cordifolia* L. using thermogravimetric analysis. *Bioresource Technology*, 2020, vol. 299. DOI: 10.1016/j.biortech.2019.122602.

25. Balla E., Daniilidis V., Karlioti G., Kalamas T., Stefanidou M., Bikiaris N.D., Vlachopoulos A., Koumentakou I., Bikiaris D.N. Poly (lactic Acid): a versatile biobased polymer for the future with multifunctional properties-From monomer synthesis, polymerization techniques and molecular weight increase to PLA applications. *Polymers*, 2021, vol. 13 (11). DOI: 10.3390/polym13111822.

26. Mohankumar D., Amarnath V., Bhuvaneswari V., Saran S.P., Saravanaraj K., Srinivasa Gogul M., Sridhar S., Kathiresan G., Rajeshkumar L. Extraction of plant based natural fibers – a mini review. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1145 (1), p. 012023. DOI: 10.1088/1757-899X/1145/1/012023.

27. Mohanty A.K., Misra M., Drzal L.T. Surface modifications of natural fibers and performance of the resulting biocomposites: an overview. *Composite Interfaces*, 2001, vol. 8 (5), pp. 313–343. DOI: 10.1163/156855401753255422.

28. Nair K.C.M., Thomas S., Groeninckx G. Thermal and dynamic mechanical analysis of polystyrene composites reinforced with short sisal fibres. *Composites Science and Technology*, 2001, vol. 61 (16), pp. 2519–2529. DOI: 10.1016/S0266-3538(01)00170-1.

29. Joseph K., Thomas S., Pavithran C. Effect of chemical treatment on the tensile properties of short sisal fibre-reinforced polyethylene composites. *Polymer*, 1996, vol. 37 (23), pp. 5139–5149. DOI: 10.1016/0032-3861(96)00144-9.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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

Особенности тонкой структуры Ni-Al покрытий, полученных методом HV-APS

Елена Корниенко^{1, a, *}, Игорь Гуляев^{2, b}, Александр Смирнов^{1, c}, Наталья Плотникова^{1, d},
Виктор Кузьмин^{2, e}, Валерий Головахин^{1, f}, Александр Тамбовцев^{2, g}, Павел Тырышкин^{2, h},
Дмитрий Сергачев^{2, i}

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

² Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, ул. Институтская, 4/1, г. Новосибирск, 630090, Россия

^a <https://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e.kornienko@corp.nstu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-5186-6793>, gulyaev@itam.nsc.ru;
^c <https://orcid.org/0000-0003-3746-8793>, micros20t@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-8005-1128>, n.plotnikova@corp.nstu.ru;
^e <https://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, vikuzmin57@mail.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0003-3396-8491>, golovaxin-valera@mail.ru;
^g <https://orcid.org/0000-0003-1635-9352>, alsetams@gmail.com; ^h <https://orcid.org/0009-0009-8125-6772>, pavel99730@gmail.com;
ⁱ <https://orcid.org/0000-0003-2469-5946>, dsergachev@itam.nsc.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 621.793.71

История статьи:

Поступила: 14 июня 2024

Рецензирование: 14 июля 2024

Принята к печати: 07 августа 2024

Доступно онлайн: 15 сентября 2024

Ключевые слова:

Высокоскоростное плазменное
напыление
Покрyтия
Ni-Al
HV-APS

Финансирование

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН.

Благодарности

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

АННОТАЦИЯ

Введение. В последние десятилетия интерметаллиды системы Ni-Al заняли особое место как высокотемпературные функциональные покрытия, применяемые в аэрокосмической промышленности. В качестве основных методов их нанесения используют высокоскоростное кислородно-топливное и воздушно-топливное напыление (HVOF и HVAF), атмосферное плазменное напыление (APS), а также его модификацию – метод HV-APS, для которого характерна сверхзвуковая скорость плазменного потока. Система Ni-Al достаточно интересна для изучения, поскольку в ней возможно образование восьми различных интерметаллидов, а также мартенсита, который при последующем нагреве распадается. **Цель работы:** исследовать особенности мартенситной структуры в HV-APS-покрытиях, а также установить влияние температуры нагрева на его распад. **Материалы и методики.** Ni-Al-покрытия наносили методом HV-APS на подложку из низкоуглеродистой стали. Исследования тонкой структуры покрытий проводили при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Кроме того, анализировали структурные превращения, протекающие в покрытиях, после нагрева в печи при температурах от 300 до 600 °С. **Результаты и обсуждение.** Показано, что в HV-APS-покрытиях формируется два типа частиц: с дендритным и зёрненным строением. Структура HV-APS-покрытий в основном представляет собой частицы с двухфазным зёрненным строением (зёрна Ni_xAl_{1-x} и γ' -Ni₃Al). При охлаждении материала покрытий только зёрна фазы Ni_xAl_{1-x} испытывают мартенситное превращение. Выявлено, что в крупных зёрнах (размерами более 500 нм) мартенсит имеет пластинчатое строение, мелкие зёрна полностью трансформируются в одну мартенситную пластину. Кроме того, в покрытиях встречаются зёрна, в которых пластины мартенсита (Ni_xAl_{1-x}) и β -фазы чередуются. В работе показано поведение мартенситных пластин при столкновении друг с другом, а также с фазой γ' -Ni₃Al. Выявлено, что при нагреве до 400 °С в отдельных зёрнах начинается распад мартенсита с выделением вторичной фазы. После отпуска при 600 °С весь мартенсит распадается.

Для цитирования: Особенности тонкой структуры Ni-Al покрытий, полученных методом HV-APS / Е.Е. Корниенко, И.П. Гуляев, А.А. Смирнов, Н.В. Плотникова, В.И. Кузьмин, В. Головахин, А.С. Тамбовцев, П.А. Тырышкин, Д.В. Сергачев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 3. – С. 286–297. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-286-297.

Введение

В настоящее время разработка интерметаллидных материалов конструкционного назначения является одним из приоритетных направле-

ний развития современного машиностроения. Благодаря сочетанию таких характеристик, как высокая жаростойкость и теплопроводность, способность сохранять прочность и жесткость при высоких температурах и относительно низкая плотность [1–3], алюминиды никеля применяются в качестве материалов для компонентов авиационных двигателей, газовых турбин и теплообменников [4–6]. Стоит отметить, что

*Адрес для переписки

Корниенко Елена Евгеньевна, к.т.н., доцент
Новосибирский государственный технический университет,
пр. К. Маркса, 20,
630073, г. Новосибирск, Россия
Тел.: 8 (383) 346-53-59, e-mail: e.kornienko@corp.nstu.ru

сплавы системы Ni-Al, будучи высокотемпературными материалами, имеют низкую пластичность и вязкость разрушения при комнатной температуре [6], и это ограничивает их применение в качестве объемных деталей. В свою очередь, использование алюминидов никеля как функциональных покрытий является хорошим решением этой проблемы. На сегодняшний день среди методов нанесения Ni-Al-покрытий особое место занимают высокоскоростное кислородно-топливное напыление (HVOF) [7–9], высокоскоростное воздушно-топливное напыление (HVOF) [9, 10] и атмосферное плазменное напыление (APS) [11–14], а также его модификация – метод HV-APS, для которого характерна сверхзвуковая скорость плазменного потока.

В системе Ni-Al возможно образование восьми стабильных и метастабильных интерметаллидов [15], наиболее перспективными из которых являются алюминиды, расположенные в богатой никелем части фазовой диаграммы, такие как γ' -Ni₃Al и β -NiAl (рис. 1) [3, 16, 17]. Твердые растворы β -NiAl имеют широкую область гомогенности (43–70 ат. % Ni при температуре 1400 °C), которая сужается до 45–60 ат. % Ni при комнатной температуре [3, 16]. В диапазоне высоких концентраций Ni охлаждение β -фазы

сопровождается образованием смеси β - и γ' -фаз, при этом зёрна фазы β -NiAl часто имеют разный химический состав. В кристаллах β -фазы с содержанием более 62,3 ат. % Ni протекает мартенситное превращение $B2 \rightarrow L1_0$, температура начала которого (M_s) изменяется согласно разным источникам от –200 до ~ 650 или 900 °C [17–19] в зависимости от концентрации Ni. Последующий нагрев сплавов с 62,5–68,0 ат. % Ni способствует выделению фазы Ni₅Al₃ или метастабильной фазы Ni₂Al [20–22].

Отметим, что покрытия подобного состава часто используются в качестве связующего слоя между основным материалом и керамическим теплозащитным покрытием (YSZ) [23]. Авторами работы [24] показано, что мартенситное превращение, происходящее в металлическом подслое, может являться причиной разрушения керамического покрытия из-за изменений объема при превращении β -фазы в мартенсит, которые могут вызывать деформацию. Таким образом, исследование структурно-фазового состояния, а также понимание структурных превращений являются приоритетными задачами при получении Ni-Al-покрытий, поскольку от этого будут зависеть как функциональные и механические, так и технологические свойства.

Цель настоящей работы: исследовать особенности мартенситной структуры Ni-Al-покрытий, полученных методом HV-APS. Для достижения цели решались следующие задачи:

- исследование структуры, формирующейся в покрытиях;
- изучение особенностей мартенситного строения в зависимости от размера зёрен;
- изучение поведения мартенситных пластин при столкновении с другими структурными составляющими;
- исследование влияния температуры нагрева на структуру полученных покрытий.

Методика экспериментального исследования

В качестве объекта исследований выступали покрытия толщиной 500...600 мкм из порошка ПН85Ю15 (75 ат. % Ni и 25 ат. % Al) крупностью 40...100 мкм, нанесенные на диски из стали 20 диаметром 20 мм и толщиной 8 мм. Для нанесения покрытий использовали установку плаз-

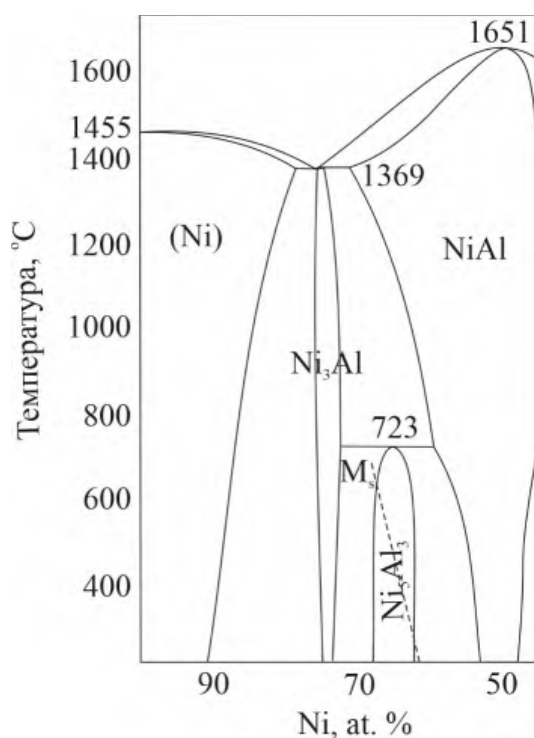


Рис. 1. Часть диаграммы состояния Ni-Al

Fig. 1. Part of Ni-Al phase diagram

менного напыления «Термоплазма 50» (ИТПМ СО РАН), оснащенную плазмотроном HV-APS. Сверхзвуковой режим напыления с использованием воздуха в качестве рабочего газа обеспечивает скорость напыляемых частиц на уровне 500 м/с и выше. Для напыления Ni-Al-порошка в сверхзвуковом режиме ранее нами были подобраны оптимальные режимы [25].

Для анализа структурного состояния покрытий использовали растровый электронный микроскоп (РЭМ) Carl Zeiss EVO50 XVP с микроанализатором EDS X-Act и просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) FEI Tecnai G2 20 TWIN. Образцами для РЭМ служили поперечные шлифы покрытий, для ПЭМ – фольги, вырезанные из середины покрытий.

Для исследования структурных превращений, происходящих при нагреве, HV-APS-покрытия Ni-Al выдерживали в печи в течение одного часа при температурах 300, 400, 500 и 600 °С и охлаждали на воздухе.

Результаты и их обсуждение

Ранее нами было показано, что для HV-APS-покрытий характерно наличие нескольких зон, отличающихся строением [25]. На рис. 2 представлены РЭМ-изображение и схема микрострук-

туры HV-APS-покрытия в исходном состоянии. Химический состав всех участков определяли при помощи микрорентгеноспектрального анализа. Согласно полученным данным, встречаются частицы, центральная часть которых представляет собой интерметаллид β -NiAl (участок 1 на рис. 2), окруженный однофазной оболочкой из фазы β -NiAl, обогащенной Ni (далее – фаза Ni_xAl_{1-x}) (участок 2 на рис. 2). Участок 3 на рис. 2 имеет дендритное строение: химический состав дендритов совпадает с составом оболочки (2), а химический состав междендритного пространства соответствует фазе γ' -Ni₃Al. Тонкая структура этих участков подробно рассматривалась нами в работе [25]. Отметим, что частицы с подобным строением встречаются нечасто: преобладающими являются частицы, охлаждение которых привело к формированию двухфазных участков, состоящих из зёрен Ni_xAl_{1-x} и γ' -Ni₃Al (участок 4 на рис. 2).

ПЭМ-изображения участка 4 приведены на рис. 3. Видно, что зёрна Ni_xAl_{1-x} испытывают сдвиговое превращение мартенситного типа, при котором высокотемпературная структура B2 переходит в низкотемпературную L1₀, тогда как зёрна γ' -Ni₃Al никаких изменений не претерпевают. Кроме двухфазных областей встречаются также однофазные участки, состоящие только

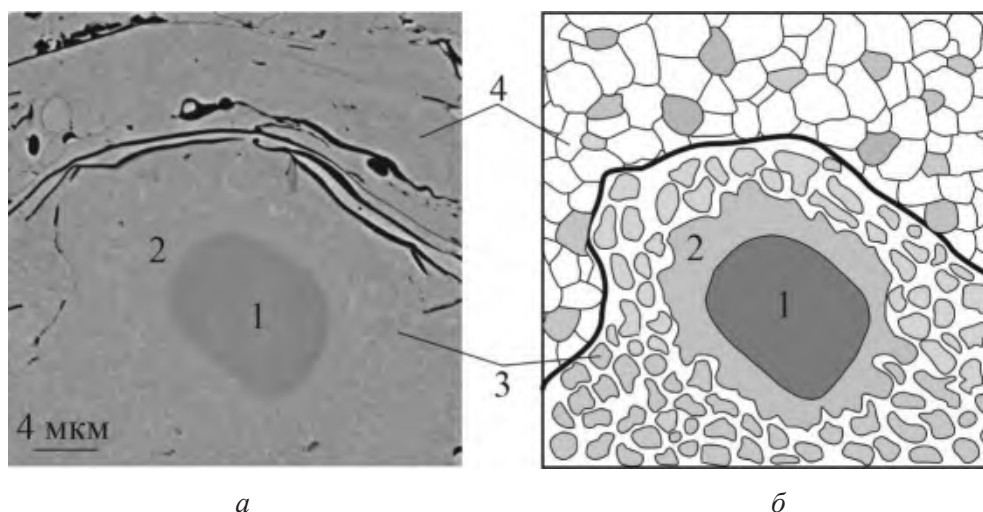


Рис. 2. РЭМ-изображение (а) и схема (б) HV-APS-покрытий:

1 – фаза β -NiAl; 2 – оболочка Ni_xAl_{1-x} ; 3 – участок с дендритным строением: дендриты (Ni_xAl_{1-x}), междендритное пространство (фаза γ' -Ni₃Al); 4 – участок с зёрненным строением: зёрна фазы Ni_xAl_{1-x} и фазы Ni₃Al

Fig. 2. Backscatter electron image (a) and scheme (b) of HV-APS coatings:

1 – β -NiAl phase; 2 – layer of Ni_xAl_{1-x} ; 3 – area with dendritic structure: Ni_xAl_{1-x} dendrites, interdendritic region (γ' -Ni₃Al phase); 4 – area with grain structure: both Ni_xAl_{1-x} and Ni₃Al grains

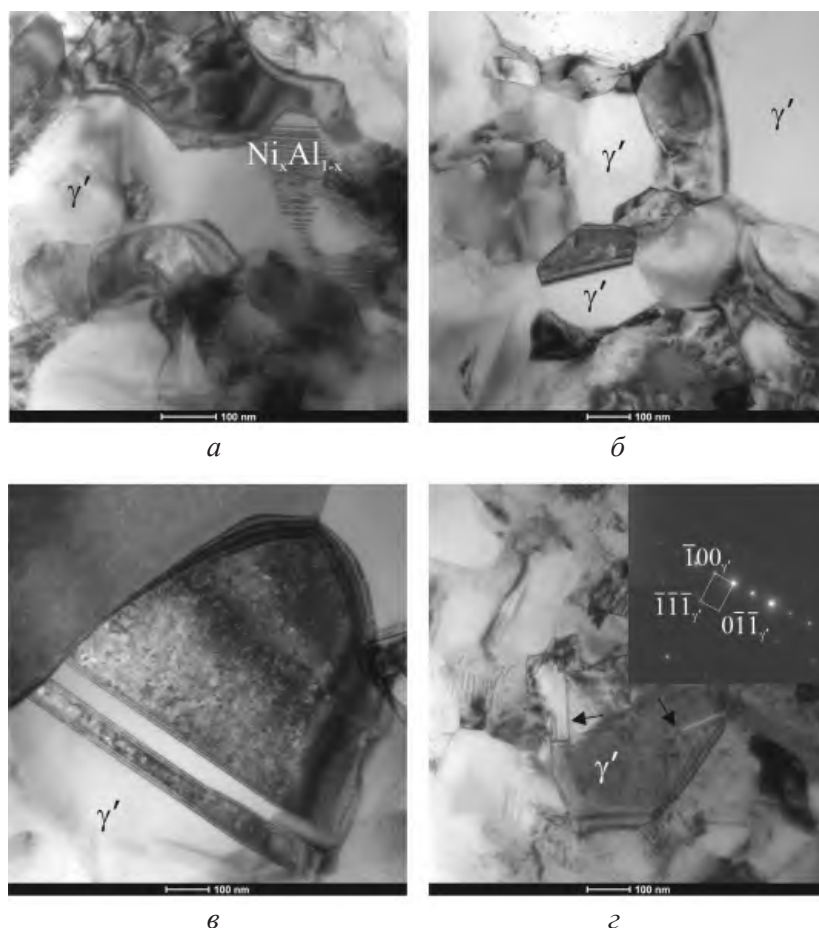


Рис. 3. ПЭМ-изображения HV-APS покрытий:

a – двухфазная область $Ni_xAl_{1-x} + \gamma'-Ni_3Al$; *б* – однофазная область $\gamma'-Ni_3Al$; *в* – двойники в $\gamma'-Ni_3Al$; *г* – дефекты упаковки в $\gamma'-Ni_3Al$ и микродифракция

Fig. 3. Bright field TEM images of HV-APS coatings:

a – two-phase area of $Ni_xAl_{1-x} + \gamma'-Ni_3Al$; *б* – one-phase area of $\gamma'-Ni_3Al$; *в* – twins in $\gamma'-Ni_3Al$; *г* – stacking faults in $\gamma'-Ni_3Al$ with diffraction pattern

из зёрен фазы $\gamma'-Ni_3Al$ (рис. 3, б). Форма зёрен на участках 4 неравноосная, что характерно для материала, охлажденного в неравновесных условиях. Размеры зёрен обычно не превышают 500 нм, хотя иногда образуются зёрна $\gamma'-Ni_3Al$ большего размера, в которых наблюдаются двойники деформации (рис. 3, в) и дефекты упаковки (рис. 3, г).

Мартенсит в HV-APS-покрытиях является пластинчатым (рис. 4), но в зависимости от размера зёрен, в которых происходит превращение, выглядит он по-разному. Например, мартенсит, образовавшийся в крупных зёрнах Ni_xAl_{1-x} , состоит из пластин, находящихся по отношению друг к другу в двойникованной ориентации (рис. 4, а). Расстояние между микродвойниками колеблется в диапазоне от 0,5 нм (рис. 4, б) до нескольких нанометров (рис. 4, а). Границы раз-

дела мартенсит-мартенсит могут быть расположены как внутри бывшего Ni_xAl_{1-x} -зерна, так и за его пределами (рис. 4, в). В отличие от крупных зёрен (размерами более 500 нм) мелкие зёрна полностью трансформируются в одну пластину микродвойникования (рис. 4, г). Иногда попадаются мартенситные зёрна, в которых даже с применением темного поля не удастся зафиксировать микродвойники в попарно параллельных пластинах, и эти пластины кажутся монокристаллами (рис. 5). Согласно данным локального химического анализа, соседние пластины имеют разный химический состав. Содержание Ni в пластинах с микродвойниками (пластины типа 1) составляет 77,4 ат. %, что соответствует фазе Ni_xAl_{1-x} , а в пластинах без микродвойников (пластины типа 2) количество Ni 52,5 ат. %, что соответствует β -фазе.

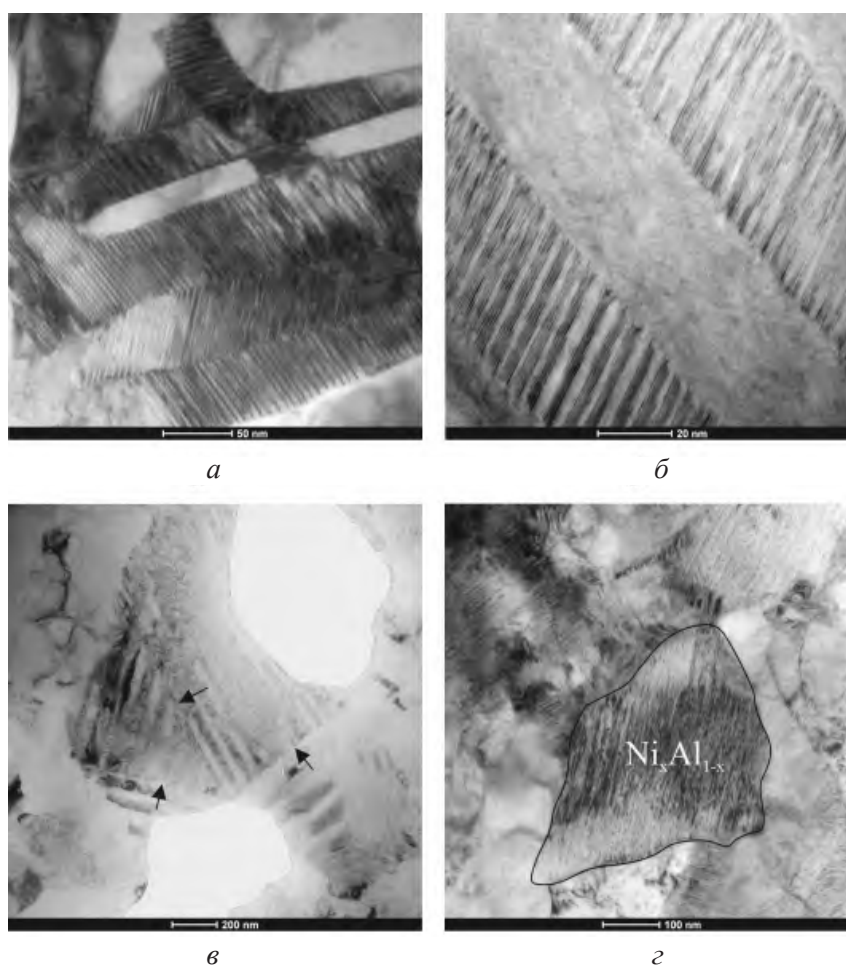


Рис. 4. ПЭМ-изображения мартенсита:

a, б, в – пластинчатый мартенсит в крупных зёрнах Ni_xAl_{1-x} ; *г* – пластинчатый мартенсит в мелких зёрнах Ni_xAl_{1-x}

Fig. 4. Bright field TEM images of martensite:

a, б, в – lamellar martensite in coarse grains of Ni_xAl_{1-x} ; *г* – lamellar martensite in fine grains of Ni_xAl_{1-x}

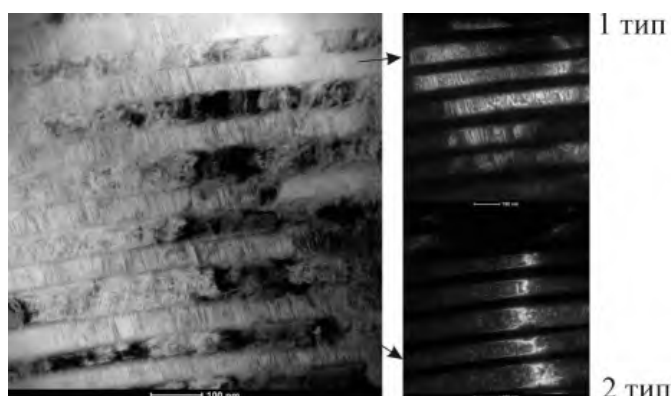


Рис. 5. ПЭМ-изображение мартенсита с пластинами разного строения:

a – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение

Fig. 5. TEM image of martensite with different types of plates:

a – bright field image; *б* – dark field image

Пластины мартенсита могут вести себя по-разному при столкновении друг с другом или с другими фазами. Так, при столкновении отдельных тонких пластин, растущих в разном направлении, их рост часто не останавливается: они проходят сквозь друг друга и перестраивается только область их пересечения (рис. 4, *a*). На рис. 6, *a, б* видно, что при столкновении мартенситной пластины с зерном γ' - Ni_3Al она не проникает в него, а продолжает трансформироваться, хотя на рис. 6, *в* показаны мартенситные пластины, которые словно проросли внутрь зерна γ' - Ni_3Al . Скорее всего, в этом случае первыми появились пластины Ni_xAl_{1-x} , вокруг которых позже сформировалась фаза γ' - Ni_3Al . Некоторые пластины меняют направление своего роста, отклоняясь при встрече с препятствием в сторону

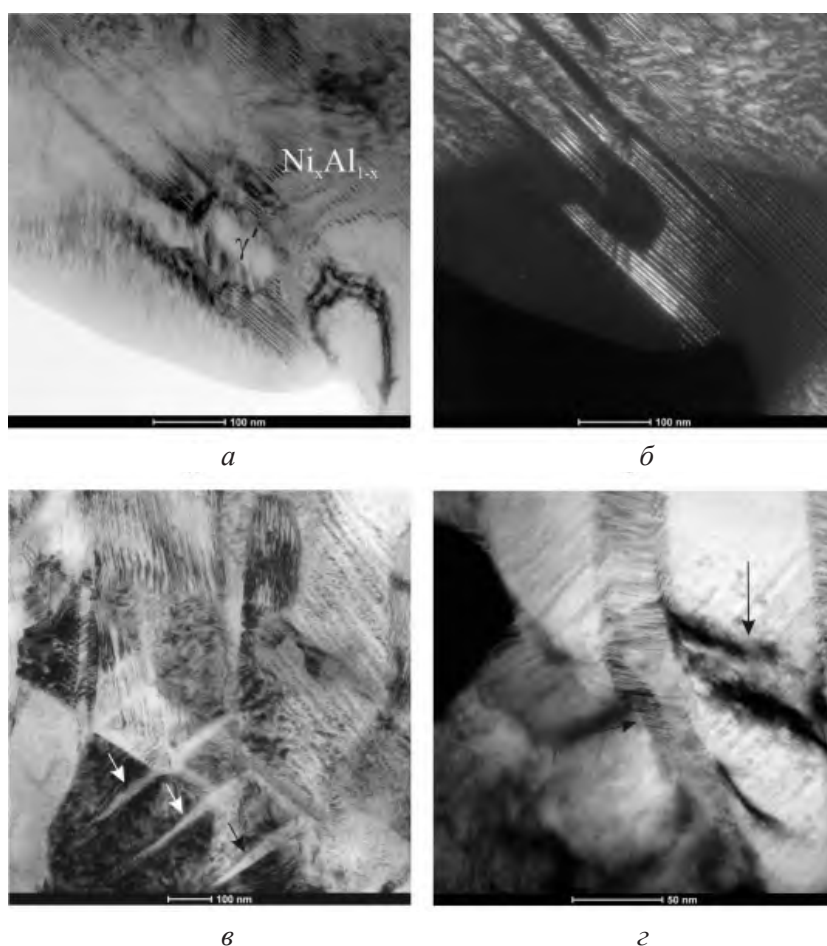


Рис. 6. Взаимодействие кристаллов мартенсита с другими фазами:
 а, б – столкновение пластины мартенсита с зерном γ' - Ni_3Al ; в – прорастание пластин мартенсита в соседнее зерно; г – деформация мартенситной пластины; а, в, г – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение

Fig. 6. Interaction of martensite with other phases:

а, б – collision of martensite plate with grain γ' - Ni_3Al ; в – growth of martensite plates into grain; г – martensite plate deformation; а, в, г – bright field; б – dark field

(рис. 6, г). На участках вблизи изогнутых пластин происходит деформация и возникают упругие искажения, контраст от которых виден рядом с изгибом.

Выше было показано, что температура мартенситного превращения в сплавах Ni-Al определяется химическим составом материала. Последующий нагрев исследуемого материала до температур 400...600 °C позволил проследить за структурными изменениями покрытий (более низкие температуры нагрева не показали каких-либо заметных изменений). На рис. 7 приведены ПЭМ-изображения микроструктуры HV-APS-покрытий после отпуска при 400 и 500 °C. Структурные исследования показали, что при нагреве до 400 °C наблюдается начало обрат-

ного перехода L1_0 мартенсита в структуру B2 с выделением вторичной фазы в виде удлинённых дисков по границам микродвойников (рис. 7, а). В отдельных случаях только часть мартенситной пластины претерпевает превращение, что объясняется различием химического состава в пределах одного кристалла. Повышение температуры до 500 °C приводит к дальнейшему распаду мартенситных пластин и росту уже выделившейся вторичной фазы (рис. 7, б). В зёрнах, где мартенсит превратился полностью, видно, что вторичная фаза ориентирована в одном направлении. Образование вторичной фазы характерно только для зёрен $\text{Ni}_x\text{Al}_{1-x}$ и отсутствует в зёрнах фазы γ' - Ni_3Al (рис. 7, в) и пластинах β -NiAl (рис. 7, г). Внутреннее строение пластин β -NiAl характери-

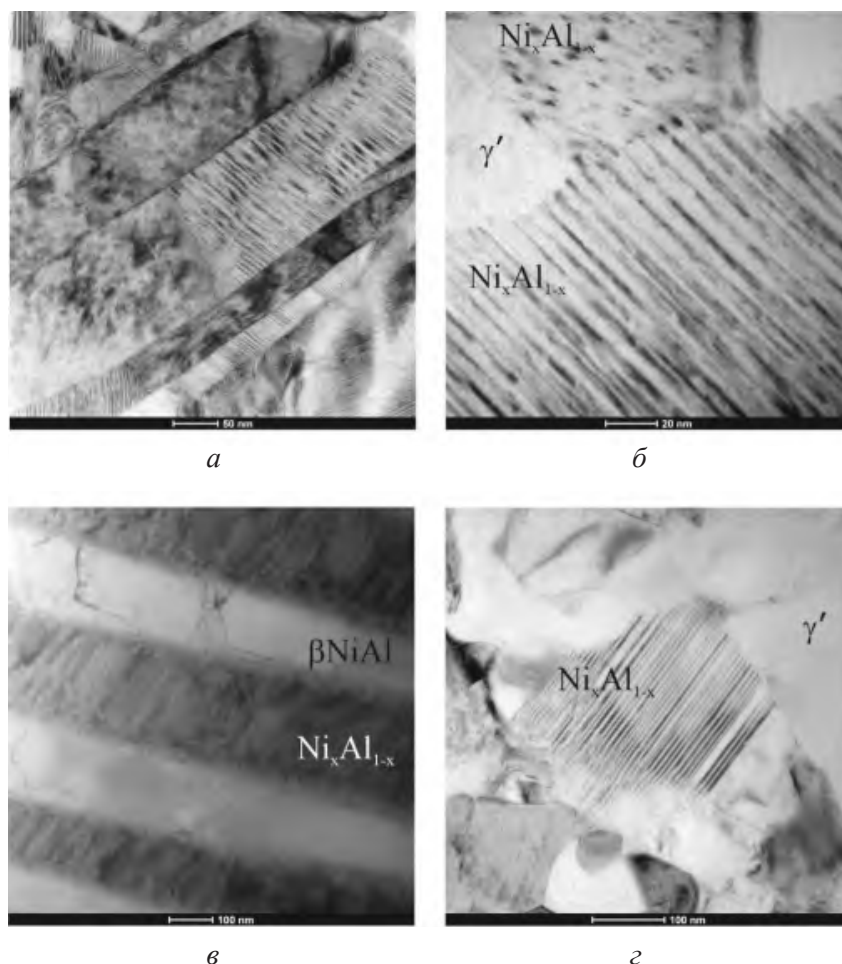


Рис. 7. ПЭМ-изображения структуры покрытий после нагрева до 400 (а, в, з) и 500 °С (б)

Fig. 7. Bright field images of coating structure after heating 400 (а, в, з) and 500 °С (б)

зуется относительно равномерным распределением дислокаций. Можно отметить, что нагрев до указанных температур не приводит к каким-либо заметным структурным изменениям в небольших зёрнах фазы Ni_xAl_{1-x} (рис. 7, з).

После отпуска при 600 °С в двухфазных областях наблюдается значительное увеличение ширины межзёренных границ (рис. 8, а, б). Форма зёрен $\gamma'-Ni_3Al$ и Ni_xAl_{1-x} приближается к равноосной, что свидетельствует о протекании рекристаллизационных процессов. Увеличения размера вторичной фазы с повышением температуры не наблюдается. В структуре также встречаются кристаллы мартенсита, в которых полностью прошло превращение $L1_0 \rightarrow B2$. Светлопольное и темнопольное изображения бывших мартенситных пластин представлены на рис. 8, в, г. Темнопольный анализ подтверждает наличие вторичной фазы в бывших мартенсит-

ных пластинах, химический состав которых соответствует фазе Ni_xAl_{1-x} (рис. 8, з). Полностью превращенные пластины отделены друг от друга малоугловыми границами.

Выводы

1. В HV-APS-покрытиях наблюдалось два типа частиц: с дендритным и зёренным строением. В центре частиц с дендритным строением формировалась фаза $\beta-NiAl$, окруженная однофазной оболочкой из фазы Ni_xAl_{1-x} , а также слоем дендритов (Ni_xAl_{1-x}) и междендритного пространства ($\gamma'-Ni_3Al$). Большую часть покрытий представляли частицы с зёренным строением (зёрна Ni_xAl_{1-x} и $\gamma'-Ni_3Al$).

2. При охлаждении частиц только зёрна Ni_xAl_{1-x} испытывали мартенситное превращение. В крупных зёрнах (размерами более 500 нм)

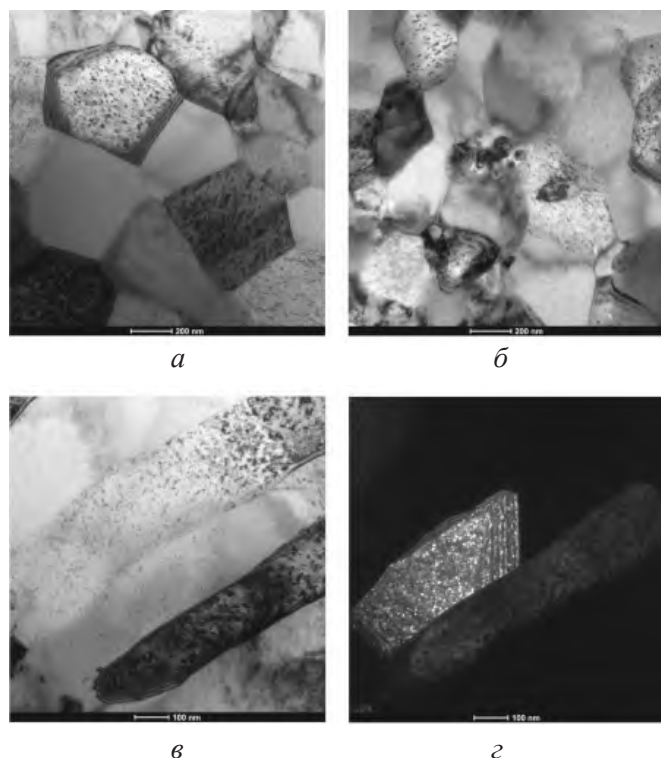


Рис. 8. ПЭМ-изображения покрытий после нагрева до 600 °С:

a, б – двухфазная область; *в, г* – бывшие пластины мартенсита; *a, б, в* – светлопольное изображение; *г* – темнопольное изображение

Fig. 8. TEM images of coating structure after heating 600 °C:

a, б – two-phase area; *в, г* – prior martensite plates; *a, б, в* – bright field; *г* – dark field

мартенсит состоит из пластин, находящихся по отношению друг к другу в двойникованной ориентации, тогда как мелкие зёрна полностью трансформировались в одну пластину микродвойникования. Кроме того, в покрытиях встречались зёрна, в которых чередовались пластины мартенсита и β -фазы.

3. Поведение мартенситных пластин при столкновении отличается. Тонкие пластины при столкновении проходят сквозь друг друга: перестраивается только область их пересечения. При столкновении мартенситной пластины с уже образовавшимся зерном γ' -Ni₃Al пластина продолжает трансформироваться без проникновения; если же первыми образовались мартенситные пластины, то фаза γ' -Ni₃Al формируется вокруг них. Тонкие пластины при столкновении с препятствием могут отклоняться при встрече.

4. При нагреве до 400 °С в крупных зёрнах Ni_xAl_{1-x} наблюдается начало обратного перехода

да L1₀ мартенсита в структуру B2 с выделением вторичной фазы вдоль микродвойников. В небольших зёрнах фазы Ni_xAl_{1-x}, зёрнах γ' -Ni₃Al и пластинах β -NiAl изменений не наблюдается. После отпуска при 600 °С форма зёрен γ' -Ni₃Al и Ni_xAl_{1-x} приближается к равноосной, что свидетельствует о протекании рекристаллизационных процессов. В зёрнах Ni_xAl_{1-x} вторичная фаза ориентирована в одном направлении. Кристаллы мартенсита в крупных зёрнах полностью превратились в B2-структуру, хотя сохранили свою ориентацию.

Список литературы

1. Bochenek K., Basista M. Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications // Progress in Aerospace Sciences. – 2015. – Vol. 79. – P. 136–146. – DOI: 10.1016/j.paerosci.2015.09.003.
2. Microstructure of NiAl-Ta-Cr in situ alloyed by induction-assisted laser-based directed energy deposition / M. Müller, S. Enghardt, M. Kuczyk, M. Riede, E. López, F. Brueckner, A. Marquardt, C. Leyens // Materials & Design. – 2024. – Vol. 238. – P. 112667. – DOI: 10.1016/j.matdes.2024.112667.
3. Composition-dependent interdiffusion coefficient, reduced elastic modulus and hardness in γ -, γ' - and β -phases in the Ni-Al system / L. Zhou, A. Mehta, K. Cho, Y. Sohn // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 727. – P. 153–162. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.07.256.
4. Darolia R. Ductility and fracture toughness issues related to implementation of NiAl for gas turbine applications // Intermetallics. – 2000. – Vol. 8 (9–11). – P. 1321–1327. – DOI: 10.1016/S0966-9795(00)00081-9.
5. Formation of multiply twinned martensite plates in rapidly solidified Ni₃Al-based superalloys / Y. Li, C. Li, J. Wu, Y. Wu, Z. Ma, L. Yu, H. Li, Y. Liu // Materials Letters. – 2019. – Vol. 250. – P. 147–150. – DOI: 10.1016/j.matlet.2019.05.012.
6. Research status and progress of NiAl based alloys as high temperature structural materials / J. Wang, J. Qian, X. Zhang, Y. Wang // Rare Metals. – 2011. – Vol. 30. – P. 422–426. – DOI: 10.1007/s12598-011-0317-2.
7. High temperature corrosion and wear behavior of HVOF-sprayed coating of Al₂O₃-NiAl on AISI 304 stainless steel / N. Abuwarda, A.J. Lopez, M.D. Lopez, M.V. Utrilla // Surface and Coating Technology. – 2019. – Vol. 359. – P. 35–46. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.047.
8. Experimental investigations on the chlorine-induced corrosion of HVOF thermal sprayed Stellite-6 and NiAl coatings with fluidised bed biomass/anthracite

- combustion systems / H. Chi, M.A. Pans, M. Bai, C. Sun, T. Hussain, W. Sun, Y. Yao, J. Lyu, H. Liu // *Fuel*. – 2021. – Vol. 288. – P. 119607. – DOI: 10.1016/j.fuel.2020.119607.
9. *Sadeghimeresht E., Markocsan N., Nylén P.* A comparative study on Ni-based coatings prepared by HVOF, HVOF, and APS methods for corrosion protection applications // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2016. – Vol. 25. – P. 1604–1616. – DOI: 10.1007/s11666-016-0474-9.
10. *Sadeghimeresht E., Markocsan N., Nylén P.* Microstructural and electrochemical characterization of Ni-based bi-layer coatings produced by the HVOF process // *Surface and Coating Technology*. – 2016. – Vol. 304. – P. 606–619. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.07.080.
11. Effect of isothermal treatment on Ni₃Al coatings deposited by air plasma spraying system / K. Mehmod, M.A. Rafiq, Y.A. Durrani, A.N. Khan // *Archives of Metallurgy Materials*. – 2018. – Vol. 63. – P. 277–283. – DOI: 10.24425/118938.
12. Study on the oxidation resistance mechanism of self-healable NiAl coating deposited by atmospheric plasma spraying / L. Zhang, D. Wang, X.-J. Liao, R. Chen, X.-T. Luo, C.-J. Li // *npj Materials Degradation*. – 2023. – Vol. 7. – P. 62. – DOI: 10.1038/s41529-023-00383-0.
13. Microstructure and wear of thermal sprayed composite NiAl-based coatings / O. Poliarus, J. Morgiel, O. Umanskyi, M. Pomorska, P. Bobrowski, M.J. Szczerba, O. Kostenko // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. – 2019. – Vol. 19. – P. 1095–1103. – DOI: 10.1016/j.acme.2019.06.002.
14. Microstructure and corrosion behavior of plasma-sprayed nanodiamond-reinforced NiAl nanocomposite coating / K.K. Mirche, K.K. Pandey, S.M. Pandey, A.K. Keshri // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2023. – Vol. 32. – P. 1299–1310. – DOI: 10.1007/s11666-023-01558-6.
15. *Saltykov P., Cornish L., Cacciamani G.* Al-Ni binary phase diagram evaluation // *MSI Eureka* / ed. by G. Effenberg. – MSI, 2004. – URL: https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_20_010238_01 (accessed: 21.08.2024).
16. *Косицин С.В., Косицына И.И.* Фазовые и структурные превращения в сплавах на основе моноалюминид никеля // *Успехи физики металлов*. – 2008. – Т. 9 (2). – С. 195–258. – DOI: 10.15407/ufm.09.02.195.
17. Nanoscale inhomogeneities in melt-spun Ni-Al / P.L. Potapov, P. Ochin, J. Pons, D. Schryvers // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48. – P. 3833–3845. – DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00188-9.
18. X-ray study of phase transformations in martensitic Ni-Al alloys / P.L. Potapov, S.Y. Song, V.A. Udovenko, S.D. Prokoshkin // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1997. – Vol. 28A. – P. 1133–1142. – DOI: 10.1007/s11661-997-0279-z.
19. Microstructures and interfaces in Ni-Al martensite: comparing HRTEM observations with continuum theories / D. Schryvers, P. Boullay, P.L. Potapov, R.V. Kohn, J.M. Ball // *International Journal of Solids and Structures*. – 2002. – Vol. 39. – P. 3543–3554. – DOI: 10.1016/S0020-7683(02)00167-1.
20. *Kim S.H., Oh M.H., Wee D.M.* Effects of ternary additions on the thermoelastic martensitic transformation of NiAl // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2003. – Vol. 34A. – P. 2089–2095. – DOI: 10.1007/s11661-003-0273-z.
21. Electron microscopy study of the formation of Ni₅Al₃ in a Ni_{62.5}Al_{37.5} B2 alloy. I. Precipitation and growth / D. Schryvers, Y. Ma, L. Toth, L. Tanner // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1995. – Vol. 43 (11). – P. 4045–4056.
22. *Schryvers D., Ma Y.* The growth of Ni₅Al₃ in L1₀ martensite studied by in situ transmission electron microscopy and high resolution electron microscopy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 1995. – Vol. 221. – P. 227–234. – DOI: 10.1016/0925-8388(94)01467-1.
23. Microstructure evolution of an EB-PVD NiAl coating and its underlying single crystal superalloy substrate / X. Gong, H. Peng, Y. Ma, H. Guo, S. Gong // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 672. – P. 36–44. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.02.115.
24. Characterization and modeling of a martensitic transformation in a platinum modified diffusion aluminate bond coat for thermal barrier coatings / M.W. Chen, M.L. Glynn, R.T. Ott, T.C. Hufnagel, K.J. Hemker // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – P. 4279–4294. – DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00255-6.
25. Microstructure and properties of Ni-Al coatings obtained by conventional and high-velocity atmospheric plasma spraying / E. Kornienko, I. Gulyaev, A. Smirnov, A. Nikulina, A. Ructuev, V. Kuzmin, A. Tuezov // *Results in Surfaces and Interfaces*. – 2022. – Vol. 6. – P. 100038. – DOI: 10.1016/j.rsurfi.2022.100038.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 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

Fine structure features of Ni-Al coatings obtained by high velocity atmospheric plasma spraying

*Elena Kornienko^{1, a, *}, Igor Gulyaev^{2, b}, Alexandr Smirnov^{1, c}, Natalya Plotnikova^{1, d}, Viktor Kuzmin^{2, e}, Valeriy Golovakhin^{1, f}, Alexandr Tambovtsev^{2, g}, Pavel Tyryshkin^{2, h}, Dmitry Sergachev^{2, i}*

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

^a <https://orcid.org/0000-0002-5874-5422>, e.kornienko@corp.nstu.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-5186-6793>, gulyaev@itam.nsc.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-3746-8793>, micros20t@mail.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0002-8005-1128>, n.plotnikova@corp.nstu.ru;

^e <https://orcid.org/0000-0002-9951-7821>, vikuzmin57@mail.ru; ^f <https://orcid.org/0000-0003-3396-8491>, golovaxin-valera@mail.ru;

^g <https://orcid.org/0000-0003-1635-9352>, alsetams@gmail.com; ^h <https://orcid.org/0009-0009-8125-6772>, pavel199730@gmail.com;

ⁱ <https://orcid.org/0000-0003-2469-5946>, dsergachev@itam.nsc.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 June 2024

Revised: 14 July 2024

Accepted: 07 August 2024

Available online: 15 September 2024

Keywords:

High velocity atmospheric plasma spraying
Coating
Ni-Al
HV-APS

Funding

The work was carried out within the framework of the state assignment of ITAM SB RAS.

Acknowledgements

The research was carried out on the equipment of the Collective Use Center "Structure, Mechanical and Physical Properties of Materials".

ABSTRACT

Introduction. Development of *Ni-Al* intermetallic compounds is one of the priority directions of modern machine building. Due to such characteristics as high heat resistance, high temperature strength, and low density, nickel aluminides are used as functional coatings in the aerospace industry. The main methods of *Ni-Al* coating surfacing are High-Velocity Oxygen-Fuel and High-Velocity Air-Fuel spraying (*HVOF* and *HVAF*), atmospheric plasma spraying (*APS*) and its modification such as High-Velocity Atmospheric Plasma spraying (*HV-APS*) which provides non-equilibrium cooling conditions. Since there are eight different intermetallic compounds, as well as martensite transformation, *Ni-Al* coatings is quite interesting to study. **The work purpose** is to study the features of the martensitic structure in *HV-APS* coatings, and also to establish the effect of heating temperature on its decomposition. **Materials and methods.** *Ni-Al* coatings were surfaced onto a low-carbon steel substrate using the *HV-APS* method. Studies of the fine structure of the coatings were carried out using transmission electron microscopy (*TEM*). In addition, the influence heating temperature on structural transformations of the coatings was analyzed. **Results and discussion.** Two types of particles are formed in *HV-APS* coatings: with a dendritic and granular structure. The most part of *HV-APS* coatings consists of particles with a two-phase grain structure (Ni_xAl_{1-x} and $\gamma'-Ni_3Al$ grains). Only Ni_xAl_{1-x} grains undergo martensitic transformation at cooling. Martensite in large grains (sizes greater than 500 nm) has a lamellar structure, while small grains are completely transformed into one martensite plate. In addition, the coatings contain grains in which martensite plates (Ni_xAl_{1-x}) and β -phases alternated. It is shown the behavior of martensitic plates at colliding with each other, as well as with the $\gamma'-Ni_3Al$ grain. Heating up to 400 °C contribute the begins of martensite decomposition in individual grains with the release of a secondary phase; after heating up to 600 °C all martensite dissolves.

For citation: Kornienko E.E., Gulyaev I.P., Smirnov A.I., Plotnikova N.V., Kuzmin V.I., Golovakhin V., Tambovtsev A.S., Tyryshkin P.A., Sergachev D.V. Fine structure features of Ni-Al coatings obtained by high velocity atmospheric plasma spraying. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 286–297. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.3-286-297. (In Russian).

* Corresponding author

Kornienko Elena E., Ph.D. (Engineering), Associate Professor
 Novosibirsk State Technical University,
 20 Prospekt K. Marksa,
 630073, Novosibirsk, Russian Federation
Tel.: +7 383 346-53-59, **e-mail:** e.kornienko@corp.nstu.ru

References

1. Bochenek K., Basista M. Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications. *Progress in Aerospace Sciences*, 2015, vol. 79, pp. 136–146. DOI: 10.1016/j.paerosci.2015.09.003.
2. Müller M., Enghardt S., Kuczyk M., Riede M., López E., Brueckner F., Marquardt A., Leyens C. Microstructure of NiAl-Ta-Cr in situ alloyed by induction-assisted laser-based directed energy deposition. *Materials & Design*, 2024, vol. 238, p. 112667. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.112667.
3. Zhou L., Mehta A., Cho K., Sohn Y. Composition-dependent interdiffusion coefficient, reduced elastic modulus and hardness in γ -, γ' - and β -phases in the Ni-Al system. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 727, pp. 153–162. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.07.256.
4. Darolia R. Ductility and fracture toughness issues related to implementation of NiAl for gas turbine applications. *Intermetallics*, 2000, vol. 8 (9–11), pp. 1321–1327. DOI: 10.1016/S0966-9795(00)00081-9.
5. Li Y., Li C., Wu J., Wu Y., Ma Z., Yu L., Li H., Liu Y. Formation of multiply twinned martensite plates in rapidly solidified Ni₃Al-based superalloys. *Materials Letters*, 2019, vol. 250, pp. 147–150. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.05.012.
6. Wang J., Qian J., Zhang X., Wang Y. Research status and progress of NiAl based alloys as high temperature structural materials. *Rare Metals*, 2011, vol. 30, pp. 422–426. DOI: 10.1007/s12598-011-0317-2.
7. Abuwarda N., Lopez A.J., Lopez M.D., Utrilla M.V. High temperature corrosion and wear behavior of HVOF-sprayed coating of Al₂O₃-NiAl on AISI 304 stainless steel. *Surface and Coating Technology*, 2019, vol. 359, pp. 35–46. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.12.047.
8. Chi H., Pans M.A., Bai M., Sun C., Hussain T., Sun W., Yao Y., Lyu J., Liu H. Experimental investigations on the chlorine-induced corrosion of HVOF thermal sprayed Stellite-6 and NiAl coatings with fluidised bed biomass/anthracite combustion systems. *Fuel*, 2021, vol. 288, p. 119607. DOI: 10.1016/j.fuel.2020.119607.
9. Sadeghimeresht E., Markocsan N., Nylén P. A comparative study on Ni-based coatings prepared by HVOF, HVOF, and APS methods for corrosion protection applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2016, vol. 25, pp. 1604–1616. DOI: 10.1007/s11666-016-0474-9.
10. Sadeghimeresht E., Markocsan N., Nylén P. Microstructural and electrochemical characterization of Ni-based bi-layer coatings produced by the HVOF process. *Surface and Coating Technology*, 2016, vol. 304, pp. 606–619. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.07.080.
11. Mehmood K., Rafiq M.A., Durrani Y.A., Khan A.N. Effect of isothermal treatment on Ni₃Al coatings deposited by air plasma spraying system. *Archives of Metallurgy Materials*, 2018, vol. 63, pp. 277–283. DOI: 10.24425/118938.
12. Zhang L., Wang D., Liao X.-J., Chen R., Luo X.-T., Li C.-J. Study on the oxidation resistance mechanism of self-healable NiAl coating deposited by atmospheric plasma spraying. *Materials Degradation*, 2023, vol. 7, p. 62. DOI: 10.1038/s41529-023-00383-0.
13. Poliarus O., Morgiel J., Umanskyi O., Pomorska M., Bobrowski P., Szczerba M.J., Kostenko O. Microstructure and wear of thermal sprayed composite NiAl-based coatings. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2019, vol. 19, pp. 1095–1103. DOI: 10.1016/j.acme.2019.06.002.
14. Mirche K.K., Pandey K.K., Pandey S.M., Keshri A.K. Microstructure and corrosion behavior of plasma-sprayed nanodiamond-reinforced NiAl nanocomposite coating. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2023, vol. 32, pp. 1299–1310. DOI: 10.1007/s11666-023-01558-6.
15. Saltykov P., Cornish L., Cacciamani G. Al-Ni binary phase diagram evaluation. *MSI Eureka*. Ed. by G. Effenberg. MSI, 2004. Available at: https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_20_010238_01 (accessed 21.08.2024).
16. Kositsyn S.V., Kositsyna I.I. Fazovye i strukturnye prevrashcheniya v splavakh na osnove monoaluminida nikelya [Phase and structural transformations in the alloys based on monoaluminide of nickel]. *Uspekhi fiziki metallov = Progress in Physics of Metals*, 2008, vol. 9 (2), pp. 195–258. DOI: 10.15407/ufm.09.02.195.
17. Potapov P.L., Ochinnikov P., Pons J., Schryvers D. Nanoscale inhomogeneities in melt-spun Ni-Al. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, pp. 3833–3845. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00188-9.
18. Potapov P.L., Song S.Y., Udovenko V.A., Prokoshkin S.D. X-ray study of phase transformations in martensitic Ni-Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1997, vol. 28A, pp. 1133–1142. DOI: 10.1007/s11661-997-0279-z.
19. Schryvers D., Boullay P., Potapov P.L., Kohn R.V., Ball J.M. Microstructures and interfaces in Ni-Al martensite: comparing HRTEM observations with continuum theories. *International Journal of Solids and Structures*, 2002, vol. 39, pp. 3543–3554. DOI: 10.1016/S0020-7683(02)00167-1.

20. Kim S.H., Oh M.H., Wee D.M. Effects of ternary additions on the thermoelastic martensitic transformation of NiAl. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, vol. 34A, pp. 2089–2095. DOI: 10.1007/s11661-003-0273-z.
21. Schryvers D., Ma Y., Toth L., Tanner L. Electron microscopy study of the formation of Ni_5Al_3 in a $\text{Ni}_{62.5}\text{Al}_{37.5}$ B2 alloy. I. Precipitation and growth. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, vol. 43 (11), pp. 4045–4056.
22. Schryvers D., Ma Y. The growth of Ni_5Al_3 in L1_0 martensite studied by in situ transmission electron microscopy and high resolution electron microscopy. *Journal of Alloys and Compounds*, 1995, vol. 221, pp. 227–234. DOI: 10.1016/0925-8388(94)01467-1.
23. Gong X., Peng H., Ma Y., Guo H., Gong S. Microstructure evolution of an EB-PVD NiAl coating and its underlying single crystal superalloy substrate. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 672, pp. 36–44. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.02.115.
24. Chen M.W., Glynn M.L., Ott R.T., Hufnagel T.C., Hemker K.J. Characterization and modeling of a martensitic transformation in a platinum modified diffusion aluminide bond coat for thermal barrier coatings. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, pp. 4279–4294. DOI: 10.1016/S1359-6454(03)00255-6.
25. Kornienko E., Gulyaev I., Smirnov A., Nikulina A., Ructuev A., Kuzmin V., Tuezov A. Microstructure and properties of Ni-Al coatings obtained by conventional and high-velocity atmospheric plasma spraying. *Results in Surfaces and Interfaces*, 2022, vol. 6, p. 100038. DOI: 10.1016/j.rsurfi.2022.100038.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 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 завершенных научных исследований, объем основного текста работы должен составлять не менее 18–20 страниц машинописного текста через 1,5 интервала (учитывается тело статьи без списков литературы). В случае, когда работа заявляется как обзорная, объем должен быть увеличен до 30 стр. **Научная статья должна иметь структуру IMRAD (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):** • Введение (*Introduction*); • Методы / Методика исследований (*Methods*); • Результаты (*Results*); • Обсуждение (*Discussion*); • Заключение (*Conclusion*).

Как подать статью

Для того чтобы подать статью, **автор (все соавторы)** должен быть **зарегистрирован на сайте журнала** http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration. 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'а недопустим!**). При подкачке статей предпочтение отдавайте англоязычным источникам. **Кроме того, рекомендуется: при регистрации профиля в ORCID'е использовать латинский алфавит, а не кириллицу!!!**; указывать полное имя, а не сокращенное. Не путайте местами Имя (First name) и Фамилию (Last name). Если обнаружались такие ошибки, обязательно сделайте коррекцию своего профиля! После заполнения профиля необходимо обеспечить доступ к публичной информации.

Огромная просьба ко всем авторам – проверить и подкорректировать данные в своих профилях на платформах SCOPUS и WoS. Указать все свои цифровые идентификаторы (ЦИ) в профиле на сайте журнала. Внимание! При внесении соответствующего ЦИ, прежде чем сохранить введенные значения в профиле, необходимо посмотреть пример и кликнуть на рядом располагающуюся кнопку «Проверка профиля». Если введенные значения верны, то издательская система журнала откроет соответствующую страницу в интернете с вашими данными. Будьте внимательны, когда вводите РИНЦ AuthorID. Данный цифровой идентификатор нельзя путать с SPIN-кодом.

Внимание! РИНЦ AuthorID должен быть введен каждым автором в свой профиль на сайте журнала.

Научная статья должна иметь структуру **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results And Discussion*):

- название (*Title*);
- аннотация (*Abstract*);
- введение (*Introduction*);
- методы (*Methods*);
- результаты (*Results*);
- обсуждение (*Discussion*);
- заключение (*Conclusion*);
- благодарности, финансирование (*Acknowledgements / Funding*);
- список литературы (*References*).

АННОТАЦИЯ к статье должна быть информативной (не содержать общих слов); оригинальной; содержательной (отражать основное содержание статьи и результаты исследований); структурированной (следовать логике описания результатов в статье) (см. примеры в разделе «Правила оформления»). Аннотация должна включать следующие аспекты содержания статьи: обоснование, предмет, цель работы; метод или методологию проведения работы; результаты работы; область применения результатов; выводы.

В аннотации Вы должны выдержать структуру **IMRAD** и **четко указать в тексте (как для русской, так и для английской версии)** соответствующие разделы: **Introduction** (введение); **Methods** (методы); **Results and Discussion** (результаты и обсуждения) (см. пример).

Объем аннотации (реферата) на русском языке должен быть 200...250 слов. Объем аннотации/реферата на английском языке должен быть не менее 250 слов!

Пример структурированной аннотации

• На русском языке

Введение. Сварка оказывает большое влияние на работоспособность создаваемых конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур, вследствие снижения сопротивляемости зарождению и распространению трещин в зоне термического влияния и металла шва. Несмотря на существующее достаточно большое количество способов повышения надежности сварных соединений, некоторые из них сейчас полностью исчерпали свои возможности,

а другие не доведены до стадии широкого практического применения. Поэтому разработка необходимой специальной технологии сварки в условиях низких температур остается актуальной проблемой. **Цель работы:** изыскание путей повышения надежности сварных соединений металлоконструкций ответственного назначения при сварке в условиях низких температур. **В работе исследованы** сварные соединения стали 09Г2С, полученные сваркой на постоянном токе и в режиме импульсной низкочастотной модуляции тока в условиях положительных (+20 °С) и отрицательных (–45 °С) температур окружающего воздуха с применением трех новых марок сварочных электродов. **Методами исследования** являются механические испытания на статистическое растяжение и на ударный изгиб образцов сварных соединений, а также спектральный анализ химического состава и металлографические исследования металла шва. **Результаты и обсуждение.** Выявлено, что эксплуатационные показатели металлоконструкций зависят от выбора способа и температуры выполнения сварки, а также характеристик сварочного материала. Установлено, что для повышения значений ударной вязкости образцов, сваренных в условиях отрицательных температур методом адаптивной импульсно-дуговой сварки, требуется увеличение тепловложения относительно погонной энергии, реализуемой в процессе сварки образцов при положительной температуре. Подтвержден эффект измельчения структуры металла шва при использовании адаптивной импульсно-дуговой сварки покрытыми электродами, в том числе и в условиях отрицательной температуры окружающего воздуха (вплоть до –45 °С). Представленные результаты подтверждают перспективность развиваемого подхода, направленного на получение новых классов материалов и изделий из них, предназначенных для работы в условиях Севера и Арктики.

• На английском языке

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (–45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rat of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

ВВЕДЕНИЕ / Introduction

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа) (1,5–2 страницы). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей статье. В связи с этим в данном разделе следует представить достаточно информированный (с равномерно распределенными ссылками на источники) литературный обзор по состоянию обозначенной проблемы. В конце раздела «Введение» формулируются **цель работы и обозначаются задачи**, решение которых позволит достичь поставленной цели. Не нужно в данном разделе говорить о конкретном результате, поскольку в структуре статьи есть соответствующий раздел.

МЕТОДЫ (МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ) / Methods

Теория (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать 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 мето-

ды их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и т. д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ / *Results and Discussion*

Этот раздел содержит краткое описание полученных экспериментальных и/или теоретических данных. Изложение результатов должно заключаться в выявлении обнаруженных закономерностей, а не в механическом пересказе содержания таблиц и графиков. Результаты рекомендуется излагать в прошедшем времени. Обсуждение должно содержать интерпретацию полученных результатов исследования (соответствие результатов гипотезе исследования, обобщение результатов исследования, предложения по практическому применению, предложения по направлению будущих исследований).

Вышеперечисленные рекомендации актуальны также и для теоретической и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно для того, чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты без попытки выявить причинно-следственные связи, не украшает работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Однако оно ничего не доказывает. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Данный раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, показать перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата. Обязанностью автора является упорядочение данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

ВЫВОДЫ (ЗАКЛЮЧЕНИЕ) / *Conclusion*

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

Качество графического материала!

По требованиям журнала графики и диаграммы желательно готовить в векторных графических редакторах. Разрешение рисунков не ниже **600 dpi**. Под каждым рисунком должна находиться соответствующая 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!**

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-bis>).

Если статья имеет DOI – обязательно указать его! Если книга имеет ISBN – обязательно указать его!

Обратите внимание на правила оформления русскоязычных источников в **англоязычном блоке статьи** (в *References*).

Финансирование

Авторам необходимо указать источник(и) финансирования исследования (при наличии таковых, например, грант), используя, к примеру, следующее: «Исследование выполнено при финансовой поддержке (финансовом обеспечении) ...».

Выражение признательности

Предоставляется возможность выразить слова благодарности тем, чей вклад в исследование был недостаточен для признания их соавторами, но вместе с тем считается авторами значимым (консультации, техническая помощь, переводы и пр.).

Конфликт интересов

В этом разделе необходимо указать наличие так называемого конфликта интересов, т. е. условий и фактов, способных повлиять на результаты исследования (например, финансирование от заинтересованных лиц и компаний, их участие в обсуждении результатов исследования, написании рукописи и т. д.). При отсутствии таковых следует использовать следующую формулировку: «Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов» (соответственно в англоязычной части необходимо использовать следующую формулировку: «The author declare no conflict of interest»).

Общие рекомендации по набору текста представлены на сайте в разделе «Правила оформления» http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules.

Уважаемые Авторы, журнал «*Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)*» успешно прошел процедуру перерегистрации в РОСКОМНАДЗОРе и начиная с 2021 г. перешел на выпуск научного издания на двух языках. Первое – печатное (основное) – на русском языке с англоязычной частью; второе – в электронном формате (pdf) – полностью вся работа на английском языке. **После получения сообщения о принятии статьи к опубликованию в журнале «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» авторам необходимо предоставить качественный перевод своей статьи на английский язык** (машинный перевод не допускается!). Форматирование англоязычной версии работы выполнять согласно шаблону. **Внимание!** Англоязычный вариант статьи необходимо при-
слать на почту журнала (metal_working@mail.ru) в течение двух недель после принятия работы к печати!

*Редакция и редакционный совет журнала
«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)»*

EDITORIAL MATERIALS

Dear Authors, in view of the inclusion of the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” in the international databases of bibliographic description and scientific citation *Web of Science* and *Scopus*, the rules for formatting submitted manuscripts have been changed. The main goal of the changes is to make the main provisions and conclusions of the papers published in the journal accessible to a wide foreign audience that does not speak Russian. The English Abstract of the paper and the References used by the author(s) are now of particular importance, since References and not the text of the paper itself, are reflected in the *Scopus* and *Web of Science* systems. In terms of its content and informative value, the Abstract and References should draw the attention of foreign readers to the subject of the paper. Accordingly, it is in the interests of the author(s) to be scrupulous about the preparation of these blocks of the paper and ensure its highest possible quality.

The journal mainly publishes the results of **original** fundamental, applied and exploratory scientific research and postgraduate work. **Previously published scientific works are not accepted for consideration and publication!** Considerable attention is paid to the publication of review, problematic and discussion papers on topical issues of machine building and modern metallurgy and materials science. We are registered in the State commission for academic degrees and titles in the following scientific specialties: Technology and equipment for mechanical and physical-technical processing; Engineering technology; Welding, related processes and technologies; Machines, units and processes (by industry); Metallurgy and heat treatment of metals and alloys; Powder metallurgy and composite materials; Nanotechnologies and nanomaterials (by industry); Materials science (by industry). **The journal has the right to publish scientific papers within the specified specialties! The publication of papers is free.**

Due to the fact that the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” accepts original scientific papers in the *Full Paper* format – the standard format for completed scientific research, it is recommended to enlarge the main text of the work (the body of the paper is taken into account, without lists of references) – 18–20 typewritten pages, 1.5 spacing. In the case when the work is declared as an overview, the volume should be increased to 30 pages. **The scientific paper** should have the structure of **IMRAD** (**I**ntroduction, **M**ethods, **R**esults, **D**iscussion, **C**onclusion).

Paper submission

In order to submit a paper, the **author (all co-authors!)** should be [signed up for the journal website](#). The author (one of the co-authors) in his office selects the “Submit a paper” in the menu and enters all the necessary data. The author selects his/her co-authors from the list of registered users.

Important: The work should be received no later than 3 months before the official publication of the issue according to the schedule. In exceptional cases, in agreement with the editors of the journal, the deadline for submitting a paper to the next issue can be extended, but not more than two weeks.

Schedule of the journal publication during the year

<i>Issue</i>	<i>Publication (month, date)</i>
1	03/15
2	06/15
3	09/15
4	12/15

Before sending the manuscript to the editors, the authors are highly recommended to check their paper using the **Anti-plagiarism** system. The allowable percentage of text borrowing from other sources is 5–10 %.

The manuscript of the paper is prepared in accordance with the formatting rules in MS Word and is attached in *.doc, *.docx format.

The scanned license agreement with the signatures of the authors and the expert opinion (**color mode, resolution of at least 600 dpi**) should also be attached on the journal’s website in the “Submit Paper” section in *.pdf, *.jpg, *.jpeg formats.

At the end of all the work, be sure to click the “Send to the Editor” button.

Simultaneously with the article, the original expert opinion on the possibility of open publication of the article is sent to the postal address of the editorial office: 630073, Novosibirsk, Prospekt K. Marksa, Novosibirsk State Technical University (NSTU), bldg. 5, com. 137VTs, the deputy editor-in-chief Vadim Y. Skeebea.

When a manuscript is accepted for publication, an [author's license agreement](#) is additionally sent to the postal address of the editorial office.

All manuscripts are reviewed. There is no fee for publishing manuscripts.

Paper submission guidelines:

See the section "Paper Submission guidelines" (https://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/rules). Please read carefully all the points presented in these sections.

When formatting your work, it is recommended to use the template presented on the journal's website: https://journals.nstu.ru/files/2_4/file/Shablon_oformleniya_OM_2020.docx.

Authors affiliation

A list of authors should contain Full names. Names and Surnames of the author(s) should be written out. The full name of the organization for each of the authors, indicating the street, house number, city, postal code and country also should be written. For each of the authors, it is MANDATORY to indicate its unique identification code ORCID (Open Researcher and Contributor ID), RSCI AuthorID and e-mail. If there is no ORCID, then it is necessary to follow the link <https://orcid.org/> and register in the system. After registration, you need to edit your personal data and the list of publications.

After registering ORCID, you need to EDIT YOUR PERSONAL DATA AND THE LIST OF PUBLICATIONS IN THIS PROFILE ("**an empty**" ORCID profile is not allowed!). When uploading papers, give preference to English-language sources. **It is also recommended: when registering a profile in ORCID, use the Latin alphabet, not Cyrillic!**; indicate the full name, not the abbreviation. Do not confuse First name and Last name. If such errors are found, be sure to correct your profile! After filling out the profile, it is necessary to provide access to public information.

A **huge request to all authors** is also to check and correct the data in their profiles on the SCOPUS and WoS platforms. Indicate all your digital identifiers (CI) in your profile on the journal's website. **Attention!** When entering the corresponding CI, before saving the entered values in the profile, you need to look at the example and click on the "Check Profile" button located next to it. If the entered values are correct, the publishing system of the journal will open the corresponding page on the Internet with your data. Be careful when entering the RSCI AuthorID. This digital identifier should not be confused with the SPIN code.

Attention – the RSCI AuthorID should be entered by each author in his/her profile on the journal's website!

The scientific paper should have the structure of **IMRAD** (*Introduction, Methods, Results and Discussion*):

- Title;
- Abstract;
- *Introduction*;
- *Methods*;
- *Results*;
- *Discussion*;
- Conclusion;
- Acknowledgements / Funding;
- References.

Abstract

Paper **abstract** should be: informative (do not contain general words); original; meaningful (reflect the main content of the paper and the research results); structured (follow the results description logic) (see examples in the section "Paper Submission guidelines"). The abstract should include the following aspects of the content of the paper: *the rationale; the subject; the purpose of the work; method or methodology of the work; results of work; the field of application of the results; conclusions*.

In the abstract, you should adhere to the structure of IMRAD and **clearly indicate in the text (for both Russian and English versions)** the corresponding sections: **Introduction; Methods; Results and Discussion** (*see an example*).

The volume of the abstract in English should be at least 250 words!

An example of a structured abstract:

Introduction. Welding affect fundamentally on the availability of the constructions operated under the low temperatures due to a decrease in resistance to the nucleation and propagation of cracks in the heat-affected zone and weld metal. Despite the existence of a sufficiently large number of ways to improve the reliability of welded joints, some of them have now completely exhausted its capabilities, while others have not been brought to the stage of wide practical application. Therefore, the development of the necessary special welding technology in low temperature conditions remains an urgent problem. **The purpose of the work:** to find the ways to improve the reliability of high-duty metal constructions welded at low temperatures. The welded

joints of 09G2S steel obtained by welding with direct current and pulsed low-frequency current modulation under conditions of positive (+ 20 °C) and negative (-45 °C) ambient air temperatures **are investigated** using three new types of welding electrodes. **The methods of investigation.** Mechanical tests for static tension and impact bending of welded samples, as well as spectral analysis of the chemical composition and metallurgical studies of weld metal are undertaken. **Results and Discussion.** It is revealed that the metal constructions operational factors depend on the choice of the welding method and welding temperature, as well as the characteristics of the welding material. It is established that to increase the impact strength of samples welded at negative temperatures by the adaptive pulse-arc welding method, an increase in heat input is required, relative to the rate of energy input, realized in the process of welding at positive temperature. The effect of the weld metal structure refinement using adaptive pulse-arc welding with coated electrodes is confirmed, including in conditions of negative ambient air temperature (down to 45 °C below zero). The presented results confirm the prospects of the developed approach aimed at obtaining new classes of materials and products, intended for operation in the conditions of the North and the Arctic.

Introduction

The “**Introduction**” section should be used to define the place of your work (approach, data or analysis) (**up to 1.5-2 pages**). It is understood that there is an unresolved or emerging scientific problem that is being addressed in your paper. In this regard, this section should provide a sufficiently informed (with evenly distributed references to sources) literature review on the state of the indicated problem. Most of the links should be given in this section! At the end of the “**Introduction**” section, **the purpose of the work** is formulated and the **tasks** are indicated, the solution of which will allow achieving the set goal. There is no need to write about a specific result in this section, since there is a corresponding section in the structure of the paper.

METHODS / METHODS OF RESEARCH

Theory (for theoretical works) or **Experimental technique** (for experimental works). One should avoid repetitions, unnecessary details and known provisions, detailed derivations of formulas and equations (give only the final formulas, explaining how it was obtained).

The rationale for the choice of this material (or materials) and methods for describing the material (materials) in this work are given.

If necessary, drawings of samples with units of measurement are given (units of measurement in SI system only). When testing reference materials, reference to the standard is sufficient. For a large test program, it is advisable to use a matrix-type table. If samples are taken from ingots, billets or components, then its orientation and location in the source material are described; standard designations according to the standard are used.

During the tests, the following information is provided: 1. Type and conditions of tests, for example, test temperature, loading rate, environment; 2. Describes the variable parameters, measured values and methods of its measurement with accuracy, degree of error, resolution, etc. ; for quantities that have been calculated, the methods used to calculate it.

RESULTS AND ITS DISCUSSION

A section contains a brief description of the experimental and/ or theoretical data obtained. The presentation of the results should consist in identifying the discovered patterns, and not in a mechanical retelling of the contents of tables and graphs. It is recommended to present the results in the past tense. The discussion should contain the interpretation of the research results obtained by **you** (correspondence of the results to the research hypothesis, generalization of the research results, proposals for practical application, proposals for the direction of future research).

The above recommendations are also relevant for theoretical and computational work. In papers based on computational work, you should specify the finite element type, boundary conditions and input parameters. The numerical result is presented taking into account the limitations (accuracy) in the applied computational methods.

In papers based on analytical work, when presenting a long series of formulas, it is necessary to provide an explanatory text so that the essence of the content of the work is clear. The correctness of the calculations should be confirmed by intermediate calculations. As in the case of experimental work, a simple description of numerical or analytical transformations without considering the theoretical (physical) root cause is usually not enough to justify the publication of such a paper. A simple report of numerical results in the form of tables or in the form of text, as well as endless data from experimental work, without trying to determine or hypothesize why such results were obtained, without trying to identify causal relationships, does not decorate the work.

Comparing your numerical results to the numerical results obtained by someone else can be informative. But it doesn't prove anything. Control by comparison with commonly known solutions and verification by comparison with experimental data are mandatory.

Discussion

Use this section to fully explain the significance of your approach, data or analysis and results. This section organizes and interprets the results. The purpose of this section is to show what knowledge has been gained as a result of your work and to show the perspective of the results obtained by comparing it with the current situation in this area described in the “**Introduction**” section. A large number of graphs and color illustrations do not give a scientific result. It is the responsibility of the author to

organize the data and present the results systematically. Thus, simply reporting test results without attempting to investigate internal mechanisms is of little value.

CONCLUSION / CONCLUSIONS

This section usually begins with a few phrases summarizing the work done, and then the main conclusions are presented in the form of a list. Should be concise.

Graphics quality!

We remind you that according to the requirements of the journal, charts and diagrams should be prepared in vector graphic editors. The resolution of the figures is not less than 600 dpi.). Under each figure there should be a corresponding caption (**in Russian and in English!**). The fonts in the figures should be enlarged and brought to uniformity. Dear authors, the journal “Obrabotka Metallov / Metal Working and Material Science” is a full-color printed edition. If your work contains drawings, it is recommended to make it in color (for clarity).

The tables’ headings (as well as the internal content) should be both in Russian and English! (see “Paper Submission guidelines”)

Mathematical formulas: complex and multi-line formulas should be typed **entirely in the formula editor Microsoft Equation 3.0!**

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

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ ОБОРУДОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТЫ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

«Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» – рецензируемый научно-технический и производственный журнал, издающийся с 1999 года с периодичностью 4 раза в год.

В журнале публикуются в основном результаты оригинальных фундаментальных, прикладных и поисковых научных исследований и аспирантских работ. Значительное внимание уделяется публикациям обзорных, проблемных и дискуссионных работ по актуальным вопросам машиностроения, материаловедения и современной металлургии. Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. **Публикация статей бесплатная.**

Журнал предназначен для профессорско-преподавательского состава и научных работников высших учебных заведений и научно-исследовательских институтов, инженерно-технических работников производственных предприятий и проектных организаций.

Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Научно-техническая информация» и др.



WEB OF SCIENCE



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



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



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

Правила представления статей для публикации и другая информация о журнале размещены на сайте научного издания:



http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, корп. 5, к. 137 ВЦ



+7 (383) 346-17-75



metal_working@mail.ru
metal_working@corp.nstu.ru

Свидетельство о регистрации СМИ ПИ № ФС77-80400 от 01 марта 2021 г.

Print ISSN: 1994-6309 Online ISSN: 2541-819X

Индекс журнала в каталоге агентства «Роспечать» – 70590



НОВОСИБИРСК

ISSN 1994-6309 (Print)

ISSN 2541-819X (Online)

Volume 26 Number 3

JULY – SEPTEMBER 2024

OB RABOTKA METALLOV

**METAL WORKING
& MATERIAL SCIENCE**

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

NOVOSIBIRSK