

Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 4

2022

16+

Ежеквартальный
научный журнал

Учредитель – Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Тольяттинский государственный университет»

Главный редактор

Криштал Михаил Михайлович, д. ф.-м. н., профессор

*Заместитель главного редактора по направлению
«Металлургия и материаловедение»*

Мерсон Дмитрий Львович, д. ф.-м. н., профессор

*Заместитель главного редактора по направлению
«Машиностроение и машиноведение»*

Шайкин Александр Петрович, д. т. н., профессор

*Заместитель главного редактора по направлению
«Сварка, родственные процессы и технологии»*

Ковтунов Александр Иванович, д. т. н., доцент

Редакционная коллегия:

Бочкарев Петр Юрьевич, д. т. н., профессор

Бржозовский Борис Максович, д. т. н., профессор

Виноградов Алексей Юрьевич, д. т. н., к. ф.-м. н., профессор

Гаврюшин Сергей Сергеевич, д. т. н., профессор

Герштейн Грегори, д. т. н.

Глезер Александр Маркович, д. ф.-м. н., профессор

Гречников Федор Васильевич, академик РАН, д. т. н., профессор

Денисенко Александр Федорович, д. т. н., профессор

Казаков Александр Анатольевич, д. т. н., профессор

Карпов Михаил Иванович, член-корреспондент РАН, д. т. н., профессор

Кацман Александр Владимирович, к. ф.-м. н.

Кудря Александр Викторович, д. т. н., профессор

Кузьмин Сергей Викторович, член-корреспондент РАН, д. т. н., профессор

Ларшин Василий Петрович, д. т. н., профессор

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, д. т. н.

Макимова Светлана Васильевна, д. т. н.

Мулюков Радик Рафикович, член-корреспондент РАН, д. ф.-м. н., профессор

Наймарк Олег Борисович, д. ф.-м. н., профессор

Носов Николай Васильевич, д. т. н., профессор

Пилинский Александр Вениаминович, к. т. н., доцент

Романов Алексей Евгеньевич, д. ф.-м. н., профессор

Рубаник Василий Васильевич, д. т. н.

Старобинский Рудольф Натанович, д. т. н., профессор

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, к. т. н.

Табаков Владимир Петрович, д. т. н., профессор

Худобин Леонид Викторович, д. т. н., профессор

Шишков Владимир Александрович, д. т. н.

Эстрин Юрий Захарович, д. ф.-м. н., профессор

До декабря 2021 года журнал выходил под названием «Вектор науки Тольяттинского государственного университета».

Индексируется в Scopus. Включен в Перечень ВАК, ядро РИНЦ, DOAJ, CNKI. Доступен в Crossref, Google Scholar.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-83040 от 31 марта 2022 г.).

Компьютерная верстка:
Н.А. Никитенко

Ответственный/технический редактор:
Н.А. Никитенко

Адрес редакции: 445020, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14
Тел.: (8482) 44-91-74
E-mail:
vektornaukitgu@yandex.ru

Сайт:
<https://vektornaukitech.ru>

Подписано в печать
30.12.2022.

Выход в свет 10.03.2023.

Формат 60×84 1/8.

Печать цифровая.

Усл. п. л. 14,0.

Тираж 25 экз. Заказ 3-01-23.

Цена свободная.

СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

Главный редактор

Криштал Михаил Михайлович, доктор физико-математических наук, профессор, ректор (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института перспективных технологий (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Сварка, родственные процессы и технологии»

Ковтунов Александр Иванович, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Редакционная коллегия:

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения и прикладная механика» (Камышинский технологический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, Камышин, Россия), профессор кафедры «Техническое обеспечение АПК» (Саратовский государственный аграрный университет имени Н.И. Вавилова, Саратов, Россия).

Бржозовский Борис Максевич, доктор технических наук, профессор главный научный сотрудник лаборатории теории механизмов и структуры машин (Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия).

Виноградов Алексей Юрьевич, доктор технических наук, кандидат физико-математических наук, профессор факультета механической и промышленной инженерии (Норвежский университет науки и технологии, Тронхейм, Норвегия).

Гаврюшин Сергей Сергеевич, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией компьютерных систем автоматизации производства и цифровых технологий (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Москва, Россия).

Герштейн Грегори, доктор технических наук, заведующий лабораторией (Ганноверский университет имени Готфрида Вильгельма Лейбница, Ганновер, Германия).

Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научного центра металловедения и физики материалов (Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва, Россия).

Гречников Федор Васильевич, академик РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой обработки металлов давлением (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия).

Денисенко Александр Федорович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Казаков Александр Анатольевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Металлургические и литейные технологии», руководитель научно-испытательной лаборатории «Металлургическая экспертиза» (Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия).

Карпов Михаил Иванович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией материаловедения (Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия).

Кацман Александр Владимирович, кандидат физико-математических наук, PhD, старший научный сотрудник (Технион – Израильский технологический институт, Хайфа, Израиль).

Кудря Александр Викторович, доктор технических наук, профессор, заместитель заведующего кафедрой металловедения и физики прочности (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия).

Кузьмин Сергей Викторович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, первый проректор, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» (Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия).

Ларшин Василий Петрович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры технологии машиностроения (Одесский национальный политехнический университет, Одесса, Украина).

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, главный научный сотрудник, заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств (Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия).

Макимова Светлана Васильевна, доктор технических наук, старший научный сотрудник, заведующий отделом «Физико-химические процессы пайки» (Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, Киев, Украина).

Мулюков Радик Рафикович, член-корреспондент РАН, доктор физико-математических наук, профессор, директор (Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия).

Наймарк Олег Борисович, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией «Физические основы прочности» (Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, Пермь, Россия).

Носов Николай Васильевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Пилинский Александр Вениаминович, кандидат технических наук, доцент, MSME (Master of Science in Mechanical Engineering), менеджер («Реймер Металс Корпорейшн», Лос-Анджелес, США).

Романов Алексей Евгеньевич, доктор физико-математических наук, профессор Института перспективных систем передачи данных, руководитель научно-исследовательского центра перспективных функциональных материалов и лазерных коммуникационных систем (Национальный исследовательский университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия).

Рубаник Василий Васильевич, член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий лабораторией физики металлов (Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь).

Старобинский Рудольф Натанович, доктор технических наук, профессор, научный консультант (консалтинг-бюро «Prof. Starobinski. Silencers. Consulting and Engineering», Гамбург, Германия).

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, кандидат технических наук, директор («BISS (P) Ltd», Бангалор, Индия).

Табакон Владимир Петрович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Худобин Леонид Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Шишков Владимир Александрович, доктор технических наук, начальник технического отдела (ООО «Палладио», Тольятти, Россия).

Эстрин Юрий Захарович, доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры инженерных материалов (Университет им. Монаша, Мельбурн, Австралия).

СОДЕРЖАНИЕ

Повышение износостойкости радиального подшипника с нестандартным опорным профилем и полимерным покрытием на поверхности вала с учетом зависимости вязкости от давления Абдулрахман Х.Н., Киришьева В.И., Мукутадзе М.А., Шведова В.Е.	9
Исследование структуры и свойств фрикционного композиционного материала на основе железной матрицы Афанасьева А.А., Башков О.В., Фадеев В.С.	18
Исследование эффекта проскальзывания, трансформации структуры и свойств при интенсивной пластической деформации кручением сплава Zr-1%Nb Гундеров Д.В., Стоцкий А.Г., Аубакирова В.Р., Гундерова С.Д., Лебедев Ю.А.	30
Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевого алюминиевого сплавах со скандием, легированных гафнием Дриц А.М., Арышенский Е.В., Кудрявцев Е.А., Зорин И.А., Коновалов С.В.	38
Разноразмерная пористость и теплопроводность оксидных слоев, сформированных плазменно-электролитическим оксидированием на силумине АК12Д Ивашин П.В., Криштал М.М., Твердохлебов А.Я., Полунин А.В., Дударева Н.Ю., Круглов А.Б.	49
Разработка методического и математического обеспечения реализации стратегии выявления критичных требований к сборке высокоточных изделий Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю.	70
Термическая стабильность и коррозионная стойкость ультрамелкозернистого высокоэнтропийного сплава $Fe_{30}Ni_{30}Mn_{30}Cr_{10}$ Нестеров К.М., Фаррахов Р.Г., Аубакирова В.Р., Исламгалиев Р.К., Сиразеева А.Р., Абуайяш А.	81
Разработка гибкого индукционного нагревателя внутренней изоляции сварного стыка трубопроводов Никитин Ю.А.	90
Влияние формы заготовок на остаточные напряжения при линейной сварке трением Паутов А.Н., Медведев А.Ю., Галимов В.Р., Коленченко О.В.	102
НАШИ АВТОРЫ	113

CONTENT

Increasing the wear resistance of a radial bearing with a non-standard support profile and polymer coating on the shaft surface taking into account the pressure-viscosity ratio Abdulrahman Kh.N., Kirishchieva V.I., Mukutadze M.A., Shvedova V.E.	9
The study of the structure and properties of a friction composite material based on an iron matrix Afanasyeva A.A., Bashkov O.V., Fadeev V.S.	18
The investigation of the slippage effect, transformation of the structure and properties of the Zr-1%Nb alloy during high-pressure torsion deformation Gunderov D.V., Stotsky A.G., Aubakirova V.R., Gunderova S.D., Lebedev Yu.A.	30
The study of supersaturated solid solution decomposition in magnesium-rich aluminum alloys with scandium and hafnium additions Drits A.M., Aryshensky E.V., Kudryavtsev E.A., Zorin I.A., Kononov S.V.	38
Different-sized porosity and thermal conductivity of oxide layers formed by plasma-electrolytic oxidation on the AlSi12Mg silumin Ivashin P.V., Krishtal M.M., Tverdokhlebov A.Ya., Polunin A.V., Dudareva N.Yu., Kruglov A.B.	49
The development of methodological and mathematical tools for implementing the strategy of identifying critical requirements for assembling highly-precise goods Nazaryev A.V., Bochkarev P.Yu.	70
Thermal stability and corrosion resistance of ultrafine-grained high-entropy Fe₃₀Ni₃₀Mn₃₀Cr₁₀ alloy Nesterov K.M., Farrakhov R.G., Aubakirova V.R., Islamgaliev R.K., Sirazeeva A.R., Abuayyash A.	81
Development and research of a flexible induction heater of internal insulation of a welded joint of pipelines Nikitin Yu.A.	90
The influence of a workpiece shape on residual stresses during linear friction welding Pautov A.N., Medvedev A.Yu., Galimov V.R., Kolenchenko O.V.	102
OUR AUTHORS	113



Памяти Александра Глезера

29 ноября 2022 года ушел из жизни директор Научного центра металловедения и физики металлов ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, доктор физико-математических наук, профессор, член редколлегии нашего журнала Александр Маркович Глезер.

Жизненный путь профессора Глезера – образец бескомпромиссной принципиальности, непоколебимой верности делу, стремления каждым своим действием вносить достойный вклад в развитие мировой науки.

Профессиональная деятельность Александра Марковича с 1969 года была связана с ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, куда он пришел после окончания Московского института стали и сплавов. В 1974 году Александр Глезер защитил кандидатскую, а в 1986 году – докторскую диссертацию на тему «Структурные закономерности механического поведения сплавов железа с различной степенью атомного и кристаллического упорядочения». В 2003 году профессор Глезер возглавил Научный центр металловедения и физики металлов в составе ЦНИИчермет им. И.П. Бардина. Основным направлением научной деятельности А.М. Глезера стала разработка структурно-физических основ создания высокопрочных сплавов с различными параметрами атомного и кристаллического упорядочения.

В работе профессор Глезер отличался фундаментальным подходом и всегда проводил тщательный анализ темы, что позволило ему стать безусловным лидером научной школы в области физики аморфного и нанокристаллического состояний металлических материалов. Он сформулировал оригинальный подход к описанию процессов образования наноструктур при мегапластической деформации; разработал обобщенную структурную модель процессов, протекающих при комбинированных воздействиях; обнаружил уникальные магнитные характеристики сплавов на основе же-

леза; разработал способы значительного повышения прочности и пластичности промышленных и модельных функциональных материалов. Результаты этих исследований имеют не только научное, но и большое прикладное значение.

Выдающийся ученый и талантливый организатор, Александр Маркович Глезер по совместительству возглавлял кафедру «Наноматериалы» Тольяттинского государственного университета (ТГУ) и со всей ответственностью подходил к реализации проектов университета. Без его плодотворного участия невозможно представить ставшие уже традиционными для ТГУ Международную школу «Физическое материаловедение» и ряд конференций, посвященных актуальным вопросам физики прочности и пластичности. Нам будет не хватать его многоплановой поддержки, эрудированности и основательности в подходах к решению сложнейших научно-исследовательских задач.

Мы потеряли отзывчивого Коллегу, чей необычайный профессионализм и уникальный исследовательский опыт оказали колоссальное влияние на совершенствование научных представлений о функциональных материалах, нанотехнологиях и механизмах пластической деформации.

Мы потеряли настоящего Учителя, который в своем плотном графике всегда находил время для просветительской работы и щедро делился с окружающими обширными знаниями.

Мы потеряли верного Друга, нашего спутника на извилистой научной стезе, открытого к продуктивному диалогу и готового откликнуться на просьбы о помощи.

Редколлегия журнала Frontier Materials & Technologies глубоко скорбит по тяжелой утрате и выражает глубокие соболезнования родным и близким Александра Марковича.

Повышение износостойкости радиального подшипника с нестандартным опорным профилем и полимерным покрытием на поверхности вала с учетом зависимости вязкости от давления

© 2022

*Абдулрахман Хайдар Нофалевич*¹, кандидат физико-математических наук, доцент
*Киришицева Виктория Игоревна*², аспирант кафедры «Высшая математика»
Мукутадзе Мурман Александрович^{*3}, доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой «Высшая математика»

*Шведова Валентина Евгеньевна*⁴, аспирант кафедры «Высшая математика»

Ростовский государственный университет путей сообщения, Ростов-на-Дону (Россия)

*E-mail: murman1963@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1588-9311>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7275-2576>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2810-3047>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8469-7671>

Поступила в редакцию 10.08.2022

Принята к публикации 18.10.2022

Аннотация: Статья посвящена разработке и анализу модели движения истинно вязкого смазочного материала в рабочем зазоре радиального подшипника скольжения с нестандартным опорным профилем, имеющим на поверхности вала фторопластсодержащее композиционное полимерное покрытие с канавкой. Новые модели получены на базе классических уравнений в приближении для «тонкого слоя» и уравнения неразрывности, описывающих ламинарный режим движения смазочного материала с вязкими реологическими свойствами. Результаты проведенного численного анализа полученных моделей позволили получить количественную оценку эффективности опорного профиля подшипниковой втулки и вала с полимерным покрытием с осевой канавкой. Для завершения комплекса исследований и верификации теоретических разработок были выполнены экспериментальные исследования. Новизна работы заключается в конкретизации методики инженерных расчетов, позволяющей оценить величину основных триботехнических параметров радиального подшипника скольжения (гидродинамического давления, нагрузочной способности и коэффициента трения), а также расширить область практического применения разработанных инженерных расчетов. Конструкция радиального подшипника с полимерным покрытием, канавкой шириной 3 мм и специальным опорным профилем обеспечила стабильное всплытие вала на гидродинамическом клине, что экспериментально подтвердило правильность результатов теоретических исследований подшипников скольжения диаметром 40 мм при скорости скольжения 0,3–3 м/с и нагрузке 13–65 МПа.

Ключевые слова: радиальный подшипник; повышение износостойкости; антифрикционное полимерное композиционное покрытие; канавка; гидродинамический режим; верификация; зависимость вязкости от давления.

Для цитирования: Абдулрахман Х.Н., Киришицева В.И., Мукутадзе М.А., Шведова В.Е. Повышение износостойкости радиального подшипника с нестандартным опорным профилем и полимерным покрытием на поверхности вала с учетом зависимости вязкости от давления // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 9–17. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-9-17.

ВВЕДЕНИЕ

В современной технике очень остро стоит проблема повышения надежности опор скольжения, вносящих наибольший вклад в безотказность и долговечность машин в самых разных областях промышленного производства. Одним из эффективных путей повышения ресурса машин и механизмов является совершенствование конструкций, технологий изготовления узлов, применение высококачественных смазочных материалов.

Полимерные композиционные фторопластсодержащие материалы в виде антифрикционных покрытий в настоящее время широко применяются в тяжело нагруженных низкоскоростных трибосистемах самых разных машин, значительно повышая ресурс узлов трения.

Несмотря на уникальные антифрикционные свойства фторопласта и его способность работать в узлах трения в режиме самосмазываемости, существенным ре-

зервом повышения его износостойкости является дополнительное применение смазочных материалов, что позволит расширить их скоростной диапазон, поскольку обеспечит переход от граничного трения самосмазыванием к жидкостному трению в условиях гидродинамики. Тогда во время пусков и выбегов будут работать покрытия, а в стационарный период – смазка.

К сожалению, в современной технической литературе практически полностью отсутствуют прямые экспериментальные данные о процессах трения и изнашивания полимерных композиционных покрытий в среде жидких смазочных материалов. Имеется лишь небольшое количество работ по экспериментальным исследованиям [1–3], доказывающее эффективность применения антифрикционных полимерных покрытий.

Основы качества узлов трения закладываются в первую очередь при их расчетах и проектировании. Современные методы расчета и моделирования узлов трения

машин активно развиваются и совершенствуются. Однако постоянное увеличение количества значимых параметров, влияющих на работу трибосопряжений, изменение условий их работы в направлении увеличения скоростей вращения и рабочей температуры, а также использование различных конструкционных материалов для получения защитного покрытия на металлических поверхностях [4–6] вынуждают исследователей разрабатывать новые методики и математические модели для адекватного моделирования условий работы узлов трения машин.

Из основных результатов работы [7] следует, что резиновый порошок, вводимый в эпоксидные полимеры в качестве наполнителя, оказывает пластифицирующее действие, в результате чего снижается температура стеклования композиции и улучшаются их вибропоглощающие свойства. Установлено, что с учетом варьирования вида, содержания и соотношения органоминеральных ингредиентов и эпоксидных компаундов можно разработать эффективные вибропоглощающие полимерные композиционные материалы для применения в рабочих органах машин и механизмов, способствующие повышению их работоспособности, эффективности и снижению уровня шума. В работе [8] описано решение задачи идентификации природы повреждений в стеклопластике по спектрам Фурье, рассчитанным для зарегистрированных сигналов акустической эмиссии (АЭ) при статической деформации изгибом образца стеклопластика до разрушения. Для оценки кинетики образования и развития повреждений использовался метод кластеризации. В результате исследования установлено следующее: диапазон частот регистрируемых сигналов АЭ 160–240 кГц для межслоевых повреждений матриц; изменение масштаба повреждений матрицы и его дальнейшее развитие до разрушения матрицы в диапазоне пиковых частот с 24–38 до 50–78 кГц [8].

Результаты исследования [9], посвященного гидрочромному координационному полимеру, синтезируемому с использованием π -электронодефицитного L_1 в качестве основного лиганда в сольвотермических условиях, показывают, что полученная в результате архитектура обеспечивает его высокую гибкость и стабильность, тем самым контролируя образование или тушение радикалов.

В работе [10] показано, что использование мягкого шаблона с модификацией полидопамина при нанесении дисперсионного покрытия улучшило теплопроводность полимерного композита в сквозной плоскости на 1118 % по сравнению с чистой полимерной матрицей, при этом модуль Юнга образца увеличился в 4 раза.

Для уменьшения испарения при измерениях экстенсивной реологии при капании на подложку полимерных растворов в работе [11] разработана камера для выпаривания образца в среде, насыщенную парами растворителя. Выпаривание существенно увеличивало время релаксации, растяжения полиэтиленоксида (ПЭО) в летучих растворителях, таких как дихлорметан и хлороформ. Растворы ПЭО хлороформа показали более чем 20-кратное увеличение времени релаксации и растяжения. В результате измерения доказано, что хлороформ является хорошим растворителем для ПЭО с показателем Флори $\nu=0,54$.

Успешное развитие промышленности невозможно без использования надежной и высокопроизводительной техники. Необходимо создание машин и механизмов, обладающих высокой износостойкостью и другими эксплуатационными параметрами. С целью расширения области применения покрытий, представляющих собой гибридный композит с армирующим каркасом из специальной ткани, для нанесения на поверхности втулки тормозной передачи была изготовлена партия образцов, представляющих собой шестую часть втулки из стали 45 с нанесенным покрытием изучаемой структуры. Затем проводились сравнительные трибологические испытания на стенде по схеме «вал – частичный вкладыш». По результатам экспериментальных исследований [12; 13] была подтверждена целесообразность использования в шарнирных соединениях антифрикционного полимерного композиционного покрытия с матрицей холодного отверждения. Детали трибоузлов, работающих в условиях повышенного трения, все чаще изготавливаются из различных композиционных и металлических материалов. Например, в работах [14–16] приведено экспериментальное исследование идентификации источников акустической эмиссии полимерных композитов с матрицей на основе фенилона С-2. Кроме того, в работах [17; 18] проведено исследование поведения плазменных полимеров при старении и их самовосстановления, позволяющее управлять показателями надежности и долговечности изделий при различных условиях эксплуатации (нагрузки, рабочей температуры, скорости и т. п.). Однако для расширения и конкретизации указанных исследований применительно к трибосопряжениям технологических машин, работающих в условиях ударных и вибрационных нагрузок, повышенных эксплуатационных и низких климатических температур, абразивного и коррозионно-механического воздействия, наличия химически агрессивных сред, возникает необходимость учета целого ряда особенностей подобных трибосистем.

Это обстоятельство подчеркивает важность разработки новых и повышения точности уже имеющихся расчетных моделей подшипников – одного из самых распространенных типов трибосопряжений.

Особенностью полученных авторами расчетных моделей подшипников скольжения является обобщение в едином блоке целого комплекса дополнительных факторов, рассматриваемых ранее только индивидуально.

Цель исследования – установление закономерностей устойчивого гидродинамического режима за счет нанесения на поверхность вала фторопластсодержащего композиционного полимерного материала.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Постановка задачи

Рассматривается установившееся движение смазочного материала между цапфой, имеющей полимерное покрытие с канавкой, и адаптированным к нагрузкам опорным профилем радиального подшипника. Скорость вращения вала принята равной Ω , а нестандартной втулки – 0 (рис. 1).

В системе координат r' , θ -полюс которой расположен в центре вала, уравнения контура вала с покрытием C_1 ,

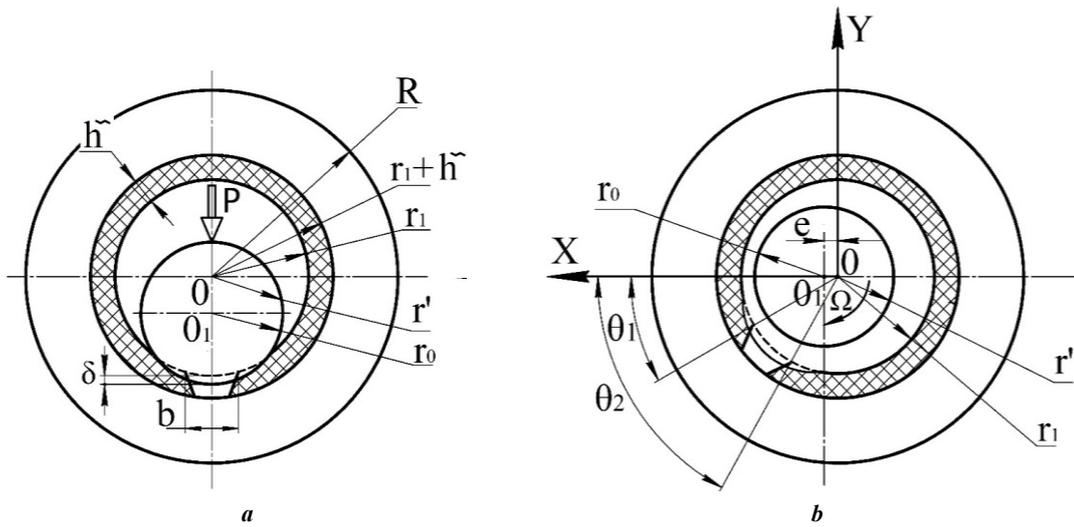


Рис. 1. Расчетная схема трибоконтакта:

a – в покое; *b* – при движении

Fig. 1. Tribo-contact design diagram:

a – at rest; *b* – in motion

вала с канавкой C_0 , нестандартной подшипниковой втулки C_2 и втулки C_3 задаются в виде:

$$C_1 : r' = r_0 ; C_0 : r' = r_0 - \tilde{h} ;$$

$$C_2 : r' = r_1(1 + H) - a' \sin \omega \theta ; C_3 : r' = r_1(1 + H), \quad (1)$$

где r_0 – радиус вала с полимерным покрытием;

\tilde{h} – высота канавки;

r_1 – радиус подшипниковой втулки;

$$H = \varepsilon \cos \theta - \frac{1}{2} \varepsilon^2 \sin^2 \theta + \dots ; \varepsilon = \frac{e}{r_0},$$

где ε – относительный эксцентриситет;

θ – угловая координата;

e – эксцентриситет.

Зависимость реологических свойств смазочного материала от давления задана в виде:

$$\mu' = \mu_0 e^{\alpha' p'}, \quad (2)$$

где μ' – коэффициент динамической вязкости смазочного материала;

μ_0 – характерная вязкость;

α' – постоянная величина;

p' – гидродинамическое давление в смазочном слое.

Исходные уравнения и граничные условия

Основными уравнениями для решения данной задачи являются уравнение движения несжимаемой жидкости для «тонкого слоя» с учетом (2) и уравнение неразрывности:

$$\frac{\partial p'_i}{\partial r'} = 0 ; \mu' \frac{\partial^2 v_{\theta_i}}{\partial r'^2} = \frac{dp'_i}{d\theta} ; \frac{\partial v_{r'_i}}{\partial r'} + \frac{v_{r'_i}}{r'} + \frac{1}{r'} \frac{\partial v_{\theta_i}}{\partial \theta} = 0, \quad (3)$$

где v_{θ_i} , $v_{r'_i}$ – компоненты вектора скорости смазочной среды.

Система уравнений (3) имеет следующие граничные условия:

$$v_{r'} = 0, v_{\theta} = 0 \text{ при } r' = r_1(1 + H) - a' \sin \omega \theta = h'(\theta) ;$$

$$v_{r'} = 0, v_{\theta} = \Omega r_0 \text{ при } r' = r_0 ;$$

$$v_{r'} = 0, v_{\theta} = \Omega(r_0 - \tilde{h}) \text{ при } r' = r_0 - \tilde{h} ;$$

$$p'(0) = p'(\theta) = p_g, r_0 - \tilde{h} = h_0^* \text{ при } \theta_1 \leq \theta \leq \theta_2. \quad (4)$$

Переход к безразмерным величинам осуществлен при помощи следующих формул:

$$v_{\theta} = \Omega v(r_0 - \tilde{h}) ; v_{r'} = \Omega \delta u ; p' = p^* p ;$$

$$p^* = \frac{\mu_0 \Omega (r_0 - \tilde{h})^2}{\delta^2} ;$$

$$\mu' = \mu_0 \mu ; \alpha' = \frac{\alpha}{p^*} ; r' = (r_0 - \tilde{h}) + \delta r ; \delta = r_1 - (r_0 - \tilde{h}) ;$$

$$v_{\theta} = \Omega v r_0 ; p^* = \frac{\mu_0 \Omega r_0^2}{\delta^2} ; r' = r_0 + \delta r, \delta = r_1 - r_0. \quad (5)$$

С учетом (5) уравнения (3)–(4) преобразуются к виду:

$$\frac{\partial p_i}{\partial r} = 0; \quad \frac{\partial^2 v_i}{\partial r^2} = e^{-\alpha r} \frac{dp_i}{d\theta}; \quad \frac{\partial u_i}{\partial r} + \frac{\partial v_i}{\partial \theta} = 0;$$

$$u = 0, \quad v = 1 \quad \text{при } r = r_0 - \tilde{h}; \quad (6)$$

$$u = 0, \quad v = 1 \quad \text{при } r = r_0;$$

$$u = 0, \quad v = 0 \quad \text{при } r = 1 + \eta \cos \theta - \eta_1 \sin \omega \theta = h(\theta);$$

$$p(0) = p(\theta_1) = p(\theta_2) = p(2\pi) = \frac{P_g}{p}, \quad (7)$$

где $\eta = \frac{e}{\delta}$;

$$\eta_1 = \frac{a'}{\delta}.$$

Введем обозначение $z = e^{-\alpha r}$ и, сделав ряд преобразований, получим

$$\frac{\partial^2 v_i}{\partial r^2} = -\frac{1}{\alpha} \frac{\partial z_i}{\partial \theta}, \quad \frac{\partial u_i}{\partial r} + \frac{\partial v_i}{\partial \theta} = 0 \quad (8)$$

с соответствующими граничными условиями:

$$v = 0, \quad u = 0 \quad \text{при } r = h(\theta);$$

$$v = 1, \quad u = 0 \quad \text{при } r = r_0 - \tilde{h}, \quad \theta_1 \leq \theta \leq \theta_2;$$

$$v = 1, \quad u = 0 \quad \text{при } r = r_0, \quad 0 \leq \theta \leq \theta_1 \quad \text{и} \quad \theta_2 \leq \theta \leq 2\pi;$$

$$z(0) = z(\theta_1) = z(\theta_2) = z(2\pi) = e^{-\alpha \frac{r_g}{p}}, \quad (9)$$

где θ_1 и θ_2 – угловые координаты канавки на поверхности вала.

К граничным условиям (9) следует добавить условие постоянства расхода смазочного материала в любом сечении, т. е. $Q = \text{const}$, и условие непрерывности гидродинамического давления в окрестности канавки.

Нахождение гидродинамического давления и поля скоростей

Автомодельное решение задачи (8) с учетом (9) и дополнительного граничного условия ищется по известному методу [19; 20]. В результате для поля скоростей и давления получено:

$$\tilde{\Psi}'_1(\xi_1) = a_1 \frac{\xi_1}{2} (\xi_1 - 1);$$

$$\tilde{v}_1(\xi_1) = b_1 \frac{\xi_1^2}{2} - \left(1 + \frac{b_1}{2}\right) \xi_1 + 1;$$

$$\tilde{\Psi}'_2(\xi_2) = a_2 \frac{\xi_2}{2} (\xi_2 - 1);$$

$$\tilde{v}_2(\xi_2) = b_2 \frac{\xi_2^2}{2} - \left(1 + \frac{b_2}{2}\right) \xi_2 + 1;$$

$$\tilde{\Psi}'_3(\xi_3) = a_3 \frac{\xi_3}{2} (\xi_3 - 1);$$

$$\tilde{v}_3(\xi_3) = b_2 \frac{\xi_3^2}{2} - \left(1 + \frac{b_3}{2}\right) \xi_3 + 1;$$

$$p_1 = \frac{P_g}{p^*} + 6 \left(1 + \alpha \frac{P_g}{p^*} - \frac{\alpha^2}{2} \left(\frac{P_g}{p^*}\right)^2\right) \times \left(\eta \sin \theta + \frac{\eta_1}{\omega} (\cos \omega \theta - 1) - \frac{\eta_1 \theta}{2\pi} (\cos 2\pi \omega - 1)\right);$$

$$p_2 = \frac{P_g}{p^*} + \frac{6}{(1 + \tilde{h})^2} \left(1 + \alpha \frac{P_g}{p^*} - \frac{\alpha^2}{2} \left(\frac{P_g}{p^*}\right)^2\right) \times \left[(\theta - \theta_1) \left(\frac{\theta_1^2}{4\pi^2} + \left(1 - \frac{5\theta_1}{2\pi}\right) \times \left(\frac{\tilde{\eta}_1}{2\pi\omega} (\cos 2\pi\omega - \cos \omega\theta_1) - \frac{\tilde{\eta}}{2\pi} \sin \theta_1 \right) \right) + \left(1 - \frac{3\theta_1^2}{4\pi^2}\right) \left(\tilde{\eta} (\sin \theta - \sin \theta_1) + \frac{\tilde{\eta}_1}{\omega} (\cos \omega\theta - \cos \omega\theta_1) \right) \right]; \quad (10)$$

Для определения несущей способности и силы трения использована формула (10):

$$R_x = \frac{6\mu_0 r_0^3 \Omega}{2\delta^2} \left[\int_0^{\theta_1} \left(p_1 - \frac{P_g}{p^*}\right) \cos \theta d\theta + \int_{\theta_1}^{\theta_2} \left(p_2 - \frac{P_g}{p^*}\right) \cos \theta d\theta + \int_{\theta_2}^{2\pi} \left(p_3 - \frac{P_g}{p^*}\right) \cos \theta d\theta \right];$$

$$R_y = \frac{6\mu_0 \omega r_0^3}{2\delta^2} \left[\int_0^{\theta_1} \left(p_1 - \frac{P_g}{p^*}\right) \sin \theta d\theta + \int_{\theta_1}^{\theta_2} \left(p_2 - \frac{P_g}{p^*}\right) \sin \theta d\theta + \int_{\theta_2}^{2\pi} \left(p_3 - \frac{P_g}{p^*}\right) \sin \theta d\theta \right];$$

$$L_{\text{тр}} = \mu \left[\int_0^{\theta_1} \left(\frac{\tilde{\Psi}_1''(\theta)}{h^2(\theta)} + \frac{\tilde{v}_1'(\theta)}{h(\theta)} \right) d\theta + \right.$$

$$\left. + \int_{\theta_1}^{\theta_2} \left(\frac{\tilde{\Psi}_2''(\theta)}{(h(\theta) + \tilde{h})^2} + \frac{\tilde{v}_2'(\theta)}{(h(\theta) + \tilde{h})} \right) d\theta + \int_{\theta_2}^{2\pi} \left(\frac{\tilde{\Psi}_3''(\theta)}{h(\theta)} + \frac{\tilde{v}_3'(\theta)}{h(\theta)} \right) d\theta \right]; \quad (11)$$

Проверочные расчеты полученной теоретической модели проведены с использованием параметров в следующих диапазонах их численных значений: $(\theta_2 - \theta_1) = 5,74 - 22,92$; $r = 20$ мм; $V = 0,3 - 3$ м/с; $\sigma = 13 - 65$ МПа; $\mu_0 = 0,0067 - 0,024987$ Н·с/м².

Проведение эксперимента

Экспериментальное исследование состоит из: 1) верификации разработанной расчетной модели радиального подшипника скольжения с оптимальным сечением маслоподдерживающей канавки и определения величины погрешности; 2) комплекса экспериментальных исследований подшипника с новой разработанной конструкцией опорной поверхности подшипниковой втулки, которая представляет собой несущую поверхность с антифрикционным полимерным композиционным покрытием, имеющим маслоподдерживающую канавку, а также профилем, контур которого адаптирован к конкретным условиям трения.

В процессе исследований установлена область рационального применения полученных моделей подшипников. Исследуемые антифрикционные покрытия представляют собой гибридный композиционный материал, состоящий из трех типов полимеров различной физической природы. Это тканый каркас из фторопластовых нитей «полифен» (ТУ 6-06-9-7-81) и полиимидных нитей «аримид Т» (ТУ 6-06-9-11-80), пропитанный матричным связующим на основе фенольной смолы, модифицированной термостойким каучуком.

Триботехнические экспериментальные исследования радиальных подшипников скольжения проводились на модернизированной машине трения ИИ 5018 на образцах в виде частичных вкладышей. Колодки вырезались из кольцевой заготовки по центральному углу, равному 60°. На их рабочие поверхности наносились полимерные композиционные покрытия и канавки вдоль оси трибосопряжения на глубину покрытия. Кроме того, колодки имели отверстия для термомпар.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В результате теоретического исследования установлено, что несущая способность радиального подшипника скольжения с антифрикционным полимерным покрытием поверхности вала, содержащим канавку, а также адаптированным к условиям трения профилем опорной поверхности, повышается примерно на 11–12 %, а коэффициент трения снижается на 9–10 % в диапазоне исследованных режимов (таблица 1).

По результатам экспериментального исследования получен устойчивый гидродинамический режим трения после 2-минутной приработки с колебаниями коэффициента трения, при этом нагрузка увеличивалась ступенчато в 5 раз до 65 МПа (таблица 2).

Результаты исследования подтверждают эффективность разработанных теоретических моделей и доказывают преимущество исследованных подшипников скольжения перед существующими за счет повышения нагрузочной способности и снижения коэффициента трения.

Конструкция радиального подшипника с нестандартным опорным профилем, имеющим на поверхности вала фторопластсодержащее антифрикционное композиционное покрытие с канавкой шириной 3 мм, обеспечила стабильное всплытие вала на гидродинамическом клине, что экспериментально подтвердило правильность результатов теоретических исследований подшипников скольжения диаметром 40 мм при скорости скольжения 0,3–3 м/с и нагрузке 13–65 МПа.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Теоретическим исследованием определено необходимое сечение маслоподдерживающих канавок и их количество для выхода радиального подшипника скольжения с полимерным покрытием в режим гидродинамического смазывания при заданной нагрузке.

Затем, после установления параметров канавок, разработана расчетная модель, описывающая работу

Таблица 1. Результаты теоретического исследования поверхности вала с фторопластсодержащим композиционным полимерным покрытием
Table 1. The results of theoretical research of the shaft surface with the fluoroplastic composite polymer coating

№	σ, МПа	Угловые координаты $(\theta_2 - \theta_1)$, °				
		5,74	10,03	14,32	18,61	22,92
		Коэффициент трения				
1	13	0,006890	0,0092130	0,007200	0,0040000	0,00133000
2	26	0,003590	0,0035910	0,003753	0,0020850	0,00069350
3	39	0,000293	0,0003920	0,000306	0,0001705	0,00005700
4	52	0,000195	0,0002613	0,000204	0,0001136	0,00003793
5	65	0,000097	0,0001307	0,000102	0,0000570	0,00001887

Таблица 2. Результаты исследования поверхности вала с фторопластсодержащим композиционным полимерным покрытием
Table 2. The results of the study of the shaft surface with the fluoroplastic composite polymer coating

№	Режим		Коэффициент трения				Погрешность, %	
			Теоретический результат		Экспериментальное исследование			
	σ , МПа	V , м/с	Покрытие полимерное	Покрытие с канавкой	Покрытие полимерное	Покрытие с канавкой		
1	13	0,3	0,0135	0,0117	0,0159	0,0134	5–12	6–13
2	26	0,3	0,0080	0,0063	0,0094	0,0062		
3	39	0,3	0,0060	0,0041	0,0073	0,0053		
4	52	0,3	0,0075	0,0051	0,0097	0,0072		
5	65	0,3	0,0115	0,0084	0,0127	0,0098		

подшипника в гидродинамическом режиме для истинно вязкого смазочного материала. При разработке расчетной модели учтена зависимость вязкости смазочного материала от давления и адаптированный к условиям трения опорный профиль. Полученные расчетные модели позволяют установить при проектировании подшипника с антифрикционным покрытием величины основных эксплуатационных характеристик.

В исследуемой конструкции при вращении вала в канавке возникает циркуляционное движение смазочного материала. Возникающая при этом сила приподнимает вал, и в появившемся зазоре образуется гидродинамический клин.

Использованный при исследованиях комплекс экспериментального оборудования позволил получить достаточно точную необходимую информацию о поведении подшипников скольжения, работающих в условиях гидродинамического смазывания в установленном диапазоне нагрузочно-скоростных режимов.

В соответствии с поставленной целью обоснована общая методика экспериментальных исследований как по классическим однофакторным, так и по полнофакторным планам.

Разработана теоретически и подтверждена экспериментально новая методология формирования расчетных моделей радиальных подшипников, значительно расширяющая область применения моделей и уточняющая получение результатов, которые могут быть использованы в машиностроении, авиастроении, приборостроении и т. д.: там, где необходимо обеспечение гидродинамического режима смазывания.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. В результате исследования достигнуто существенное расширение возможностей применения на практике расчетных таких моделей радиального подшипника скольжения с полимерным покрытием с канавкой, работающего в гидродинамическом режиме смазыва-

ния, которые позволяют провести оценку эксплуатационных характеристик: величины гидродинамического давления, нагрузочной способности и коэффициента трения.

2. Расчетные модели учитывают применение дополнительного смазывания полимерным покрытием и канавку на поверхности подшипниковой втулки.

3. Применение исследованных радиальных подшипников скольжения с канавкой шириной 3 мм значительно повышает их несущую способность (на 11–12 %) и снижает коэффициент трения на 9–10 %.

4. Конструкция радиального подшипника с фторопластсодержащим антифрикционным композиционным полимерным покрытием и канавкой шириной 3 мм обеспечила стабильное всплытие вала на гидродинамическом клине, что экспериментально подтвердило правильность результатов теоретических исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кохановский В.А., Камерова Э.А. Фторопластсодержащие композиционные покрытия в смазочных средах // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 1. С. 34–37. EDN: [RVQGBD](#).
2. Кохановский В.А., Камерова Э.А. Трение полимерных покрытий в жидких смазочных средах // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 4. С. 17–20. EDN: [SBJMAT](#).
3. Камерова Э.А., Власенко И.Б., Снежина Н.Г., Оганесян П.А. Методика исследования влияния жидких сред на фторопластсодержащие антифрикционные покрытия // Уральский научный вестник. 2014. № 21. С. 137–142.
4. Павлычева Е.А. Разработка полимерной композиции для получения защитного покрытия на металлических поверхностях // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2022. № 2. С. 33–36. DOI: [10.17513/mjpf.13355](#).

5. Кондрашов С.В., Шашкеев К.А., Петрова Г.Н., Мекалина И.В. Полимерные композиционные материалы конструкционного назначения с функциональными свойствами // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 405–419. DOI: [10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419](https://doi.org/10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419).
6. Кузнецов А.А., Семенова Г.К., Свидченко Е.А. Конструкционные термопласты как основа для самосмазывающихся полимерных композиционных материалов антифрикционного назначения // *Вопросы материаловедения*. 2009. № 1. С. 116–126. EDN: [KUAIKL](https://www.edn.net/KUAIKL).
7. Негматов С.С., Абед Н.С., Саидахмедов Р.Х. и др. Исследование вязкоупругих и адгезионно-прочностных свойств и разработка эффективных вибропоглощающих композиционных полимерных материалов и покрытий машиностроительного назначения // *Пластические массы*. 2020. № 7–8. С. 32–36. DOI: [10.35164/0554-2901-2020-7-8-32-36](https://doi.org/10.35164/0554-2901-2020-7-8-32-36).
8. Брянский А.А., Башков О.В., Белова И.В., Башкова Т.И. Исследование развивающихся повреждений при изгибном нагружении полимерных композиционных материалов и их идентификация методом акустической эмиссии // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 2. С. 7–16. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-7-16](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-7-16).
9. Wen S.-Z., Zhong S.-D., Kan W.-Q., Zhao P.-S., He Y.-C. Experimental and theoretical investigation on the hydrochromic property of Ni(II)-containing coordination polymer with an inclined 2D–3D polycatenation architecture // *Journal of Molecular Structure*. 2022. Vol. 1269. Article number 133753. DOI: [10.1016/j.molstruc.2022.133753](https://doi.org/10.1016/j.molstruc.2022.133753).
10. Jin L., Cao W., Wang P., Song N., Din P. Interconnected MXene/Graphene network constructed by soft template for multi-performance improvement of polymer composites // *Nano-Micro Letters*. 2022. Vol. 14. № 1. Article number 133. DOI: [10.1007/s40820-022-00877-7](https://doi.org/10.1007/s40820-022-00877-7).
11. Robertson B.P., Calabrese M.A. Evaporation-controlled dripping-onto-substrate (DoS) extensional rheology of viscoelastic polymer solutions // *Scientific Reports*. 2022. Vol. 12. № 1. Article number 4697. DOI: [10.1038/s41598-022-08448-x](https://doi.org/10.1038/s41598-022-08448-x).
12. Иваночкин П.Г., Больших И.В., Талахадзе Т.З., Больших Е.П. Применение антифрикционных полимерных композиционных полимерных покрытий в тормозной рычажной передаче локомотивов // *Вестник Ростовского государственного университета путей сообщения*. 2022. № 1. С. 16–22. DOI: [10.46973/0201-727X_2022_1_16](https://doi.org/10.46973/0201-727X_2022_1_16).
13. Ivanochkin P.G., Manturov D.S., Danilchenko S.A., Karpenko K.I., Ivanochkina T.A. Study on the effect of the sealers on the steel surface layer modified by electrical discharge machining // *Solid State Phenomena*. 2021. Vol. 316 SSP. P. 713–719.
14. Брянский А.А., Башков О.В. Идентификация источников акустической эмиссии в полимерном композиционном материале в условиях циклического растяжения // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2021. № 3. С. 19–27. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-19-27](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-19-27).
15. Saha S., Adachi Y. Shielding behavior of electrokinetic properties of polystyrene latex particle by the adsorption of neutral poly (ethylene oxide) // *Journal of Colloid and Interface Science*. 2022. Vol. 626. P. 930–938. DOI: [10.1016/j.jcis.2022.06.154](https://doi.org/10.1016/j.jcis.2022.06.154).
16. Иваночкин П.Г., Суворова Т.В., Данильченко С.А., Новиков Е.С., Беляк О.А. Комплексное исследование полимерных композитов с матрицей на основе фенилона С-2 // *Вестник Ростовского государственного университета путей сообщения*. 2018. № 4. С. 18–25. EDN: [YTZDWP](https://www.edn.net/YTZDWP).
17. Egghe T., Ghoheira R., Morent R., Hoogenboom R., De Geyter N. Comparative study of the aging behavior of plasma activated hexamethyldisiloxane-based plasma polymers and silicone elastomer thin films // *Progress in Organic Coatings*. 2022. Vol. 172. Article number 107091. DOI: [10.1016/j.porgcoat.2022.107091](https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2022.107091).
18. Hu P., Xie R., Xie Q., Ma C., Zhang G. Simultaneous realization of antifouling, self-healing, and strong substrate adhesion via a bioinspired self-stratification strategy // *Chemical Engineering Journal*. 2022. Vol. 449. Article number 137875. DOI: [10.1016/j.cej.2022.137875](https://doi.org/10.1016/j.cej.2022.137875).
19. Khasyanova D.U., Mukutadze M.A., Zadorozhnaya N.S. Mathematical model for a lubricant in a sliding bearing with a fusible coating in terms of viscosity depending on pressure under an incomplete filling of a working gap // *Journal of machinery manufacture and reliability*. 2021. Vol. 50. № 5. P. 405–411. DOI: [10.3103/S1052618821050083](https://doi.org/10.3103/S1052618821050083).
20. Хасьянова Д.У., Мукутадзе М.А. Повышение износостойкости радиального подшипника скольжения с металлическим покрытием // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2022. № 2. С. 41–46. DOI: [10.31857/S0235711922020067](https://doi.org/10.31857/S0235711922020067).

REFERENCES

1. Kokhanovskiy V.A., Kamerova E.A. Composites cover content fluor ethylene in the liquid lubricants. *Trenie i smazka v mashinakh i mekhanizmaxh*, 2014, no. 1, pp. 34–37. EDN: [RVQGBD](https://www.edn.net/RVQGBD).
2. Kokhanovskiy V.A., Kamerova E.A. Friction of the polymeric cover in the liquid lubricants. *Trenie i smazka v mashinakh i mekhanizmaxh*, 2014, no. 4, pp. 17–20. EDN: [SBJMAT](https://www.edn.net/SBJMAT).
3. Kamerova E.A., Vlasenko I.B., Snezhina N.G., Oganessian P.A. Methodology for studying the effect of liquid media on fluoropolymer-containing antifriction coatings. *Uralskiy nauchnyy vestnik*, 2014, no. 21, pp. 137–142.
4. Pavlycheva E.A. Development of polymer composition for obtaining a protective coating on metal. *Mezhdunarodnyy zhurnal prikladnykh i fundamentalnykh issledovaniy*, 2022, no. 2, pp. 33–36. DOI: [10.17513/mjpf.13355](https://doi.org/10.17513/mjpf.13355).
5. Kondrashov S.V., Shashkeev K.A., Petrova G.N., Mekalina I.V. Constructional polymer composites with functional properties. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2017, no. S, pp. 405–419. DOI: [10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419](https://doi.org/10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419).
6. Kuznetsov A.A., Semenova G.K., Svidchenko E.A. Engineering thermoplastics as a basic material of selflubricating polymer composites for antifriction purposes. *Voprosy materialovedeniya*, 2009, no. 1, pp. 116–126. EDN: [KUAIKL](https://www.edn.net/KUAIKL).

7. Negmatov S.S., Abed N.S., Saidakhmedov R.Kh. et al. Research of viscoelastic and adhesion-strength property and development of effective vibration absorbing composite polymeric materials and coatings of mechanical engineering purpose. *Plasticheskie massy*, 2020, no. 7–8, pp. 32–36. DOI: [10.35164/0554-2901-2020-7-8-32-36](https://doi.org/10.35164/0554-2901-2020-7-8-32-36).
8. Bryanskiy A.A., Bashkov O.V., Belova I.V., Bashkova T.I. Investigation of damages formed in polymer composite materials under bending loading and their identification by the acoustic emission technique. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 7–16. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-7-16](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-7-16).
9. Wen S.-Z., Zhong S.-D., Kan W.-Q., Zhao P.-S., He Y.-C. Experimental and theoretical investigation on the hydrochromic property of Ni(II)-containing coordination polymer with an inclined 2D–3D polycatenation architecture. *Journal of Molecular Structure*, 2022, vol. 1269, article number 133753. DOI: [10.1016/j.molstruc.2022.133753](https://doi.org/10.1016/j.molstruc.2022.133753).
10. Jin L., Cao W., Wang P., Song N., Din P. Interconnected MXene/Graphene network constructed by soft template for multi-performance improvement of polymer composites. *Nano-Micro Letters*, 2022, vol. 14, no. 1, article number 133. DOI: [10.1007/s40820-022-00877-7](https://doi.org/10.1007/s40820-022-00877-7).
11. Robertson B.P., Calabrese M.A. Evaporation-controlled dripping-onto-substrate (DoS) extensional rheology of viscoelastic polymer solutions. *Scientific Reports*, 2022, vol. 12, no. 1, article number 4697. DOI: [10.1038/s41598-022-08448-x](https://doi.org/10.1038/s41598-022-08448-x).
12. Ivanochkin P.G., Bolshikh I.V., Talakhadze T.Z., Bolshikh E.P. Application of antifriction polymer composite coatings in the brake lever transmission of locomotives. *Vestnik Rostovskogo gosudarstvennogo universiteta putey soobshcheniya*, 2022, no. 1, pp. 16–22. DOI: [10.46973/0201-727X_2022_1_16](https://doi.org/10.46973/0201-727X_2022_1_16).
13. Ivanochkin P.G., Manturov D.S., Danilchenko S.A., Karpenko K.I., Ivanochkina T.A. Study on the effect of the sealers on the steel surface layer modified by electrical discharge machining. *Solid State Phenomena*, 2021, vol. 316 SSP, pp. 713–719.
14. Bryanskiy A.A., Bashkov O.V. Identification of acoustic emission sources in a polymer composite material under the cycle tension loading. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 3, pp. 19–27. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-19-27](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-19-27).
15. Saha S., Adachi Y. Shielding behavior of electrokinetic properties of polystyrene latex particle by the adsorption of neutral poly (ethylene oxide). *Journal of Colloid and Interface Science*, 2022, vol. 626, pp. 930–938. DOI: [10.1016/j.jcis.2022.06.154](https://doi.org/10.1016/j.jcis.2022.06.154).
16. Ivanochkin P.G., Suvorova T.V., Danilchenko S.A., Novikov E.S., Complex research of polymer composites with a matrix on the basis of phenilon C-2. *Vestnik Rostovskogo gosudarstvennogo universiteta putey soobshcheniya*, 2018, no. 4, pp. 18–25. EDN: [YTZDWP](https://www.edn.ru/ytzdwp/).
17. Egghe T., Ghobeira R., Morent R., Hoogenboom R., De Geyter N. Comparative study of the aging behavior of plasma activated hexamethyldisiloxane-based plasma polymers and silicone elastomer thin films. *Progress in Organic Coatings*, 2022, vol. 172, article number 107091. DOI: [10.1016/j.porgcoat.2022.107091](https://doi.org/10.1016/j.porgcoat.2022.107091).
18. Hu P., Xie R., Xie Q., Ma C., Zhang G. Simultaneous realization of antifouling, self-healing, and strong substrate adhesion via a bioinspired self-stratification strategy. *Chemical Engineering Journal*, 2022, vol. 449, article number 137875. DOI: [10.1016/j.cej.2022.137875](https://doi.org/10.1016/j.cej.2022.137875).
19. Khasyanova D.U., Mukutadze M.A., Zadorozhnaya N.S. Mathematical model for a lubricant in a sliding bearing with a fusible coating in terms of viscosity depending on pressure under an incomplete filling of a working gap. *Journal of machinery manufacture and reliability*, 2021, vol. 50, no. 5, pp. 405–411. DOI: [10.3103/S1052618821050083](https://doi.org/10.3103/S1052618821050083).
20. Khasyanova D.U., Mukutadze M.A. Increasing the wear resistance of a radial sliding bearing with a metal coating. *Problemy mashinostroeniya i nadezhnosti mashin*, 2022, no. 2, pp. 41–46. DOI: [10.31857/S0235711922020067](https://doi.org/10.31857/S0235711922020067).

Increasing the wear resistance of a radial bearing with a non-standard support profile and polymer coating on the shaft surface taking into account the pressure-viscosity ratio

© 2022

Khaidar N. Abdulrahman¹, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor

Viktoria I. Kirishchieva², postgraduate student of Chair of Higher Mathematics

Murman A. Mukutadze³, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Chair of Higher Mathematics

Valentina E. Shvedova⁴, postgraduate student of Chair of Higher Mathematics

Rostov State Transport University, Rostov-on-Don (Russia)

*E-mail: murman1963@yandex.ru¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1588-9311>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7275-2576>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2810-3047>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8469-7671>

Received 10.08.2022

Accepted 18.10.2022

Abstract: The paper covers the development and analysis of a model of the true viscous lubricant movement in the working gap of a radial sliding bearing with a non-standard support profile having a fluoroplastic composite polymer coating with a groove on the shaft surface. The authors obtained new models based on the classical equation in the appro-

ximation for the “thin layer” and the continuity equation describing the laminar pattern of movement of a lubricant with the viscous rheological properties. The results of the numerical analysis of the developed models allowed obtaining a quantitative assessment of the efficiency of the bearing bush support profile and the polymer-coated shaft with an axial groove. To complete the set of studies and verify theoretical insights, the authors carried out the experimental research. The novelty of the work lies in the development of an engineering calculation technique that allows determining the magnitude of the main tribotechnical parameters of a radial sliding bearing (hydrodynamic pressure, load capacity, and friction ratio) and expanding the area of practical application of the developed engineering calculations. The design of the radial bearing with a fluoroplastic antifriction composite polymer coating, a 3 mm wide groove, and a special support profile ensured the stable shaft ascent on the hydrodynamic wedge, which experimentally confirmed the correctness of the results of theoretical studies of sliding bearings with a diameter of 40 mm at a sliding speed of 0.3–3 m/s and a load of 13–65 MPa.

Keywords: radial bearing; wear resistance increase; antifriction polymer composite coating; groove; hydrodynamic mode; verification; pressure-viscosity ratio.

For citation: Abdulrahman Kh.N., Kirishchieva V.I., Mukutadze M.A., Shvedova V.E. Increasing the wear resistance of a radial bearing with a non-standard support profile and polymer coating on the shaft surface taking into account the pressure-viscosity ratio. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 9–17. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-9-17.

Исследование структуры и свойств фрикционного композиционного материала на основе железной матрицы

© 2022

Афанасьева Анна Алексеевна^{*1,3}, инженер ЦКП «Новые материалы и технологии»*Башков Олег Викторович*^{1,4}, доктор технических наук, профессор,

заведующий кафедрой «Материаловедение и технология новых материалов»

*Фадеев Валерий Сергеевич*², доктор технических наук, профессор, генеральный директор¹Комсомольский-на-Амуре государственный университет, Комсомольск-на-Амуре (Россия)²ООО «ИНФОТЕХ», Москва (Россия)

*E-mail: ani.afanasjeva@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8647-3770>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3910-9797>

Поступила в редакцию 27.05.2022

Принята к публикации 23.12.2022

Аннотация: Непрерывный рост скорости движения и грузонапряженности железнодорожного транспорта, работающего в широком диапазоне климатических зон Российской Федерации, создает потребность в разработке новых фрикционных материалов, обладающих повышенными эксплуатационными свойствами, способных обеспечить высокую надежность функционирования стрелочных электроприводов. В работе представлены результаты исследования микроструктуры, физико-механических и эксплуатационных свойств нового материала фрикционных вставок на основе железной матрицы для муфт стрелочного привода. В состав нового материала входят такие компоненты, как Fe, Cu, BaSO₄, SiO₂, C, Zn. Предложена методика выбора материалов с заданными эксплуатационными свойствами на основе результатов проведенных исследований с использованием факторного планирования эксперимента. С этой целью проведены исследования и установлена связь между значениями показателей микроструктуры, физико-механических и эксплуатационных свойств материалов с различным количественным составом компонентов. Был предложен параметр «плотность границ зерен» как показатель диссипативных свойств материала, обоснована возможность его использования в качестве структурного параметра оценки эксплуатационных свойств фрикционного материала. Для оценки эксплуатационных свойств фрикционного материала, определяющих возможность его применения в составе фрикционных муфт стрелочного электропривода, был также предложен новый параметр – период стойкости τ . Еще одним эксплуатационным свойством являлась девиация значений коэффициента трения Δf в диапазоне значений прижимных усилий стрелочного электропривода. По результатам стендовых испытаний нового фрикционного материала в составе фрикционной муфты стрелочного электропривода выявлена большая стойкость материала к износу и возможность его использования в тяжелых климатических условиях. Предложенная методика испытаний позволяет выполнять прогнозирование эксплуатационных свойств новых материалов еще на стадии изучения микроструктуры на основании полученных зависимостей, что позволяет существенно сузить круг поиска.

Ключевые слова: композиционный фрикционный материал; плотность границ зерен; порошковая металлургия; структура поверхности трения; диссипация.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации (проект НШ-452.2022.4).

Для цитирования: Афанасьева А.А., Башков О.В., Фадеев В.С. Исследование структуры и свойств фрикционного композиционного материала на основе железной матрицы // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 18–29. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-18-29.

ВВЕДЕНИЕ

Фрикционные материалы применяются практически во всех областях современной промышленности, в том числе на железной дороге. Непрерывный рост скоростей движения подвижных составов («Сапсан», «Аллегро», «Стриж» и др.), а так же грузонапряженности железных дорог создает потребность в разработке новых фрикционных материалов, способных обеспечить необходимые эксплуатационные свойства в широкой климатической зоне Российской Федерации [1].

Особое место в обеспечении быстрого и безопасно-го движения подвижного состава занимают стрелочные электроприводы, основная функция которых заключа-

ется в осуществлении перевода и замыкании остряка стрелочного перевода. Работа привода осуществляется за счет передачи фрикционной муфтой крутящего момента от электродвигателя к блоку главного вала. Кроме того, задача муфты – предохранять электродвигатель от перегрузки, которая может возникнуть в случае, если по какой-либо внешней причине остряк стрелочного перевода замкнут не удастся.

Работа муфты стрелочного электропривода в этот момент осуществляется при критических нагрузках [2] и не должна длиться дольше установленного нормативной документацией времени от 20 до 30 с. Однако на практике эти условия не всегда соблюдаются, и в случае их нарушения происходит перегрев фрикционного

материала. Последствия перегрева муфты могут быть различными, но наиболее распространенные из них – это адгезионное схватывание и отпуск дисков материала контртела, их искривление. Диски и фрикционные элементы после перегрева муфты подлежат только замене, что в условиях железнодорожного транспорта осложняется загруженностью дорог.

Современный фрикционный материал должен сочетать в себе комплекс физико-механических свойств, таких как высокая износостойкость, повышенный коэффициент трения, обладать достаточной теплостойкостью, термомеханической устойчивостью и способностью рассеивать выделяющееся при трении тепло [3]. Меняя состав фрикционных материалов, значения показателей этих свойств можно изменять в широких пределах, поэтому их свойства нормируются в соответствии с требованиями условий эксплуатации [4].

Одним из важнейших эксплуатационных свойств фрикционного материала является коэффициент трения. В работе [5] показана возможность прогнозирования триботехнических показателей материала фрикционной муфты по коэффициенту трения. Эффективность работы фрикционных материалов в значительной степени определяется соотношением коэффициента трения и износостойкости, сочетанием физико-механических и эксплуатационных свойств в различных климатических условиях работы [6]. В каждом отдельном случае значения коэффициента трения будут определяться условиями работы механизма [7]. Для муфт стрелочных электроприводов важно не только значение коэффициента трения, но главным образом обеспечение требуемых значений тока фрикции при заданном рабочем усилии на шибере привода [8].

По данным ОАО «РЖД», ежегодно порядка 6,5 % общего количества отказов в работе стрелочных электроприводов вызвано некорректной работой фрикционных муфт. Наличие в составе фрикционного материала таких дорогостоящих легирующих элементов, как медь (от 15 до 90 %), олово (от 2 до 10 %), никель (до 30 %), хром (до 20 %), вольфрам (до 10 %) и др., нанесение покрытий на контактные поверхности фрикционных муфт [9] позволяет добиться хороших показателей эксплуатационных свойств, но значительно повышает стоимость.

Ранее эксплуатационные свойства материала фрикционных вставок оценивались только по качеству работы стрелочного электропривода, для этого требовалось

изготовление муфты с заданным числом фрикционных элементов [10]. В данной работе мы предложили новые параметры оценки эксплуатационных свойств фрикционного элемента в лабораторных условиях, не требующие на начальных этапах проведения стендовых испытаний муфты в сборе. Не менее важным является установление взаимосвязи между свойствами фрикционного материала и его структурой [11].

Цель исследования – установление связи между механическими, структурными и технологическими свойствами нового композиционного фрикционного материала (КФМ) и сравнение их с аналогом, используемым в настоящее время для изготовления фрикционного механизма стрелочного электропривода.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Разработка составов материала осуществлялась с применением факторного планирования эксперимента. Был выбран следующий компонентный состав: Fe, Cu, BaSO₄, SiO₂, C, Zn. В качестве фрикционного наполнителя, придающего материалу прочность и твердость, в состав был введен SiO₂. BaSO₄ обеспечивает повышение стабильности фрикционных свойств материала и термической прочности железной матрицы [12]. Варьируемыми факторами являлись значения массовой концентрации Cu, BaSO₄ и SiO₂, приведенные в процентах от общей массы. Содержание Fe, как основы, рассчитывалось по остаточному принципу. Уровни варьирования факторов и их кодировочные значения приведены в таблице 1.

Кодировка переменных факторов производилась по формуле:

$$X_n = 1 - \frac{2(x_{n\max} - x_n)}{x_{n\max} - x_{n\min}},$$

где x_n – значения n -го переменного фактора.

Матрица планирования трехфакторного эксперимента при двухуровневом варьировании представлена в таблице 2.

Полная матрица планирования содержит 27 различных составов композиционных материалов и предполагает достаточно большой объем экспериментальных исследований. В работе предложена методика сокращенного объема исследований: оставлен лишь один

Таблица 1. Уровни варьирования факторов и их кодировочные значения
Table 1. The levels of factor variability and their code values

Фактор	Cu		SiO ₂		BaSO ₄	
	Массовая доля, %	Код X ₁	Массовая доля, %	Код X ₂	Массовая доля, %	Код X ₃
Верхний уровень	30,0	+1	5,0	+1	3,0	+1
Средний уровень	22,5	0	4,0	0	2,25	0
Нижний уровень	15,0	-1	3,0	-1	1,5	-1

Таблица 2. Матрица планирования
Table 2. Planning matrix

№	Варьируемые факторы			Результаты эксперимента				
	X_1	X_2	X_3	Средняя плотность границ	Пористость	НВ	Относительная износостойкость	Коэффициент трения
1	+1	+1	+1	Y_{11}	Y_{21}	Y_{31}	Y_{41}	Y_{51}
2	-1	+1	+1	Y_{12}	Y_{22}	Y_{32}	Y_{42}	Y_{52}
3	+1	-1	+1	Y_{13}	Y_{23}	Y_{33}	Y_{43}	Y_{53}
4	-1	-1	+1	Y_{14}	Y_{24}	Y_{34}	Y_{44}	Y_{54}
5	+1	+1	-1	Y_{15}	Y_{25}	Y_{35}	Y_{45}	Y_{55}
6	-1	+1	-1	Y_{16}	Y_{26}	Y_{36}	Y_{46}	Y_{56}
7	+1	-1	-1	Y_{17}	Y_{27}	Y_{37}	Y_{47}	Y_{57}
8	-1	-1	-1	Y_{18}	Y_{28}	Y_{38}	Y_{48}	Y_{58}
9	0	0	0	Y_{19}	Y_{29}	Y_{39}	Y_{49}	Y_{59}

базовый состав, содержащий срединные значения компонентов. Остальные составы, выбранные для анализа, являются составами, содержащими крайние значения массовых долей компонентов, выбранных для поиска оптимального состава.

Уравнение регрессии в закодированных параметрах представляет линейный полином, представленный в формуле:

$$Y = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + a_3X_3.$$

Коэффициенты уравнения регрессии рассчитывались по формуле:

$$a_j = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (X_{ji}Y_i),$$

где n – количество строк в матрице планирования;

i – порядковый номер эксперимента;

j – индекс независимой переменной ($j=0, 1, 2, 3$).

В результате были получены 9 перспективных составов фрикционных материалов, представленных в таблице 3.

Для проведения исследований экспериментальных составов композиционного материала методом порошковой металлургии изготавливались образцы фрикционных вставок [13]. Во все составы были включены порошки углерода (ГОСТ 4404-78) и цинка (ТУ 2432-062-56856807-06) – 3 и 1 % соответственно. Углерод в виде графита, добавленный в количестве 3 % по массе, работает в материале в качестве твердой смазки. Добавление цинка в количестве всего 1 % по массе позволяет значительно улучшить прессуемость материала, снижая при этом износ матрицы. Подготовленная по-

рошковая смесь заданного состава спрессовывалась под давлением 700 МПа. Спрессованные заготовки спекали в атмосфере аргона в высокотемпературной вакуумной печи VHT 8/18–GR при температуре 1135 °С [14].

Микроструктуру образцов исследовали на металлографическом микроскопе Nikon 200МА. Изучались металлографические шлифы в травленном и нетравленном виде. Для травления образцов применялся раствор азотной кислоты 4 % в этиловом спирте. Определение количественных показателей микроструктуры осуществлялось при помощи ПО Image.Pro.Plus.5.1. Обработка изображений микроструктур включала в себя коррекцию резкости, снятие контрастной маски, выделение границ с помощью фильтра Лапласа и калибровку в соответствии с масштабом [15]. По полученным результатам рассчитывали среднюю плотность границ по формуле:

$$q_{\text{ср}} = \frac{1}{F_{\Phi}} \sum_{i=1}^N P_i,$$

где N – количество микроструктурных объектов;

P_i – периметр объектов;

F_{Φ} – площадь металлографического шлифа.

Фиксацию и подсчет отдельных фазово-структурных составляющих проводили с использованием инструмента «контрастные маски», обрабатывая изображения нетравленных шлифов по алгоритму цветовой сегментации и цветового куба.

Износостойкость исследуемых композиционных материалов рассчитывалась по аналогии с методикой определения относительной абразивной износостойкости гетерогенного материала [16] на основании измеренной твердости структурных компонентов. Микротвердость

Таблица 3. Составы композиционного фрикционного материала
Table 3. Compositions of a composite friction material

№	Массовая доля химических элементов, %					
	Cu	SiO ₂	BaSO ₄	C	Zn	Fe
1	30,0	5,0	3,0	3,0	1,0	58,0
2	15,0	5,0	3,0	3,0	1,0	74,0
3	30,0	3,0	3,0	3,0	1,0	60,0
4	15,0	3,0	3,0	3,0	1,0	75,0
5	30,0	5,0	1,5	3,0	1,0	59,5
6	15,0	5,0	1,5	3,0	1,0	74,5
7	30,0	3,0	1,5	3,0	1,0	61,5
8	15,0	3,0	1,5	3,0	1,0	76,5
9	22,5	4,0	2,25	3,0	1,0	67,25

элементов микроструктуры определяли при помощи микротвердомера НМV-2 (Shimadzu) при нагрузке 0,49 Н: один и тот же вид элемента микроструктуры измерялся 25 раз, после чего производился расчет математического ожидания и среднеквадратичного отклонения.

Относительная износостойкость композиционного материала была определена по формуле:

$$\varepsilon_{\text{KM}} = \frac{1}{100} \cdot \sum_{i=1}^n C_i \varepsilon_i,$$

где ε_i – относительная износостойкость отдельного структурного компонента;

C_i – относительная площадь, занимаемая структурным компонентом, %;

n – количество структурных компонентов материала.

Относительная износостойкость железной матрицы ($\varepsilon_{\text{ж}}$) как основы композиционного материала и медных включений ($\varepsilon_{\text{м}}$) была определена по формулам:

$$\varepsilon_{\text{ж}} = \frac{\mu HV_{\text{ж}}}{\mu HV_{\text{эталон}}},$$

$$\varepsilon_{\text{м}} = \frac{\mu HV_{\text{м}}}{\mu HV_{\text{эталон}}},$$

где $HV_{\text{ж}}$ – микротвердость железной матрицы;

$HV_{\text{м}}$ – микротвердость медных включений;

$HV_{\text{эталон}}$ – микротвердость эталона.

В качестве эталона для расчета была использована сталь 45 со значением микротвердости 2200 МПа, близкая по составу и свойствам к используемому материалу контрола фрикционной пары.

В связи с тем, что структура материалов, предложенных для использования в качестве фрикционных вставок, по характеру функционирования содержит

поры, значение износостойкости которых априори равно нулю и в расчете не учитывалось, относительная износостойкость материала в целом рассчитывалась по формуле:

$$\varepsilon_{\text{KM}} = C_{\text{ж}} \varepsilon_{\text{ж}} + C_{\text{м}} \varepsilon_{\text{м}}.$$

Твердость материала оценивалась при помощи стационарного твердомера Бринелля ТН-600 в соответствии с ГОСТ 9012-59.

Для определения стабильности коэффициента трения были проведены исследования фрикционных свойств на машине трения ИИ5018, схема испытаний «диск – колодка». Методика проведения испытаний материала на машине трения имитировала условия работы материала фрикционной вставки в составе муфты стрелочного электропривода типа СП-6.

Стабильность коэффициента трения оценивалась девиацией значений коэффициента трения Δf в заданном диапазоне усилий, приведенных к усилию на шибере. Параметр Δf принят в качестве одного из основных показателей эксплуатационных свойств композиционных фрикционных вставок.

Еще одним важным эксплуатационным параметром для фрикционных материалов являлась стойкость к износу, измеряемая как период стойкости τ материала вставки фрикционной муфты при проведении стендовых испытаний. Определение периода τ выполнялось по результатам испытаний муфты стрелочного привода в сборе. При испытании регистрировали стойкость к износу τ исследуемых КФМ, определяемую как период времени от начала испытания до момента превышения значения предельно допустимого тока электродвигателя по паспорту (4,8 А для используемого в электроприводе двигателя) для фрикционного механизма с установленными фрикционными вставками из материала состава № 2 и материала-аналога. Критерием определения стойкости материала являлся период τ от начала

испытания до момента превышения допустимого значения тока электродвигателя при работе электропривода с заданным значением усилия на шибере.

Для сравнения полученных характеристик Δf и τ разработанного материала также проводились испытания материала-аналога, близкого по составу и применяемого в настоящее время для изготовления фрикционных вставок муфт стрелочного электропривода. Состав материала-аналога: С – 9 %, Cu – 15 %, SiO₂ – 3 %, BaSO₄ – 6 %, остальное – Fe.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В результате изучения микроструктур исследуемых образцов были выявлены 3 основные структурные составляющие, присущие всем 9 составам КФМ: железная матрица, медные включения и поры (рис. 1). Визу-

альное различие нетравленных шлифов КФМ составляли размеры, количество включений и пор.

Железо в составе композиционного фрикционного материала образовало каркас (матрицу), микроструктура которого представляла собой пластинчатый перлит. Средняя плотность границ представляла собой интегральную величину субграниц в железной матрице и межфазовых границ между стальной матрицей и медными включениями.

По обработанным нетравленным изображениям микроструктур рассчитывались соотношения площадей между основными структурными составляющими фрикционного материала. Пример исходного изображения микроструктуры и контрастные маски различных структурных составляющих представлены на рис. 2.

Результаты экспериментальных исследований структуры, механических и физических свойств представлены

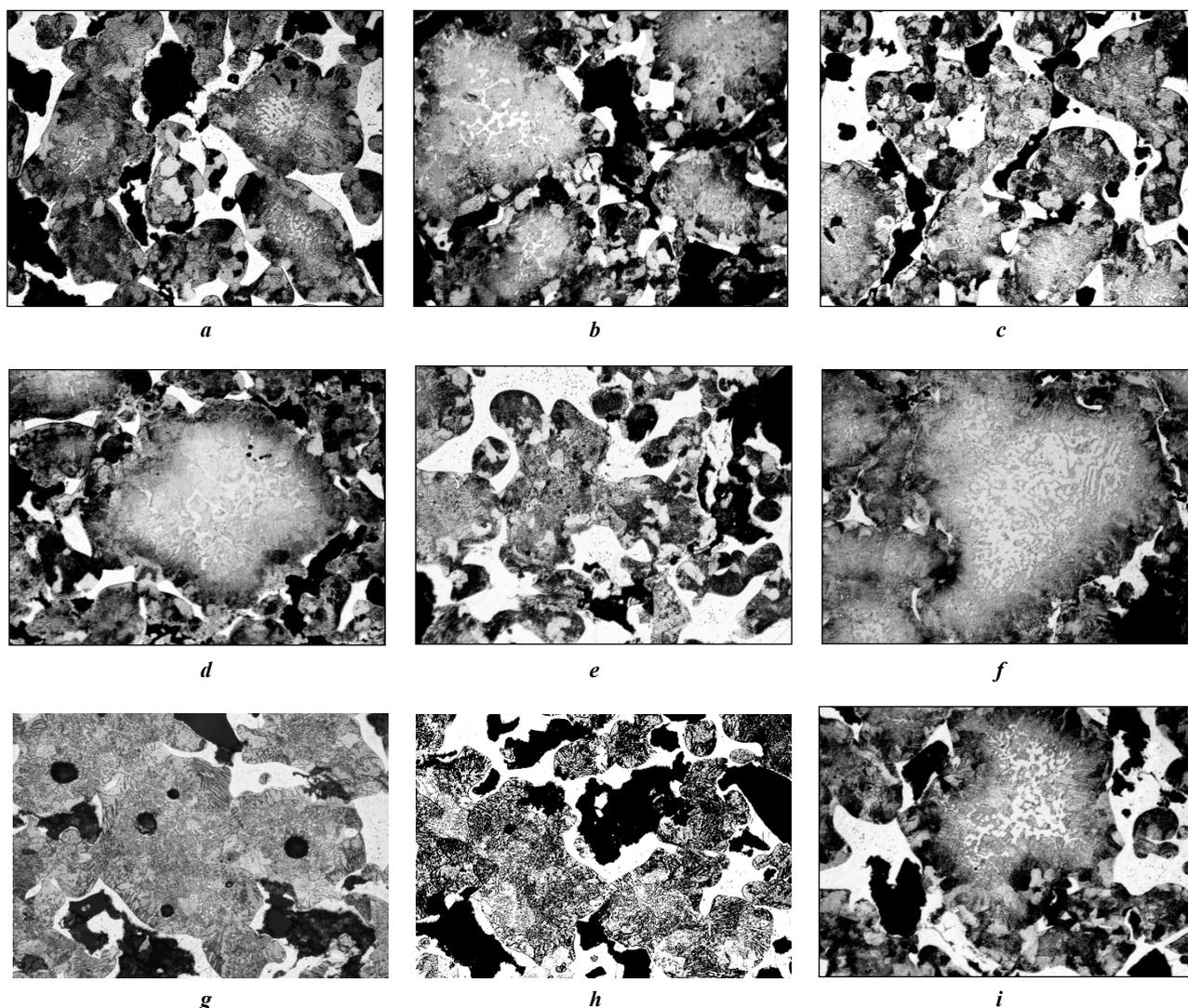


Рис. 1. Микроструктуры образцов фрикционного материала:
a – образец состава № 1; *b* – образец состава № 2; *c* – образец состава № 3;
d – образец состава № 4; *e* – образец состава № 5; *f* – образец состава № 6;
g – образец состава № 7; *h* – образец состава № 8; *i* – образец состава № 9

Fig. 1. Microstructures of friction material specimens:

a – composition No.1 specimen; *b* – composition No.2 specimen; *c* – composition No.3 specimen;
d – composition No.4 specimen; *e* – composition No.5 specimen; *f* – composition No.6 specimen;
g – composition No.7 specimen; *h* – composition No.8 specimen; *i* – composition No.9 specimen

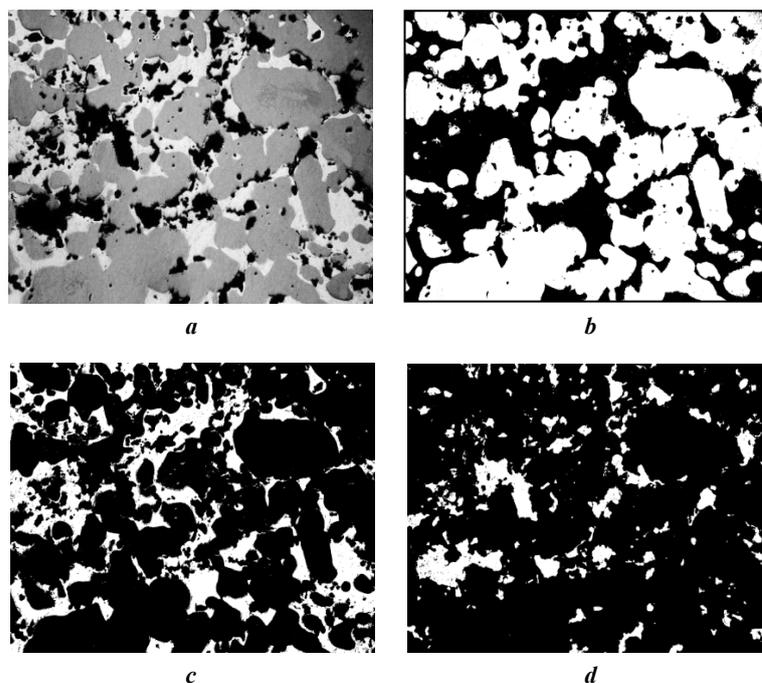


Рис. 2. Изображение микроструктуры композиционного фрикционного материала:
a – до обработки; *b* – контрастные маски железной матрицы;
c – медные включения; *d* – поры
Fig. 2. An image of the composite friction material microstructure:
a – before treatment; *b* – iron matrix contrasting masks;
c – copper inclusions; *d* – pores

в таблице 4. Значения средней плотности границ зерен q , пористости Π , твердости НВ и коэффициента износостойкости были получены прямыми измерениями или в процессе испытаний образцов 1–9. Относительная износостойкость $\varepsilon_{\text{КМ}}$ являлась расчетной характеристикой.

В результате реализации эксперимента по факторному планированию были получены уравнения регрессии:

$$q = 0,513 - 0,004 \cdot \text{Cu} - 0,001 \cdot \text{SiO}_2 - 0,024 \cdot \text{BaSO}_4,$$

$$\Pi = 22,426 - 0,063 \cdot \text{Cu} + 0,003 \cdot \text{SiO}_2 + 0,264 \cdot \text{BaSO}_4,$$

$$\text{HB} = 747,6 - 6,5 \cdot \text{Cu} + 29,2 \cdot \text{SiO}_2 + 24,994 \cdot \text{BaSO}_4,$$

$$\varepsilon = 1,383 - 0,019 \cdot \text{Cu} + 0,026 \cdot \text{SiO}_2 + 0,011 \cdot \text{BaSO}_4,$$

$$f = 0,3937 - 0,03567 \cdot \text{Cu} + 0,1728 \cdot \text{SiO}_2 + 0,2306 \cdot \text{BaSO}_4.$$

На основании полученных результатов были построены диаграммы, устанавливающие связь средней плотности границ зерен $q_{\text{ср}}$ с твердостью НВ (рис. 3) и относительной износостойкостью к механическому истиранию $\varepsilon_{\text{КМ}}$ исследуемых КФМ (рис. 4).

Твердость является важным параметром при определении стабильности коэффициента трения, в связи с чем материалы с низкой твердостью будут обладать более высоким коэффициентом трения, но в то же время низкой износостойкостью. Однако повышение износа не может являться признаком высокой стабильности коэффициента трения.

Низкое значение износостойкости будет приводить к чрезмерному истиранию материала, снижая долговечность его использования [17; 18]. По установленной связи между относительной износостойкостью $\varepsilon_{\text{КМ}}$ и параметром плотность границ зерен q , последний может быть выбран в качестве информативного параметра оценки износостойкости. Преимуществом предложенного подхода с практической точки зрения является то, что параметр q может быть получен только по результатам микроструктурных исследований и не требует выполнения дополнительных испытаний.

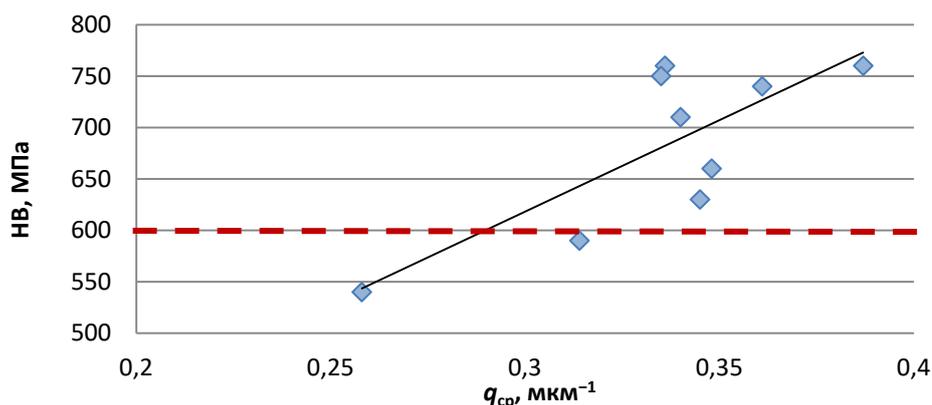
Важным показателем работоспособности фрикционной муфты является стабильность коэффициента трения, возникающего при работе механизма [19]. При этом наиболее важным параметром, обеспечивающим стабильность функционирования фрикционного механизма стрелочного электропривода, является не значение самого коэффициента трения, а значение девиации коэффициента трения Δf в диапазоне значений рабочего тягового усилия, создаваемого взаимным прижатием элементов фрикционной пары, которое составляет 4000–6000 Н для модели стрелочного привода, способного работать в тяжелых условиях эксплуатации. Результаты испытаний представлены на диаграмме (рис. 5).

На рис. 5 видно, что наименьшее значение девиации коэффициента трения $\Delta f=0,08$ наблюдается для материала, изготовленного из состава № 2.

Для подтверждения эффективности предложенной методики выбора фрикционных материалов были проведены стендовые испытания стрелочного электропривода в сборе. Исследования показали, что значение стойкости к износу τ КФМ состава № 2 превысило

Таблица 4. Результаты эксперимента
Table 4. The experiment results

№	Результаты эксперимента				
	Средняя плотность границ q , мкм^{-1}	Пористость, %	НВ, МПа	Относительная износостойкость $\varepsilon_{\text{КМ}}$	Коэффициент трения
1	0,340	18,92	710	0,95	0,36
2	0,336	19,45	760	0,93	0,46
3	0,258	18,21	540	0,87	0,31
4	0,387	20,81	760	1,11	0,46
5	0,348	18,62	660	0,99	0,40
6	0,361	19,63	740	1,07	0,38
7	0,314	18,95	590	0,87	0,35
8	0,345	18,61	630	1,03	0,34
9	0,335	21,65	750	1,01	0,41

Рис. 3. Диаграмма, устанавливающая связь между значениями средней плотности границ зерен q_{cp} и твердости НВ исследуемых КФМFig. 3. A diagram establishing the relationship between the values of the grain boundary average density q_{cp} and the НВ hardness of the studied CFMs

установленное предельное время испытания $\tau > 300$ с, что характеризует данный материал как имеющий высокое значение стойкости к износу. Значение стойкости к износу материала-аналога составило $\tau = 90$ с (рис. 6).

На рис. 7 приведены графики зависимости износа фрикционных вставок по массе от периода времени испытаний. Меньший износ был отмечен для КФМ состава № 2 в сравнении с материалом-аналогом.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В рамках реального производства в условиях быстро меняющегося спроса на инновационную продукцию экономическая целесообразность проведения полнофакторного исследования заводской лабораторией не-

крупной производственной компании может оказаться под сомнением. Предложенная в работе методика сокращенного объема исследований основана на гипотезе о монотонности зависимостей значений исследуемых свойств, имеющих, по мнению авторов, физически обоснованную связь между собой. Данный подход позволяет сократить в 3 раза время и затраты на выполнение исследований в условиях, при которых основной целью является разработка материала, обеспечивающего прежде всего заданные эксплуатационные свойства и обладающего лучшими показателями свойств в сравнении с аналогами.

Полученные в ходе эксперимента регрессионные уравнения позволяют прогнозировать количественный состав компонентов, используемых для изготовления

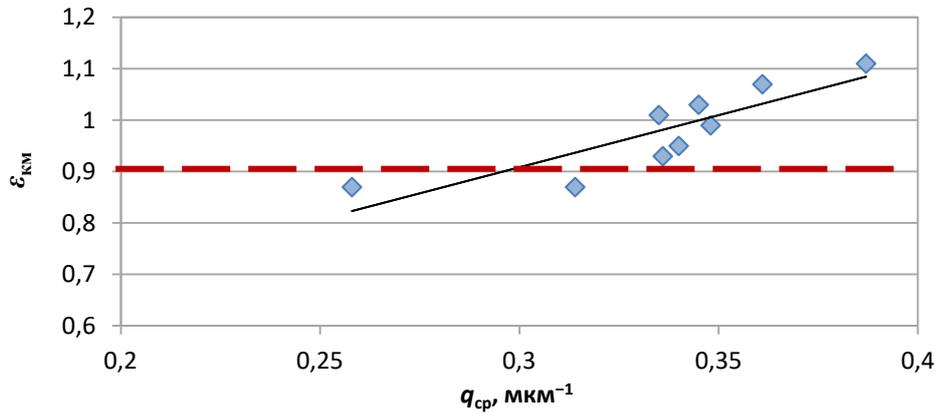


Рис. 4. Диаграмма, устанавливающая связь между значениями средней плотности границ зерен q_{cp} и износостойкости к механическому истиранию $\epsilon_{км}$ исследуемых КФМ
Fig. 4. A diagram establishing the relationship between the values of the grain boundary average density q_{cp} and the mechanical abrasion wear resistance $\epsilon_{км}$ of the studied CFMs

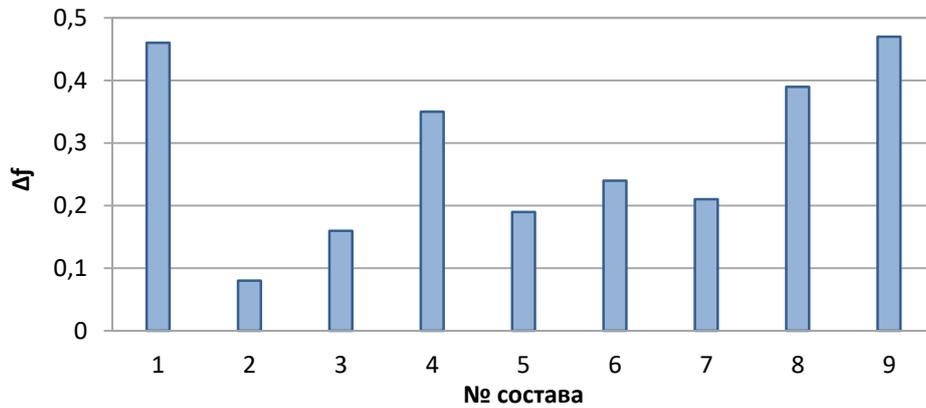


Рис. 5. Девияция коэффициента трения в диапазоне тяговых усилий от 4000 до 6000 Н
Fig. 5. The friction coefficient deviation in the range of traction efforts of 4000 to 6000 N

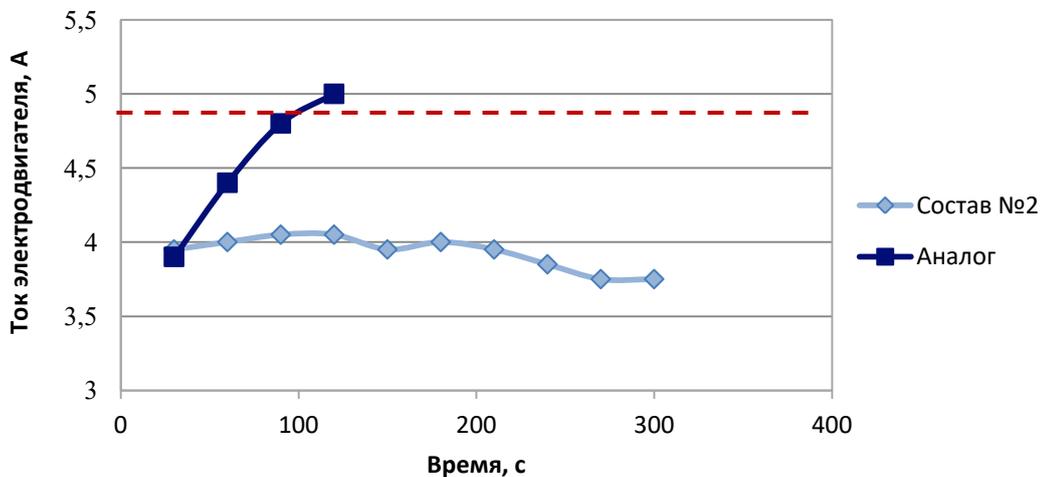


Рис. 6. Графики зависимости тока на электродвигателе стрелочного электропривода от периода испытаний
Fig. 6. The diagrams of dependency of the current at the electric drive of an electric switch mechanism on the testing period

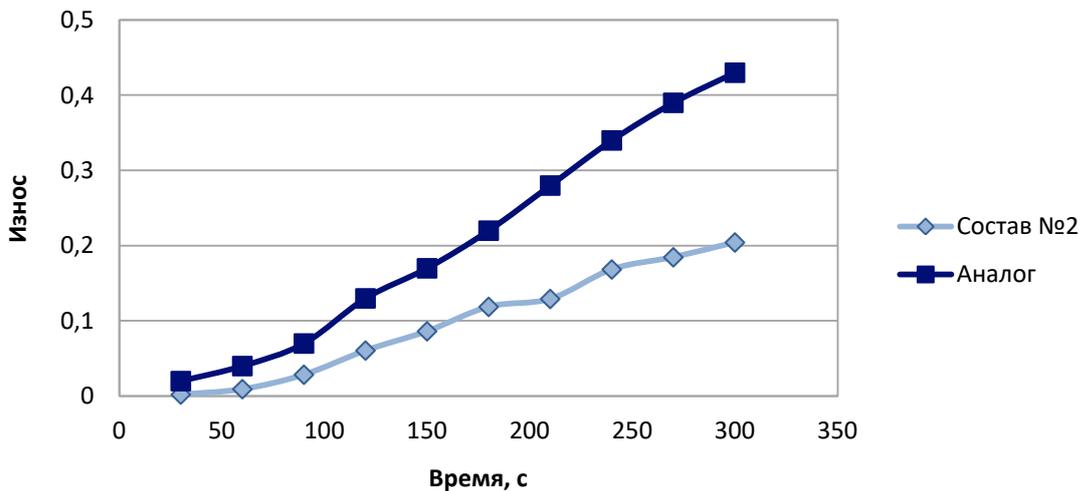


Рис. 7. Графики зависимости износа материалов фрикционных вставок от периода испытаний
 Fig. 7. The diagrams of dependency of the friction inserts' material wear on the testing period

материала фрикционной вставки на железной основе, в зависимости от требуемых механических и эксплуатационных свойств. В результате анализа уравнений регрессии было установлено, что при повышенной концентрации Си твердость по Бринеллю, относительная износостойкость, пористость и средняя плотность границ микроструктурных элементов q понижаются, а при повышении концентрации компонентов $BaSO_4$ и SiO_2 твердость по Бринеллю и относительная износостойкость увеличиваются, при этом снижается средняя плотность границ q [19].

Из установленных зависимостей (рис. 3, 4) можно видеть, что с увеличением значений твердости материала с 540 до 760 НВ, что составляет 40 %, и с увеличением относительной износостойкости ε с 0,87 до 1,11, что составляет 28 %, значения параметра q возросли на 50 % – с 0,258 до 0,387 $\mu\text{м}^{-1}$. Это показывает высокую структурную чувствительность параметра q . Плотность границ зерен влияет на перемещение дислокаций в условиях деформационного взаимодействия пары трения и определяет энергию этого взаимодействия [20; 21]. В связи с этим параметр q характеризует диссипативные свойства материала и может являться физически обоснованным параметром для определения эксплуатационных свойств фрикционных материалов.

С практической точки зрения при выборе материалов с комплексом свойств, максимально удовлетворяющих установленным требованиям твердости, износостойкости и стабильности коэффициента трения, введение дополнительного параметра q может играть важную роль в сокращении объемов проводимых исследований. Это можно видеть по графикам на рис. 3 и 4, где при выборе лучшего с точки зрения обеспечения фрикционных свойств материала можно исключить те, что имеют наименьшие значения твердости и износостойкости (отмечено пунктирными линиями на графиках).

Основными функциями разрабатываемого материала фрикционной вставки являются обеспечение передачи стабильного усилия на шибере для перевода стрелки стрелочного электропривода, а также предохранение

электродвигателя от перегрузки и сгорания в случае возникновения аварийной ситуации. Кроме того, от электроприводов универсального назначения требуется обеспечение усилий на шибере в широком диапазоне [22]. Ранее для контроля соблюдения этих условий требовались стендовые испытания материала, что не всегда представляется возможным. Предложенный параметр девиации коэффициента трения Δf позволит сократить объем стендовых испытаний и уже на стадии лабораторных испытаний исключить неподходящие составы материалов. Исследование фрикционных свойств разработанных материалов позволило определить значения девиации коэффициента трения Δf в диапазоне тяговых усилий от 4000 до 6000 Н, развиваемых на шибере. Минимальным значением девиации коэффициента трения $\Delta f=0,08$ из всех исследуемых материалов обладал состав № 2.

Проведенные стендовые испытания материала состава № 2 и материала-аналога подтвердили эффективность методики выбора состава фрикционного материала. Параметр стойкости к износу τ материала состава № 2 имел значения более чем в 3 раза выше в сравнении со значениями τ для материала-аналога.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Предложены новые составы композиционных материалов, используемых для изготовления фрикционных вставок для муфт стрелочных электроприводов на железной основе. С использованием метода факторного планирования эксперимента установлена взаимосвязь между количественным показателем микроструктуры нового фрикционного материала – значением средней плотности границ и его эксплуатационными и физико-механическими свойствами. По полученным зависимостям можно предварительно оценить диссипативные свойства нового фрикционного материала, что дает возможность осуществить прогнозирование эксплуатационных свойств. На основании полученных зависимостей для предложенных составов были проведены ис-

следования девиации значений коэффициента трения и стойкости к износу, выбран и запатентован состав материала (С – 3 %, Cu – 15 %, SiO₂ – 5 %, BaSO₄ – 3 %, остальное – Fe) с наилучшими показателями эксплуатационных свойств, обеспечивающими возможность его применения для работы в тяжелонагруженных механизмах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Бернацкий В.В., Макаренко Н.Н. Современные фрикционные материалы и их применение в тормозных системах автотранспортных средств // Журнал автомобильных инженеров. 2019. № 4. С. 32–37. EDN: [VHRZYP](#).
- Шишкарёв М.П. К вопросу о нагрузках в адаптивных фрикционных муфтах при срабатывании // Инновационные подходы в отраслях и сферах. 2021. Т. 6. № 2. С. 219–229. EDN: [UTYVEG](#).
- Нилов А.С., Кулик В.И., Гаршин А.П. Анализ фрикционных материалов и технологий изготовления тормозных колодок для высоконагруженных тормозных систем с дисками из керамического композиционного материала // Новые огнеупоры. 2015. № 7. С. 57–68. EDN: [VILHQB](#).
- Kryachek V.M. Friction composites: Traditions and new solutions (review). I. Powder materials // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 2004. Vol. 43. № 11-12. P. 581–592. DOI: [10.1007/s11106-005-0025-2](#).
- Густов Ю.А., Воронина И.В. Прогнозирование триботехнических показателей фрикционных дисковых предохранительных муфт по коэффициенту трения // Приводы и компоненты машин. 2019. № 3-4. С. 20–23. EDN: [CCKPTZ](#).
- Войтенко В.А. Моделирование тепловых процессов и процессов изнашивания фрикционной муфты нового типа для машиностроения // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2021. Т. 23. № 4. С. 93–101. EDN: [DGWSOC](#).
- Шишкарёв М.П. Нагрузочная способность адаптивных фрикционных муфт при повышенном значении коэффициента трения // Инновационные подходы в отраслях и сферах. 2020. Т. 5. № 8. С. 8–16. EDN: [ROXNBU](#).
- Лешок А.В., Ильющенко А.Ф., Роговой А.Н., Лазарчик М.В. Спечённый порошковый фрикционный материал для фрикционных дисков муфты редуктора стрелочного электропривода: патент на изобретение РФ № 2757880, 2021. 3 с. EDN: [WJOLFM](#).
- Елагина О.Ю., Комадынко А.С., Полещук Е.Д., Rejakovic V., Drangai L. Перспективы применения покрытия из нитрида титана для контактных поверхностей фрикционных муфт // Трение и износ. 2020. Т. 41. № 1. С. 36–42. EDN: [UDJLLT](#).
- Фадеев В.С., Штанов О.В., Паладин Н.М., Конаков А.В., Гайнаншин Н.Г., Афанасьев А.А. Диск фрикционной муфты стрелочного привода типа СП: патент на полезную модель РФ № 181227, 2018. 3 с. EDN: [TKYAVV](#).
- Башков О.В., Афанасьева А.А. Исследование структуры и фрикционных свойств нового композиционного фрикционного материала // Морские интеллектуальные технологии. 2021. Т. 1. № 4-1. С. 59–65. DOI: [10.37220/MIT.2021.54.4.032](#).
- Ким В.А., Афанасьева А.А. Особенности структуры и свойств фрикционного композиционного материала // Технология машиностроения. 2019. № 11. С. 5–11. EDN: [LYMUXK](#).
- Фадеев В.С., Штанов О.В., Паладин Н.М., Конаков А.В., Афанасьева А.А. Фрикционный элемент для фрикционной муфты стрелочного электропривода: патент на полезную модель РФ № 176377, 2018. 3 с. EDN: [KTZDSX](#).
- Ильющенко А.Ф., Дмитриевич А.А., Лешок А.В. Спечённые металлокерамические фрикционные композиционные материалы и изделия // Известия национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук. 2011. № 2. С. 10–17. EDN: [XVSSSB](#).
- Kim V.A., Afanaseva A.A., Samar E.V., Belova I.V. Study of nonequilibrium structures by the method of multifractal parametrization // Lecture Notes in Networks and Systems. 2021. Vol. 200. P. 467–474. DOI: [10.1007/978-3-030-69421-0_50](#).
- Хрущев М.М., Бабичев М.А. Исследование изнашивания металлов. М.: Наука, 1960. 351 с.
- Cherney O.T., Skachkova E.G., Permowskiy A.A., Smirnova Zh.V., Kutepova L.I. Factors affecting the tribotechnical properties of sintered materials // IOP Conference Series Materials Science and Engineering. 2021. Vol. 1111. Article number 012015. DOI: [10.1088/1757-899X/1111/1/012015](#).
- Горячева И.Г. Механика фрикционного взаимодействия. М.: Наука, 2001. 478 с.
- Ким В.А., Фадеев В.С., Афанасьева А.А. Исследование состава, структуры и свойств нового композиционного фрикционного материала // Учёные записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2019. Т. 1. № 4. С. 62–68. EDN: [YANQKR](#).
- Гемуев Ш.И., Гемуев И.И. Технология производства и трибологические характеристики полученных фрикционных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2. № 3. С. 76–78. EDN: [WMQYSH](#).
- Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: СО РАН, 2006. 520 с.
- Смирнов Н.И., Прожега М.В., Смирнов Н.Н. Исследование влияния работоспособности фрикционной муфты на эксплуатационные характеристики стрелочного электропривода // Трение и износ. 2016. Т. 37. № 4. С. 460–465. EDN: [WMDXOP](#).

REFERENCES

- Bernatskiy V.V., Makarenko N.N. Modern friction materials and their application in the brake system of motor vehicles. *Zhurnal avtomobilnykh inzhenerov*, 2019, no. 4, pp. 32–37. EDN: [VHRZYP](#).
- Shishkarev M.P. On the issue of loads in response friction clutches when actuated. *Innovatsionnye podkhody v otraslyakh i sferakh*, 2021, vol. 6, no. 2, pp. 219–229. EDN: [UTYVEG](#).
- Nilov A.S., Kulik V.I., Garshin A.P. Analysis of friction materials and manufacturing technologies for brake

- pads for highly loaded brake systems with ceramic composite discs. *Novye ogneupory*, 2015, no. 7, pp. 57–68. EDN: [VILHQB](#).
4. Kryachek V.M. Friction composites: Traditions and new solutions (review). I. Powder materials. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2004, vol. 43, no. 11-12, pp. 581–592. DOI: [10.1007/s11106-005-0025-2](#).
 5. Gustov Yu.A., Voronina I.V. Prediction of tribological indicators of a friction disc safety clutch for coefficient of friction. *Privody i komponenty mashin*, 2019, no. 3-4, pp. 20–23. EDN: [CCKPTZ](#).
 6. Voytenko V.A. Modeling of thermal and wearout processes of brand - new friction clutch for mechanical engineering. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 93–101. EDN: [DGWSOC](#).
 7. Shishkarev M.P. Load capacity of adaptive friction clutches at an increased value of the friction coefficient. *Innovatsionnye podkhody v otraslyakh i sferakh*, 2020, vol. 5, no. 8, pp. 8–16. EDN: [ROXNBU](#).
 8. Leshok A.V., Ilyushchenko A.F., Rogovoy A.N., Lazarchik M.V. *Spechennyi poroshkovyy friktsionnyy material dlya friktsionnykh diskov mufty reduktora strelochnogo elektroprivoda* [Sintered powdered friction material for friction discs of the clutch of the switch gear drive], patent na izobretenie RF no. 2757880, 2021. 3 p. EDN: [WJOLFM](#).
 9. Elagina O.Y., Komadyanko A.C., Poleshchuk E.D., Pejakovic V., Drangai L. Prospects for using titanium nitride coatings for the contact surfaces of friction clutches. *Journal of Friction and Wear*, 2020, vol. 41, no. 1, pp. 25–30. EDN: [BLNYKY](#).
 10. Fadeev V.S., Shtanov O.V., Paladin N.M., Konakov A.V., Gaynanshin N.G., Afanasev A.A. *Disk friktsionnyy mufty strelochnogo privoda tipa SP* [Disk of friction clutch of switch drive type SP], patent na poleznuyu model RF no. 181227, 2018. 3 p. EDN: [TKYAVV](#).
 11. Bashkov O.V., Afanaseva A.A. Study of the structure and frictional properties of a new composite friction material. *Morskie intellektualnye tekhnologii*, 2021, vol. 1, no. 4-1, pp. 59–65. DOI: [10.37220/MIT.2021.54.4.032](#).
 12. Kim V.A., Afanaseva A.A. Features of the structure and properties of the friction composite material. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2019, no. 11, pp. 5–11. EDN: [LYMUXK](#).
 13. Fadeev V.S., Shtanov O.V., Paladin N.M., Konakov A.V., Afanaseva A.A. *Friktsionnyy element dlya friktsionnoy mufty strelochnogo elektroprivoda* [Friction element for a friction clutch of an electric switch], patent na poleznuyu model RF no. 176377, 2018. 3 p. EDN: [KTZDSX](#).
 14. Ilyushchenko A.F., Dmitrovich A.A., Leshok A.V. Sintered metal-ceramic friction composition materials and products. *Izvestiya natsionalnoy akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnicheskikh nauk*, 2011, no. 2, pp. 10–17. EDN: [XVSSSB](#).
 15. Kim V.A., Afanaseva A.A., Samar E.V., Belova I.V. Study of nonequilibrium structures by the method of multifractal parametrization. *Lecture Notes in Networks and Systems*, 2021, vol. 200, pp. 467–474. DOI: [10.1007/978-3-030-69421-0_50](#).
 16. Khrushchev M.M., Babichev M.A. *Issledovaniye iznashivaniya metallov* [Metal wear study]. Moscow, Nauka Publ., 1960. 351 p.
 17. Cherney O.T., Skachkova E.G., Permovskiy A.A., Smirnova Zh.V., Kutepova L.I. Factors affecting the tribotechnical properties of sintered materials. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1111, article number 012015. DOI: [10.1088/1757-899X/1111/1/012015](#).
 18. Goryacheva I.G. *Mekhanika friktsionnogo vzaimodeystviya* [Mechanics of frictional interaction]. Moscow, Nauka Publ., 2001. 478 p.
 19. Kim V.A., Fadeev V.S., Afanaseva A.A. Study of composition, structure and properties of new composite friction material. *Uchenye zapiski Komsomolskogo-na-Amure gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2019, vol. 1, no. 4, pp. 62–68. EDN: [YANQKR](#).
 20. Gemuev Sh.I., Gemuev I.I. Advanced technology of friction compositions production and tribological characteristics of developed friction materials. *Polimernye materialy i tekhnologii*, 2016, vol. 2, no. 3, pp. 76–78. EDN: [WMQYSH](#).
 21. Panin V.E., ed. *Poverkhnostnye sloi i vnutrennie granitsy razdela v geterogennykh materialakh* [Surface layers and interfaces in heterogeneous materials]. Novosibirsk, SO RAN Publ., 2006. 520 p.
 22. Smirnov N.I., Prozhega M.V., Smirnov N.N. Study of the influence of the friction clutch operability on the performance of the switch motor. *Journal of Friction and Wear*, 2016, vol. 37, no. 4, pp. 358–362. EDN: [XXACBZ](#).

The study of the structure and properties of a friction composite material based on an iron matrix

© 2022

Anna A. Afanaseva^{*1,3}, engineer of the Center for Collective Use “Advanced Materials and Technologies”

Oleg V. Bashkov^{1,4}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Head of Chair “Materials Science and Technology of Advanced Materials”

Valery S. Fadeev², Doctor of Sciences (Engineering), Professor, General Director

¹Komsomolsk-na-Amure State University, Komsomolsk-na-Amure (Russia)

²OOO INFOTECH, Moscow (Russia)

*E-mail: ani.afanasjeva@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8647-3770>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3910-9797>

Received 27.05.2022

Accepted 23.12.2022

Abstract: The continuous increase in the speed and load of railway transport operating in a wide range of climatic zones of the Russian Federation creates a need to develop new friction materials with the improved performance properties that can ensure high functioning reliability of the electric switch mechanisms. The paper presents the results of the study of the microstructure, physical, mechanical, and operational properties of a new material for friction inserts based on an iron matrix for the switch gear clutches. The new material composition includes such components as Fe, Cu, BaSO₄, SiO₂, C, and Zn. The authors propose a technique for selecting materials with the specified performance properties based on the results of the research carried out using the experiment factorial planning. For this purpose, the authors carried out the studies and established a relationship between the values of microstructure indicators, physical, mechanical and operational properties of the materials with different quantitative composition of components. The grain boundary density was proposed as an indicator of the dissipative properties of the material, and the possibility of its application as a structural parameter for evaluating the friction material performance characteristics. To assess the friction material performance characteristics, which determine the possibility of its application as a part of the friction clutches of the electric switch mechanism, the authors proposed a new parameter – the endurance period τ . Another service property was the deviation of the friction coefficient Δf values in the range of values of the clamping force of the electric switch mechanism. According to the results of bench tests of a new friction material within the friction clutches of the electric switch mechanism, the authors identified a high wear resistance of the material and the possibility of its use in severe climatic conditions. The proposed testing technique allows predicting the performance properties of new materials at the stage of studying the microstructure based on the obtained dependences, which can significantly narrow the search range.

Keywords: composite friction material; grain boundary density; powder metallurgy; friction surface structure; dissipation.

Acknowledgements: The work was supported by the Presidential grant for government support of leading scientific schools of the Russian Federation (project NSh-452.2022.4).

For citation: Afanasyeva A.A., Bashkov O.V., Fadeev V.S. The study of the structure and properties of a friction composite material based on an iron matrix. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 18–29. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-18-29.

Исследование эффекта проскальзывания, трансформации структуры и свойств сплава Zr–1%Nb при интенсивной пластической деформации кручением

© 2022

Гундеров Дмитрий Валерьевич^{*1,2,3}, доктор физико-математических наук, профессор, ведущий научный сотрудник

*Стоцкий Андрей Геннадиевич*¹, младший научный сотрудник

Аубакирова Вета Робертовна^{1,4}, кандидат технических наук

*Гундерова Софья Дмитриевна*¹, студент

Лебедев Юрий Анатольевич^{2,5}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

²Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа (Россия)

*E-mail: dimagun@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5925-4513>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8483-6408>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5873-8046>

Поступила в редакцию 06.05.2022

Принята к публикации 01.08.2022

Аннотация: Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) является эффективным способом трансформации структуры металлических материалов, формирования в них наноструктурного состояния, значительного повышения прочности. Однако реально достигаемая при ИПДК деформация может быть значительно меньше ожидаемой в связи с проскальзыванием. Исследование эффекта проскальзывания при ИПДК различных материалов является актуальным вопросом. Ранее авторами был предложен простой и наглядный способ оценки проскальзывания и реально достигаемой степени деформации кручением. Интересным материалом для исследования эффекта проскальзывания при ИПДК является сплав Zr–1%Nb, на котором ранее был проведен ряд исследований по изучению воздействия ИПДК. Таким образом, возможно сравнивать полученные данные с результатами других авторов. В статье исследовано воздействие ИПДК на структуру и свойства сплава Zr–1%Nb, а также продемонстрирован эффект проскальзывания. Подготовленный для ИПДК исходный диск разрезался на два полудиска, которые совместно помещались на бойки и подвергались совместному ИПДК на $n=1/4$ оборота наковален. Эффект проскальзывания оценивался по виду половинок. Показано, что уже на начальных этапах ИПДК на $n=1/4$ оборота происходит значительное проскальзывание бойков и образца, а деформация кручением не накапливается согласно ожиданиям. Проанализировано влияние различных режимов ИПДК на микротвердость, структуру, фазовый состав сплава Zr–1%Nb. Показано, что, несмотря на эффект проскальзывания, сплав Zr–1%Nb сильно упрочняется при ИПДК на один оборот ($n=1$) и ИПДК с $n=10$; микротвердость и предел прочности при этом значительно увеличиваются, в образце формируется до 90 % ω -фазы высокого давления. Делается вывод, что при ИПДК деформация осуществляется не простым кручением, а более сложными модами.

Ключевые слова: циркониевый сплав Zr–1%Nb; ИПДК; интенсивная пластическая деформация кручением; аккумулирующая деформация; механические свойства.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 20-79-10189. Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УГАТУ».

Для цитирования: Гундеров Д.В., Стоцкий А.Г., Аубакирова В.Р., Гундерова С.Д., Лебедев Ю.А. Исследование эффекта проскальзывания, трансформации структуры и свойств при интенсивной пластической деформации кручением сплава Zr–1%Nb // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 30–37. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-30-37.

ВВЕДЕНИЕ

Интенсивная пластическая деформация (ИПД), включая интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК), является эффективным способом трансформации структуры металлических материалов, формирования в них наноструктурного состояния, значительного повышения прочности [1–3]. Метод ИПДК позволяет получать образцы для научных исследований в виде диска диаметром 10–20 мм и тол-

щиной до 1 мм. Размеры ИПДК-образцов позволяют оценить потенциал упрочнения материала при измельчении структуры до нанокристаллических размеров при больших деформациях. В процессе применения ИПДК возможна вариация режимов: можно менять давление обработки, количество оборотов, температуру деформации, параметры бойков и т. д. [1; 2], поэтому результаты влияния ИПДК на структуру и свойства одного и того же материала могут заметно различаться у разных авторов.

Одним из интересных материалов для исследования воздействия ИПДК представляет сплав Zr–1%Nb [4]. Сплавы системы Zr–Nb, в частности Zr–1%Nb, применяются в ядерной энергетике, медицине (в качестве биосовместимых материалов для имплантатов) и других областях науки и техники. Формирование в сплавах Zr–Nb наноструктурного состояния путем интенсивной пластической деформации является перспективным методом повышения их прочностных и других служебных свойств. Ранее был выполнен ряд работ по исследованию влияния ИПДК на Zr и его сплавы [5–7], проанализированы особенности специфических фазовых [8–10] и структурных [9–11] трансформаций в данных материалах при ИПДК. Это придает дополнительный интерес исследованию известного эффекта проскальзывания при ИПДК данных сплавов.

При комнатной температуре в обычных условиях Zr и его малолегируемые сплавы, включая Zr–1%Nb, находятся в состоянии α -фазы с ГПУ-решеткой. В Zr и сплаве Zr–1%Nb, как и в титане, в условиях высокого давления (6 ГПа и выше) происходит фазовый переход из ГПУ α -фазы в ω -фазу высокого давления с простой гексагональной решеткой [5]. Ранее было показано, что при ИПДК зерно в Zr и сплаве Zr–1%Nb измельчается до размеров около 50 нм. При этом при ИПДК возможен $\alpha \rightarrow \omega$ фазовый переход, причем при приложенном давлении, значительно меньшем, чем давление перехода $\alpha \rightarrow \omega$ в отсутствие ИПДК. Отсюда возникает предположение о том, что ИПДК активирует фазовое превращение $\alpha \rightarrow \omega$ в Zr [6]. При снятии давления после ИПДК обратное $\omega \rightarrow \alpha$ превращение не происходит – ω -фаза стабилизируется в измельченной и наклепанной ИПДК-структуре. Вызываемый деформацией ИПДК $\alpha \rightarrow \omega$ переход легко фиксируется методом рентгеноструктурного анализа (РСА) и ранее отмечался во многих работах [6; 7], что позволяет сравнивать экспериментальные данные настоящего исследования с результатами других авторов.

Важным вопросом является так называемое проскальзывание бойков по поверхности образцов тех или иных материалов при ИПДК [12–14]. Принято считать, что степень деформации кручением при ИПДК γ определяется формулой

$$\gamma = \frac{2\pi nR}{h}, \quad (1)$$

либо, что эквивалентно,

$$\gamma = \frac{\theta R}{h}, \quad (2)$$

где n – число оборотов бойков;

R – радиус от центра до точки измерения;

h – толщина образца;

θ – угол поворота в радианах [2].

Однако реально достигаемая γ в случае ИПДК прочных металлов и сплавов в связи с проскальзыванием может быть значительно меньше, чем предсказываемая формулой (1). На возможность эффекта проскальзывания в связи с недостаточной силой трения между бойками и образцом обращалось внимание еще в первой публикации П. Бриджмена [12].

Для оценки эффекта проскальзывания при ИПДК применялись различные методики. Так, в работе [13] на верхнюю и нижнюю поверхность исходного диска наносились параллельные линии, а проскальзывание оценивалось по сдвигу линий. Однако методика, использованная в [13], не позволяет оценить реальную степень деформации кручением при ИПДК на большие углы, поскольку нанесенные линии при ИПДК легко стирались с поверхности образцов-дисков. Методика фиксации проскальзывания фиксацией момента силы при кручении [7] не может показывать реальную степень деформации кручением. В работе [6] был предложен простой и наглядный способ оценки проскальзывания и реально достигаемой степени деформации кручением при ИПДК. С использованием этой методики было показано, что при ИПДК целого ряда известных материалов (аморфных сплавов, сплавов Ni, Fe, Ti) деформация кручением γ в сотни раз меньше ожидаемой [15–17]. В ряде работ обнаружено, что эффект проскальзывания увеличивается с нарастанием числа оборотов наковален ИПДК n в связи с упрочнением материала, поскольку прочность материалов возрастает с увеличением n [17; 18]. Однако, несмотря на проскальзывание, при ИПДК в исследованиях наблюдалось значительное измельчение и трансформация структуры материалов [16–18], что также отмечали другие авторы. В работе [19] сделано предположение, что, хотя мода «деформация кручением» в связи с недостаточной силой трения между бойками и образцом при ИПДК не реализуется, в образце при ИПДК накапливается большая степень деформации за счет деформации других мод. Например, можно предположить, что плоскости верхней и нижней наковальни наклонены друг относительно друга на небольшой градус (например, на 1) [19]. Учитывая масштаб прессы, направляющих колонн прессы и малый диаметр рабочей части наковальни ~10 мм, такое отклонение возможно и даже неизбежно. В этом случае при кручении наковален при ИПДК материал образца, находясь под большим давлением в 5–6 ГПа, будет циклически сминаться в той или иной зоне. Как показало моделирование, за счет этого на образце могут достигаться весьма значительные степени деформации [19].

Цель исследования – определение с использованием предложенной авторами новой методики степени деформации кручением, достигаемой на циркониевом сплаве Zr–1%Nb при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК); оценка особенностей трансформации структуры образцов при ИПДК по выбранным режимам; определение механических свойств образцов сплава, подвергнутых ИПДК.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследований использовался низколегированный циркониевый сплав Э110 Zr–1%Nb (вес. %) – известный сплав российского производства. Химический состав данного сплава представлен в таблице 1.

Для проведения ИПДК из исходных прутков были нарезаны заготовки – диски диаметром, соответствующим диаметру бойков (20 мм). Образцы шлифовались для снятия поврежденного при резке слоя. Испытание осуществлялось на бойках диаметром 20 мм при

Таблица 1. Химический состав сплава Zr-1%Nb, вес. %
Table 1. Chemical composition of Zr-1%Nb alloy, wt. %

Марка	Zr	Nb	O	Hf	Fe	Ca	C	Ni	Cr	Si
Э110	Base	1,1	0,1	0,05	0,05	0,03	0,02	0,02	0,02	0,02

комнатной температуре и давлении 6 ГПа. Использовалась ИПДК с числом оборотов наковален $n=1/4$, $n=1$ и $n=10$. Для определения реально достигаемой степени деформации кручением согласно методике [15] подготовленный для ИПДК исходный диск сплава Zr-1%Nb разрезался на два полудиска (рис. 1 а). Торцы половинок дисков покрывались лаком для предотвращения слипания (адгезии) металла при ИПДК. Подготовленные половинки дисков (рис. 1 а) помещались на бойки по схеме (рис. 1 б) [19] и подвергались совместной ИПДК на $n=1/4$ оборота наковален (угол 1,5708 рад). Для оценки реальной степени деформации кручением мягких металлов аналогичная процедура совместной ИПДК половинок также была применена для медных дисков, поскольку медь имеет относительно низкий предел текучести – менее 200 МПа.

Микротвердость измерялась по методу Виккерса под нагрузкой 1 Н (100 г) в течение 10 с. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре Rigaku “Ultima IV” с использованием Cu-K α -излучения (40 кВ, 30 мА). Фазовый состав сплава после различных обработок определяли из данных РСА по относительной интенсивности пиков различных фаз по методу Ритвельда.

Испытания на растяжение проводили на малых плоских образцах размером 1×0,25×4 мм при комнатной температуре при скорости растяжения $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на машине INSTRON. Образцы для определения механических свойств вырезались из ИПДК-дисков из области примерно $1/2 R$ электроэрозионной резкой.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Оценка реально достигаемой степени деформации кручением по принятой методике показала, что при совместной ИПДК половинок меди с поворотом бойков на $n=1/4$ верхняя и нижняя поверхности половинок дисков относительно сдвигаются соответственно ожидаемому (рис. 2 а). Это указывает на отсутствие проскальзывания при ИПДК меди. Но вид половинок образца Zr-1%Nb, подвергнутых совместной ИПДК на $n=1/4$, свидетельствует о том, что образец получил значительно меньшую деформацию кручением, чем ожидалось (рис. 2 б). По относительному сдвигу верхней и нижней поверхностей половинок был определен угол реального сдвига ($\theta_{\text{реал}}$), который составляет примерно 0,5 рад ($n=1/12$), что соответствует степени деформации кручением $\gamma \approx 3$. Однако это почти в 3 раза меньше, чем $\gamma \approx 8$, предсказываемая формулой (1) (γ рассчитана для точки $R=5$, $h=1$ мм). Меньшая величина деформации обусловлена эффектом проскальзывания [19]. Таким образом, при ИПДК сплава Zr-1%Nb значительное проскальзывание начинается уже на начальных этапах. При ИПДК с $n=1$ и $n=10$ оценить степень деформации кручением по данной методике не удалось из-за адгезии половинок и невозможности разделить половинки после ИПДК. Но внешний вид образцов и места их соединения позволял утверждать, что даже при ИПДК на $n=10$ реальная деформация кручением из-за проскальзывания была намного меньше ожидаемой.

Известно, что при увеличении угла поворота / числа оборотов бойков проскальзывание только усиливается [19].

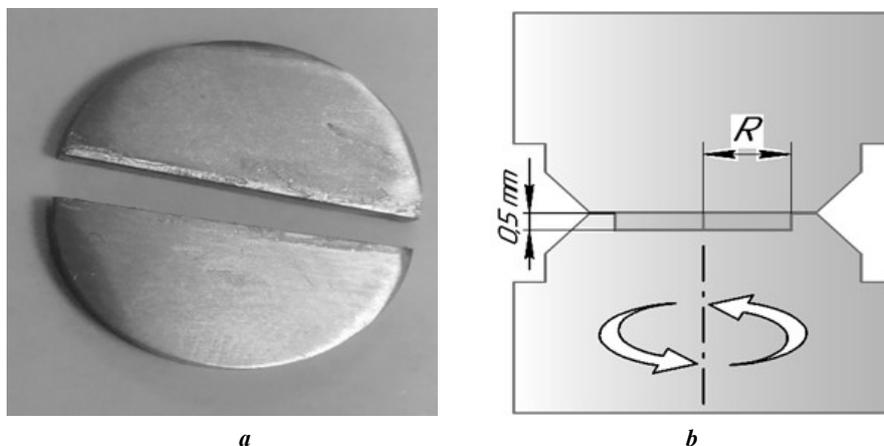


Рис. 1. Две половинки диска Zr-1%Nb для совместной ИПДК (а); схема совместной ИПДК (б) [19]
Fig. 1. Two halves of Zr-1%Nb disk for simultaneous HPT (a); simultaneous HPT scheme (b) [19]

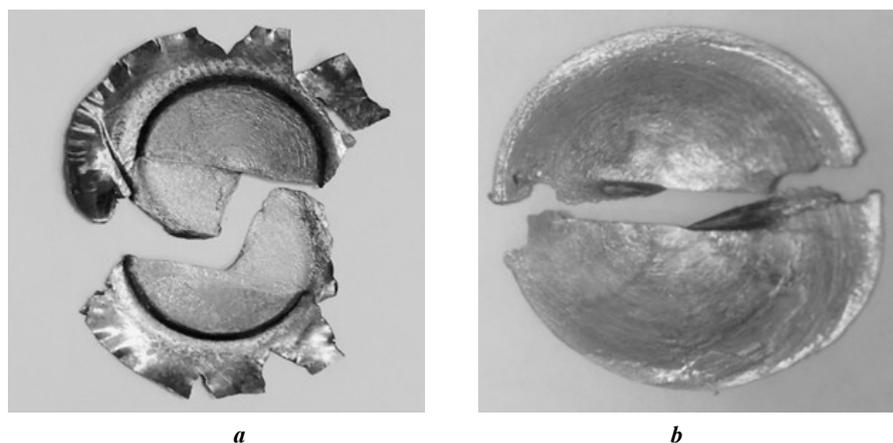


Рис. 2. Две половинки Cu после совместной ИПДК на $n=1/4$ (a); две половинки Zr-1%Nb после совместной ИПДК на $n=1/4$ (b)
Fig. 2. Two Cu halves after simultaneous HPT at $n=1/4$ (a); two Zr-1%Nb halves after simultaneous HPT at $n=1/4$ (b)

Тем не менее после ИПДК на $n=1$ оборот наблюдается значительный прирост HV – более чем в 2 раза (таблица 2), что свидетельствует о сильном измельчении структуры образца. В краевых областях образцов дисков после ИПДК с $n=1$ HV заметно выше, чем в центре образца – почти на 25 % (как это ранее наблюдалось и на других материалах [2; 20]). Между тем при ИПДК на $n=10$ значения HV в центре и на краю практически идентичны и в 2,5 раза выше, чем у исходного образца. Отсюда следует вывод, что при ИПДК на $n=10$ образцы становятся однородно деформированными по всему объему.

Согласно данным PCA основной фазой в исходном сплаве Zr-1%Nb была α -фаза (рис. 3, таблица 3). В матрице фазы α -Zr содержится Nb в виде включений, а часть Nb растворена в решетке Zr. После ИПДК на $n=1$ появляется ω -фаза в количестве 93 % как результат $\alpha \rightarrow \omega$ фазового превращения при наложении давления и деформации, что показано ранее у других авторов [6–9]. После ИПДК ($P=6$ ГПа) на $n=10$ содержание ω -фазы составляет даже 96 %.

Испытания на растяжение показали (рис. 4, таблица 3), что в исходном состоянии прочность материала составляет ~409 МПа. После воздействия ИПДК напряжение

разрушения образцов повышается до 1000 МПа и более. Однако образцы разрушаются хрупко до достижения предела текучести. Соответственно, не достигается и истинный предел прочности.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Таким образом, при ИПДК сплава Zr-1%Nb уже при начальных оборотах наковален начинается сильное проскальзывание, и деформация кручением реализуется в меньшей степени, чем ожидалось. В то же время при ИПДК по выбранным режимам наблюдаются фазовые превращения и рост прочности, аналогичные данным других работ [9–11]. Отсюда следует, что, несмотря на наличие проскальзывания при ИПДК, деформация все-таки накапливается. Происходит рост прочности и микротвердости в результате ИПДК, что обусловлено как формированием наноструктурного состояния, так и появлением в структуре значительной доли ω -фазы, которая более хрупкая, что и приводит к хрупкому разрушению образцов при растяжении. По-видимому, накопление деформации идет не только за счет деформации кручением, но и благодаря реализации других дополнительных деформационных мод [19]. Например,

Таблица 2. Результаты измерения микротвердости HV и фазового состава (PCA) сплава Zr-1%Nb после ИПДК
Table 2. The results of measuring microhardness HV and phase composition (XRS) of Zr-1%Nb alloy after HPT

Обработка	Содержание фаз согласно PCA, %		Микротвердость, HV		
	α -фаза	ω -фаза	Центр	0,5 R	Край
Исходное состояние	100	–	150		
ИПДК на $n=1$	7	93	300	375	372
ИПДК на $n=10$	4	96	370	372	370

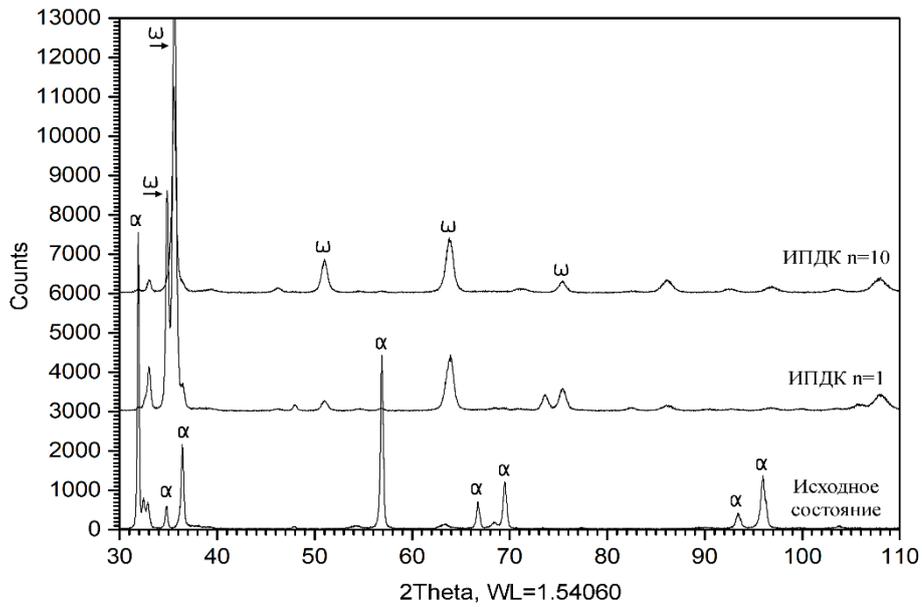


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы сплава Zr-1%Nb в исходном состоянии и после ИПДК на n=1 и n=10 оборотов
 Fig. 3. X-ray diffraction patterns of Zr-1%Nb alloy in the initial state and after HPT at n=1 and n=10 revolutions

Таблица 3. Механические свойства сплава Zr-1%Nb
 Table 3. Mechanical properties of Zr-1%Nb alloy

Состояние	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ
Исходное состояние	409	509	25
ИПДК с n=1	–	1126	–
ИПДК с n=10	–	940	–

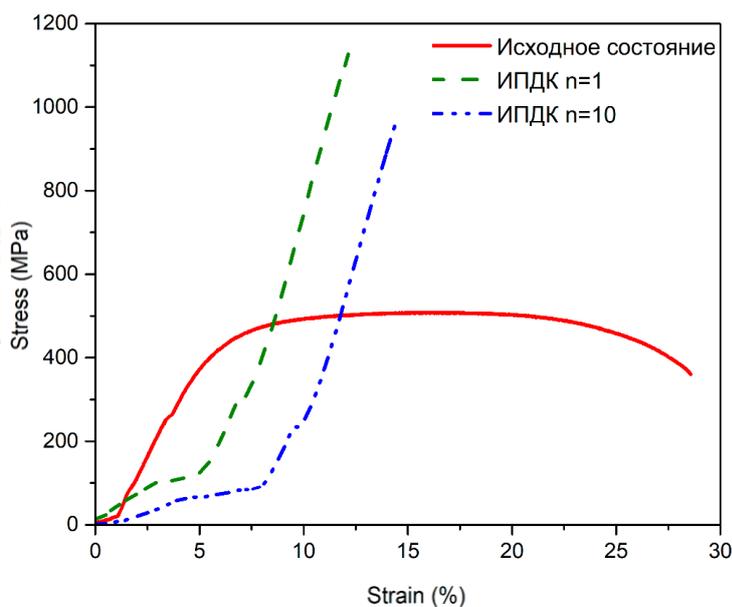


Рис. 4. Кривые растяжения сплава Zr-1%Nb в исходном состоянии и после ИПДК на n=1 и n=10 оборотов
 Fig. 4. Tension curves of Zr-1%Nb alloy in the initial state and after HPT at n=1 and n=10 revolutions

за счет взаимного наклона или несоосности бойков, что приводит к реализации не схемы чистого сдвига кручением, а более комплексной схемы деформации, в которой кручение сопряжено с последовательным сжатием (осадкой) областей образца по ходу движения бойков [19].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

С помощью наглядной методики совместного кручения под давлением двух половинок диска показано, что при ИПДК сплава Zr–1%Nb уже при начальных оборотах наковален начинается сильное проскальзывание, а деформация кручения реализуется в меньшей степени, чем ожидалось. В то же время при ИПДК по выбранным режимам в сплаве Zr–1%Nb наблюдаются структурные превращения и рост прочности, аналогичные наблюдаемым при ИПДК сплава Zr–1%Nb в других работах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A. et al. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances // *Materials Research Letters*. 2022. Vol. 10. № 4. P. 163–256. DOI: [10.1080/21663831.2022.2029779](https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779).
- Lowe T.C., Valiev R.Z., Li X., Ewing B.R. Commercialization of bulk nanostructured metals and alloys // *MRS Bulletin*. 2021. Vol. 46. № 3. P. 265–272. DOI: [10.1557/s43577-021-00060-0](https://doi.org/10.1557/s43577-021-00060-0).
- Utyashev F.Z., Beygelzimer Y.E., Valiev R.Z. Large and severe plastic deformation of metals: similarities and differences in flow mechanics and structure formation // *Advanced Engineering Materials*. 2021. Vol. 23. № 7. Article number 2100110. DOI: [10.1002/adem.202100110](https://doi.org/10.1002/adem.202100110).
- Phase Transformations: Examples from Titanium and Zirconium Alloys / eds. S. Banerjee, P. Mukhopadhyay. Amsterdam: Elsevier, 2007. 813 p. (Pergamon Materials Series, vol. 12).
- Zhao Y., Zhang J., Pantea C., Qian J., Daemen L.L., Rigg P.A., Hixson R.S., Gray III G.T., Yang Y., Wang L., Wang Y., Uchida T. Thermal equations of state of the α , β and ω phases of zirconium // *Physical Review B – Condensed Matter and Materials Physics*. 2005. Vol. 71. № 18. Article number 184119. DOI: [10.1103/PhysRevB.71.184119](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.71.184119).
- Zhilyaev A.P., Gálvez F., Sharafutdinov A., Pérez-Prado M.T. Influence of the high pressure torsion die geometry on the allotropic phase transformations in pure Zr // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. № 16–17. P. 3918–3928. DOI: [10.1016/j.msea.2010.02.066](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.066).
- Edalati K., Horita Z., Yagi S., Matsubara E. Allotropic phase transformation of pure zirconium by high-pressure torsion // *Materials Science and Engineering A*. 2009. Vol. 523. № 1–2. P. 277–281. DOI: [10.1016/j.msea.2009.07.029](https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.07.029).
- Straumal B.B., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Baretzky B., Jiang J.-Z., Dobatkin S.V. Phase transformations in the severely plastically deformed Zr-Nb alloys // *Materials Letters*. 2012. Vol. 81. P. 225–228. DOI: [10.1016/j.matlet.2012.04.153](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.04.153).
- Straumal B.B., Gornakova A.S., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Mazilkin A.A., Baretzky B., Gusak A.M., Dobatkin S.V. Effective temperature of high pressure torsion in Zr-Nb alloys // *High Temperature Materials and Processes*. 2012. Vol. 31. № 4–5. P. 339–350. DOI: [10.1515/htmp-2012-0057](https://doi.org/10.1515/htmp-2012-0057).
- Rogachev S.O., Nikulin S.A., Rozhnov A.B., Goshenkov M.V. Microstructure, phase composition, and thermal stability of two zirconium alloys subjected to high-pressure torsion at different temperatures // *Advanced Engineering Materials*. 2018. Vol. 20. № 9. Article number 1800151. DOI: [10.1002/adem.201800151](https://doi.org/10.1002/adem.201800151).
- Nikulin S., Dobatkin S., Rogachev S. Nanocrystalline zirconium alloys obtained by severe plastic deformation // *Journal of Physics: Conference Series*. 2013. Vol. 416. № 1. Article number 012005. DOI: [10.1088/1742-6596/416/1/012005](https://doi.org/10.1088/1742-6596/416/1/012005).
- Bridgman P.W. Effects of high shearing stress combined with high hydrostatic pressure // *Physical Review*. 1935. Vol. 48. № 10. P. 825–847. DOI: [10.1103/PhysRev.48.825](https://doi.org/10.1103/PhysRev.48.825).
- Edalati K., Horita Z., Langdon T. The significance of slippage in processing by high-pressure torsion // *Scripta Materialia*. 2009. Vol. 60. № 1. P. 9–12. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2008.08.042](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.08.042).
- Kovács Z., Schafler E., Szommer P., Révész Á. Localization of plastic deformation along shear bands in Vitreloy bulk metallic glass during high pressure torsion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 593. P. 207–212. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.01.079](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.079).
- Gunderov D.V., Churakova A.A., Boltynjuk E.V., Ubyivovk E.V., Astanin E.V., Asfandiyarov R.N., Valiev R.Z., Xioang W., Wang J.T. Observation of shear bands in the Vitreloy metallic glass subjected to HPT processing // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 800. P. 58–63. DOI: [10.1016/j.jallcom.2019.06.043](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.043).
- Gunderov D.V., Churakova A.A., Astanin V.V., Asfandiyarov R.N., Hahn H., Valiev R.Z. Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses // *Materials Letters*. 2020. Vol. 261. Article number 127000. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.127000](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.127000).
- Gunderov D., Astanin V., Churakova A., Sitdikov V., Ubyivovk E., Islamov A., Wang J.T. Influence of high-pressure torsion and accumulative high-pressure torsion on microstructure and properties of Zr-based bulk metallic glass vit105 // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 11. P. 1–14. DOI: [10.3390/met10111433](https://doi.org/10.3390/met10111433).
- Kovács Z., Schafler E., Szommer P., Révész Á. Localization of plastic deformation along shear bands in Vitreloy bulk metallic glass during high pressure torsion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 593. P. 207–212. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.01.079](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.079).
- Gunderov D.V., Asfandiyarov R.N., Raab G.I., Churakova A.A., Astanin V.V. Method for slippage evaluation at various stages of high-pressure torsion and its application to Fe-0.1%C // *Letters on Materials*. 2021. Vol. 11. № 4. P. 416–421. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-4-416-421](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-4-416-421).

20. Azzeddine H., Bradai D., Baudin T., Langdon T.G. Texture evolution in high-pressure torsion processing // *Progress in Materials Science*. 2022. Vol. 125. Article number 100886. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2021.100886](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100886).
- ### REFERENCES
- Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A. et al. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances. *Materials Research Letters*, 2022, vol. 10, no. 4, pp. 163–256. DOI: [10.1080/21663831.2022.2029779](https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779).
 - Lowe T.C., Valiev R.Z., Li X., Ewing B.R. Commercialization of bulk nanostructured metals and alloys. *MRS Bulletin*, 2021, vol. 46, no. 3, pp. 265–272. DOI: [10.1557/s43577-021-00060-0](https://doi.org/10.1557/s43577-021-00060-0).
 - Utyashev F.Z., Beygelzimer Y.E., Valiev R.Z. Large and severe plastic deformation of metals: similarities and differences in flow mechanics and structure formation. *Advanced Engineering Materials*, 2021, vol. 23, no. 7, article number 2100110. DOI: [10.1002/adem.202100110](https://doi.org/10.1002/adem.202100110).
 - Banerjee S., Mukhopadhyay P., eds. *Phase Transformations: Examples from Titanium and Zirconium Alloys*. Pergamon Materials Series, vol. 12. Elsevier, 2007. 813 p.
 - Zhao Y., Zhang J., Pantea C., Qian J., Daemen L.L., Rigg P.A., Hixson R.S., Gray III G.T., Yang Y., Wang L., Wang Y., Uchida T. Thermal equations of state of the α , β and ω phases of zirconium. *Physical Review B – Condensed Matter and Materials Physics*, 2005, vol. 71, no. 18, article number 184119. DOI: [10.1103/PhysRevB.71.184119](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.71.184119).
 - Zhilyaev A.P., Gálvez F., Sharafutdinov A., Pérez-Prado M.T. Influence of the high pressure torsion die geometry on the allotropic phase transformations in pure Zr. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 16-17, pp. 3918–3928. DOI: [10.1016/j.msea.2010.02.066](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.066).
 - Edalati K., Horita Z., Yagi S., Matsubara E. Allotropic phase transformation of pure zirconium by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 523, no. 1-2, pp. 277–281. DOI: [10.1016/j.msea.2009.07.029](https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.07.029).
 - Straumal B.B., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Baretzky B., Jiang J.-Z., Dobatkin S.V. Phase transformations in the severely plastically deformed Zr-Nb alloys. *Materials Letters*, 2012, vol. 81, pp. 225–228. DOI: [10.1016/j.matlet.2012.04.153](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.04.153).
 - Straumal B.B., Gornakova A.S., Fabrichnaya O.B., Kriegel M.J., Mazilkin A.A., Baretzky B., Gusak A.M., Dobatki S.V. Effective temperature of high pressure torsion in Zr-Nb alloys. *High Temperature Materials and Processes*, 2012, vol. 31, no. 4-5, pp. 339–350. DOI: [10.1515/htmp-2012-0057](https://doi.org/10.1515/htmp-2012-0057).
 - Rogachev S.O., Nikulin S.A., Rozhnov A.B., Goshenkov M.V. Microstructure, phase composition, and thermal stability of two zirconium alloys subjected to high-pressure torsion at different temperatures. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 9, article number 1800151. DOI: [10.1002/adem.201800151](https://doi.org/10.1002/adem.201800151).
 - Nikulin S., Dobatkin S., Rogachev S. Nanocrystalline zirconium alloys obtained by severe plastic deformation. *Journal of Physics: Conference Series*, 2013, vol. 416, no. 1, article number 012005. DOI: [10.1088/1742-6596/416/1/012005](https://doi.org/10.1088/1742-6596/416/1/012005).
 - Bridgman P.W. Effects of high shearing stress combined with high hydrostatic pressure. *Physical Review*, 1935, vol. 48, no. 10, pp. 825–847. DOI: [10.1103/PhysRev.48.825](https://doi.org/10.1103/PhysRev.48.825).
 - Edalati K., Horita Z., Langdon T. The significance of slippage in processing by high-pressure torsion. *Scripta Materialia*, 2009, vol. 60, no. 1, pp. 9–12. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2008.08.042](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.08.042).
 - Kovács Z., Schafler E., Szommer P., Révész Á. Localization of plastic deformation along shear bands in Vitreloy bulk metallic glass during high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 593, pp. 207–212. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.01.079](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.079).
 - Gunderov D.V., Churakova A.A., Boltynjuk E.V., Ubyivovk E.V., Astanin E.V., Asfandiyarov R.N., Valiev R.Z., Xiaoang W., Wang J.T. Observation of shear bands in the Vitreloy metallic glass subjected to HPT processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 800, pp. 58–63. DOI: [10.1016/j.jallcom.2019.06.043](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.043).
 - Gunderov D.V., Churakova A.A., Astanin V.V., Asfandiyarov R.N., Hahn H., Valiev R.Z. Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses. *Materials Letters*, 2020, vol. 261, article number 127000. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.127000](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.127000).
 - Gunderov D., Astanin V., Churakova A., Sitdikov V., Ubyivovk E., Islamov A., Wang J.T. Influence of high-pressure torsion and accumulative high-pressure torsion on microstructure and properties of Zr-based bulk metallic glass vit105. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 11, pp. 1–14. DOI: [10.3390/met10111433](https://doi.org/10.3390/met10111433).
 - Kovács Z., Schafler E., Szommer P., Révész Á. Localization of plastic deformation along shear bands in Vitreloy bulk metallic glass during high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 593, pp. 207–212. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.01.079](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.079).
 - Gunderov D.V., Asfandiyarov R.N., Raab G.I., Churakova A.A., Astanin V.V. Method for slippage evaluation at various stages of high-pressure torsion and its application to Fe-0.1%C. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11, no. 4, pp. 416–421. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-4-416-421](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-4-416-421).
 - Azzeddine H., Bradai D., Baudin T., Langdon T.G. Texture evolution in high-pressure torsion processing. *Progress in Materials Science*, 2022, vol. 125, article number 100886. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2021.100886](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2021.100886).

The investigation of the slippage effect, transformation of the structure and properties of the Zr–1%Nb alloy during high-pressure torsion deformation

© 2022

Dmitry V. Gunderov^{*1,2,3}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, leading researcher

Andrey G. Stotsky¹, junior researcher

Veta R. Aubakirova^{1,4}, PhD (Engineering)

Sofia D. Gunderova¹, student

Yuriy A. Lebedev^{2,5}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

¹Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

²Institute of Physics of Molecules and Crystals of Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, Ufa (Russia)

*E-mail: dimagun@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5925-4513>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8483-6408>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5873-8046>

Received 06.05.2022

Accepted 01.08.2022

Abstract: High-pressure torsion deformation (HPT) is an effective method for transforming the structure of metallic materials, forming a nanostructural state in them, and significantly improving their strength. However, deformation achieved during HPT can be much less than expected due to the slippage. The study of the slippage effect during HPT of various materials is a topical issue. Previously, the authors proposed a simple and illustrative method for assessing slippage and the actual degree of torsion deformation achieved during HPT. Zr–1%Nb alloys, on which many studies of the HPT effect previously have been carried out, are good material for studying the slippage effect during HPT. Therefore, it is possible to compare obtained data with the results of other authors. The paper investigates the HPT impact on the structure and properties of the Zr–1%Nb alloy and demonstrates the slippage effect. The initial disk, prepared for HPT, was cut into two half-disks that were jointly placed on the strikers and exposed to joint HPT for $n=1/4$ revolutions of anvils. The authors evaluated the slippage effect from the view of halves. The study showed that even at the initial HPT stages at $n=1/4$ revolutions, there is a significant slippage of strikers and a sample, and the torsion deformation does not accumulate as expected. The authors analyzed the influence of various HPT modes on the microhardness, structure, and phase composition of the Zr–1%Nb alloy. The study shows that, despite the slippage effect, the Zr–1%Nb alloy is strongly hardened during HPT for one revolution ($n=1$) and HPT with $n=10$; the microhardness and tensile strength increase significantly, and up to 90 % of high-pressure ω -phases is formed in the sample. The authors conclude that during HPT, the deformation is implemented not by simple torsion but by the more complex modes.

Keywords: Zr–1%Nb zirconium alloy; HPT; high-pressure torsion deformation; accumulating deformation; mechanical properties.

Acknowledgements: The work was carried out under the financial support of the RSF project No. 20-79-10189. The experimental part of the work was carried out on the equipment of the Core Facility Centre “Nanotech” of FSBEI HE “USATU”.

For citation: Gunderov D.V., Stotsky A.G., Aubakirova V.R., Gunderova S.D., Lebedev Yu.A. The investigation of the slippage effect, transformation of the structure and properties of the Zr–1%Nb alloy during high-pressure torsion deformation. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 30–37. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-30-37.

Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевоалюминиевых сплавах со скандием, легированных гафнием

© 2022

Дриц Александр Михайлович^{1,2,5}, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОНИЛ № 4,
директор по развитию бизнеса и технологий

Арышенский Евгений Владимирович^{*1,6}, доктор технических наук, доцент,
научный руководитель ОНИЛ № 4

Кудрявцев Егор Алексеевич^{3,7}, кандидат технических наук, научный сотрудник

Зорин Игорь Александрович^{1,8}, лаборант ОНИЛ № 4, студент

Коновалов Сергей Валерьевич^{1,4,9}, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник ОНИЛ № 4,
проректор по научной и инновационной деятельности

¹Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, Самара (Россия)

²АО «Арконик СМЗ», Самара (Россия)

³Центр коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ», Белгород (Россия)

⁴Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)

*E-mail: ar-evgenii@yandex.ru

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9349-2494>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

Поступила в редакцию 29.08.2022

Принята к публикации 16.11.2022

Аннотация: Аллюминиевые сплавы с высоким содержанием магния и малыми скандиевыми добавками очень распространены во многих отраслях современной промышленности вследствие высокого уровня их механических свойств. В то же время остается актуальной проблема низкой термостабильности частиц Al_3Sc , что не дает проводить деформационную обработку данной группы сплавов при температуре выше $400\text{ }^\circ C$. Одним из способов решения этой проблемы может стать добавление гафния, который образует оболочку вокруг частиц Al_3Sc и за счет низкого коэффициента диффузии в аллюминиевой матрице снижает скорость их коагуляции. В работе изучено влияние добавления 0,2 и 0,5 % Hf на электропроводность и процесс распада пересыщенного твердого раствора, а также на размер и количество наночастиц в высокомагниевоаллюминиевом сплаве 1570 при его термической обработке. Проведено изучение кинетики распада пересыщенного твердого раствора в сплавах 1570, 1570–0,2Hf и 1570–0,5Hf методом замера электропроводности. Построены С-кривые, описывающие распад пересыщенного твердого раствора в исследуемых сплавах в температурном диапазоне $260\text{--}440\text{ }^\circ C$. Кроме того, с помощью просвечивающей электронной микроскопии были исследованы упрочняющие наночастицы сплавов 1570 и 1570–0,5Hf при нагреве до $370\text{ }^\circ C$ и 4-часовой выдержке. Исследование показало, что добавки гафния существенно замедляют распад пересыщенного твердого раствора в сплаве 1570. Установлено, что в сплавах, легированных гафнием, распад пересыщенного твердого раствора наиболее интенсивно происходит при температуре $350\text{ }^\circ C$, а в сплавах без добавок гафния – при $430\text{ }^\circ C$. Данные просвечивающей микроскопии подтверждают, что в сплаве 1570 без гафния наблюдается в 3–4,5 раза больше наночастиц, чем в сплаве 1570–0,5Hf.

Ключевые слова: наночастицы; гафний; аллюминий; термическая обработка; скандий.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 22–29–01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>.

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

Для цитирования: Дриц А.М., Арышенский Е.В., Кудрявцев Е.А., Зорин И.А., Коновалов С.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевоаллюминиевых сплавах со скандием, легированных гафнием // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 38–48. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.

ВВЕДЕНИЕ

Аллюминий и сплавы на его основе обладают комплексом свойств, делающих эти сплавы востребованными во многих отраслях современной промышленности. В качестве примера можно обратиться к работе [1], в которой показано, что аллюминиевые сплавы системы

Al–Mg–Sc при добавлении в них кальция существенно улучшают свои механические свойства за счет иерархической микроструктуры. В [2] продемонстрирована возможность получения высоких технологических свойств в новых сплавах системы Al–Ca за счет узкого интервала кристаллизации и благоприятной морфологии эвтектики.

Одной из наиболее перспективных групп алюминиевых сплавов является серия 5xxx (система Al–Mg). В сплавах данной серии неплохая прочность сочетается с высокими показателями пластичности, коррозионной стойкости и свариваемости. В [3] показано, что алюминиевый сплав 1565ч с высоким содержанием магния имеет скорость коррозии в контакте с увлажненным хлористым калием около 0,01 мм/год, а в увлажненном аммофосе снижается с 0,12 до 0,06 мм/год, что в 16–32 раза меньше, чем скорость коррозии атмосферостойкой стали 10ХНДП. В [4] продемонстрировано, что в алюминиевом сплаве В-1579 с высоким содержанием магния и малыми скандиевыми добавками с помощью электронно-лучевой сварки возможно получать сварные соединения с прочностью (0,7–0,8) σ_b . В [5] показано, что алюминиевые сплавы 5182 и 1565ч с высоким содержанием магния имеют необходимый уровень пластических и прочностных свойств для использования в автомобильной промышленности. В [6] доказано, что в сплаве АА5183, изготовленном методом проволочно-дугового аддитивного производства и легированном керамическими частицами TiC, наблюдаются более мелкие зерна и лучшие механические характеристики; доказано, что добавки В замедляют динамическую рекристаллизацию и позволяют получать нерекристаллизованную структуру.

В целях дополнительного улучшения эксплуатационных свойств в сплавы серии 5xxx добавляется скандий. Он является чрезвычайно эффективным легирующим компонентом для алюминиевых сплавов. В [7; 8] продемонстрировано, что скандий, во-первых, является эффективным модификатором литой структуры; во-вторых, в [9] показано, что он способствует образованию когерентных упрочняющих наночастиц, обладающих структурой L_{12} . Из-за этого добавки скандия существенно повышают прочность алюминиевых сплавов. В то же время скандий обладает двумя существенными недостатками: он имеет высокую стоимость, а наночастицы Al_3Sc быстро коагулируют при повышенных температурах, что приводит к снижению их влияния на прочность. В [10] продемонстрировано, что введение малых добавок циркония существенно замедляет коагуляцию упрочняющих наночастиц Al_3Sc и снижает концентрацию скандия, необходимую для получения в алюминиевых сплавах недендритной структуры.

В [11] продемонстрировано, что совместное легирование скандиево-циркониевыми малыми добавками позволяет существенно повысить механические свойства алюминиево-магниевого сплава. На этом принципе легирования был разработан ряд алюминиевых высокомагниевого сплава, таких как 1515, 1523, 1535, 1545 и 1570. В [12] показано, что последний (и его модификации) стал особенно востребован в отечественной аэрокосмической промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости, прочности и хорошей свариваемости.

Еще больше повысить термостабильность упрочняющих наночастиц частиц Al_3Sc и улучшить прочностные свойства высокомагниевого сплава с содержанием скандия могут малые добавки гафния. В [13] показано, что гафний так же, как и скандий, способствует модификации литой структуры. В [14] продемонстрировано, что гафний замещает скандий в решетке частиц

Al_3Sc , создавая вокруг них оболочку и тем самым снижая их склонность к коагуляции. Этот эффект объясняется тем, что коэффициент диффузии в алюминиевом твердом растворе у гафния ниже, чем у скандия.

В настоящее время очень мало работ посвящено изучению совместного легирования малыми гафниево-скандиевыми добавками алюминиевых сплавов [14–16]. Можно отметить упомянутую выше [14], где установлено, что добавки гафния повышают термостабильность наночастиц Al_3Sc . В [15] показано, что метастабильные частицы Al_3Hf со структурой L_{12} превращаются в равновесные интерметаллиды с той же стереохимической формулой, но структурой DO_{23} . В [16] показано, что гафний при добавлении в сплавы системы Al–Sc, во-первых, повышает температуру рекристаллизации, а во-вторых – увеличивает упрочнение, возникающие при распаде пересыщенного твердого раствора. Для сплавов с высоким содержанием магния таких исследований не существует вообще. В результате очень сложно дать количественную оценку влияния гафния на стабильность пересыщенного твердого раствора, особенно в высокомагниевого сплавах.

Цель работы – изучение влияния малых добавок гафния на стабильность пересыщенного твердого раствора сплава 1570.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для изучения кинетики распада пересыщенного твердого раствора был произведен замер электропроводности образцов сплавов 1570, 1570–0,2Hf и 1570–0,5Hf.

Для получения слитков исследуемых сплавов использовалась индукционная печь УИ-25п средней частоты (1–20 кГц). Размеры слитков составляли 20×40×400 мм. Слитки отливались в стальной кокиль с последующим охлаждением в воде.

Масса отлитого слитка составляла 5 кг. В качестве шихты для сплава были использованы следующие материалы: алюминий марки А85, магний марки МГ90, лигатуры марок Al–Sc2, Al–Zr5, Al–Hf2 и легирующие таблетки марки Mn90Al10. В первую очередь производилась загрузка алюминия и его плавление. После расплавления алюминия и достижения температуры 730 °С с поверхности расплава снимался шлак. Далее расплав нагревался до температуры 770–790 °С и производилась присадка лигатур AlSc2, AlZr5, Al–Hf2 порциями массой не более 300 г с последующим перемешиванием и выдержкой расплава в течение 5 мин. После присадки всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждали до температуры 750 °С и производили присадку легирующих компонентов (Mg, Mn) согласно результатам расчетов. Расплав перемешивался в течение 3 мин с последующим нагревом до 740 °С. Затем производился отбор пробы на экспресс-анализ химического состава плавки.

Химический состав сплавов определялся спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460 по ГОСТ 25086, ГОСТ 7727, ГОСТ 3221, ASTM E 716, ASTM E 1251. Содержание компонентов Hf было определено расчетным путем ввиду отсутствия стандартных образцов. Перед заливкой расплавленного металла в литейную форму он рафинировался карналлитовым флюсом, вводимым из расчета 5 г

на 1 кг шихты. После этого с поверхности расплавленного металла был снят шлак. Металл заливался в стальной кокиль при равномерном времени заливки 20–30 с. После затвердевания слиток был извлечен из кокиля и охлажден в воде.

Отжиг слитков производился в муфельной электрической печи при температурах 260, 370 и 440 °С с выдержкой 2, 4, 8, 16, 24, 48, 72 и 100 ч с последующим охлаждением в воде для фиксации пересыщенного твердого раствора. Степень растворения скандия в алюминии оценивалась методом замера электропроводимости. С целью построения С-кривых электропроводимость была переведена в электросопротивление.

Удельная электрическая проводимость была изменена согласно ГОСТ 27333-87 вихретоковым измерителем цветных металлов ВЭ-27НЦ/4-5 с относительной погрешностью $\pm 2\%$ при температуре 25...30 °С.

Для получения количественной оценки (%) степени насыщенности раствора были использованы данные об электросопротивлении сплавов в разных состояниях. Электросопротивление литых слитков было принято за 0 % распада, т. е. было введено допущение, что в них не происходит распад твердого раствора скандия в алюминии. За 100 % распада условно было принято электросопротивление, соответствующее химическому равновесному составу сплава при данной температуре. Промежуточные значения были рассчитаны, исходя из условия равномерного изменения электросопротивления в зависимости от % распада. Результаты расчетов были представлены в виде С-кривых в осях температура – время выдержки.

Образцы сплавов 1570 и 1570–0,5Hf при нагреве до 370 °С и 4 ч выдержки были отправлены на просвечивающую микроскопию. Пробоподготовка образцов для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) производилась по стандартному режиму. На первом этапе выполнялась резка 2 заготовок под фольги толщиной 500 мкм при помощи электроэрозионного станка Sodick (Япония). Указанная толщина обусловлена возможной деформацией и выгибанием фольг в ходе резки из-за возможного наличия внутренних напряжений в образцах. Далее полученные заготовки были механически утонены до толщины ~120 мкм при помощи наждачных кругов Grid 2000 (Struers, Дания). Из полученных заготовок специальным панчером выдавливались диски диаметром 3 мм и помещались в установку электролитического утонения TenuPol-5 (Struers, Дания). Утонение осуществлялось при температуре –30 °С в электролите следующего состава: 75 % CH₃OH, 25 % HNO₃.

В результате из каждого из 6 состояний было получено не менее 5 фольг для ПЭМ. Исследование тонкой структуры образцов проводилось на ПЭМ JEM-2100 (JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ, оснащенный приставкой для EDX-анализа INCA (Oxford Instruments, Великобритания). Полученные фольги сразу же помещались в двунаклонный держатель ПЭМ с возможностью наклона на $\pm 30^\circ$ по каждой оси.

Согласно литературным данным, исследуемые частицы Al₃Sc обладают решетками L1₂ и D0₂₃, что предполагает наличие в них когерентной решетки. Таким образом, при исследовании в светлом поле искомые частицы не будут контрастировать с матрицей образца. Однако применение съемки в темном поле (ТП) позволяет получать снимки искомым когерентных частиц. Для получения снимков таких частиц в начале работы образец был выведен в ось зоны, после чего была снята электронограмма и вырезан слабый сверхструктурный рефлекс от плоскости (011)_α [15; 17–19]. Данный прием позволяет получить снимки в ТП и произвести подсчет видимых искомым частиц.

Для анализа размеров частиц и их плотности применялся программный модуль Digimizer, позволяющий проводить ручные измерения. Оценка среднего размера частиц и их доли была произведена по пяти полям зрения для каждого из исследуемых состояний.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В таблице 1 представлен химический состав исследуемых сплавов, определенный спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре. В таблице 2 представлены данные об электросопротивлении в литом состоянии.

Согласно данным таблицы 2 сплав 1570 обладает наименьшим электросопротивлением. При добавлении гафния электросопротивление начинает расти, причем наиболее значительный рост наблюдается при добавлении 0,2 % Hf. При увеличении содержания гафния до 0,5 % рост электросопротивления не столь значителен.

При нагреве сплава 1570 до 260 °С (рис. 1) его электросопротивление снижается в течение первых 2 ч выдержки, после чего оно практически не изменяется. В сплаве с добавкой 0,2 % Hf (рис. 1) наблюдается более значительное снижение электросопротивления, которое происходит в течение 24 ч. В сплаве с добавками 0,5 % Hf в течение 72 ч выдержки при температуре 260 °С происходит плавное падение электросопротивления (рис. 1).

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов
Table 1. Chemical composition of the studied alloys

Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Sc	Hf
1570	основа	0,13	0,21	0,44	6,25	0,02	0,06	0,25	–
1570–0,2Hf	основа	0,13	0,20	0,46	6,27	0,02	0,06	0,25	0,2
1570–0,5Hf	основа	0,12	0,22	0,45	6,29	0,04	0,06	0,25	0,5

Таблица 2. Показатели электросопротивления в сплавах сплавов 1570, 1570–0,2Hf и 1570–0,5Hf в литом состоянии
 Table 2. Electrical resistance indicators in the alloys of the 1570, 1570–0.2Hf, and 1570–0.5Hf as-cast alloys

Марка сплава	Электросопротивление, мкОм·м
1570	0,068±0,00136
1570–0,2Hf	0,074±0,00148
1570–0,5Hf	0,076±0,00152

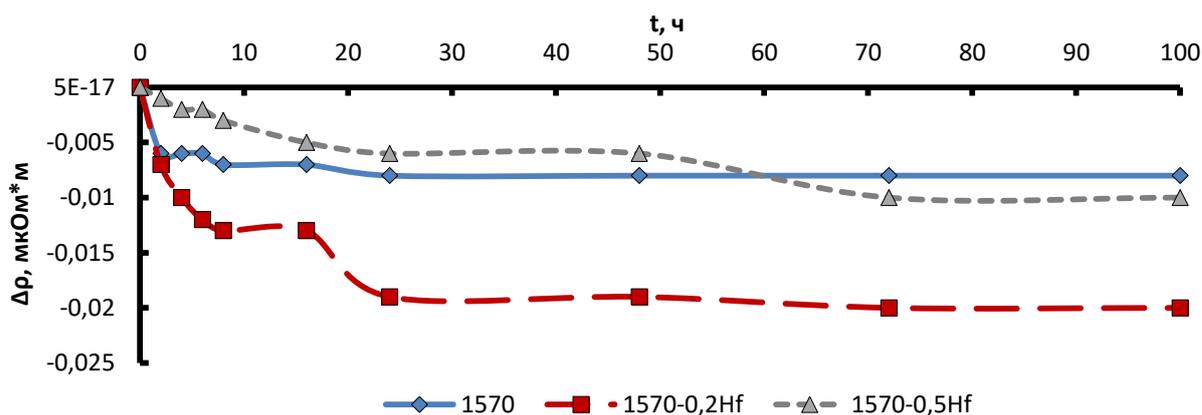


Рис. 1. Кривые изменения электросопротивления сплавов 1570, 1570–0,2Hf и 1570–0,5Hf при температуре 260 °C
 Fig. 1. Curves of electrical resistance changes of the 1570, 1570–0.2Hf, and 1570–0.5Hf alloys at a temperature of 260 °C

Данные изменения электросопротивления при 6-часовой выдержке сплава 1570 при температуре 370 °C (рис. 2) показывают, что оно выходит на плато в течение 6 ч. После 48 ч выдержки электросопротивление опять начинает снижаться, однако значительно слабее. При добавке 0,2 % Hf в первые 6 ч выдержки изменение электросопротивления практически совпадает со сплавом 1570 (рис. 2). В то же время участка со вторым снижением электросопротивления при добавлении

0,2 % Hf практически не наблюдается. Добавка 0,5 % Hf существенно замедляет снижение электросопротивления, наиболее интенсивно электросопротивление уменьшается в течение первых 24 ч, а после остается практически постоянным (рис. 2).

При температуре 440 °C в сплаве 1570 наиболее интенсивное снижение электросопротивления наблюдается в первые 2 ч (рис. 3). При дальнейшей выдержке электросопротивление не изменяется. При добавлении

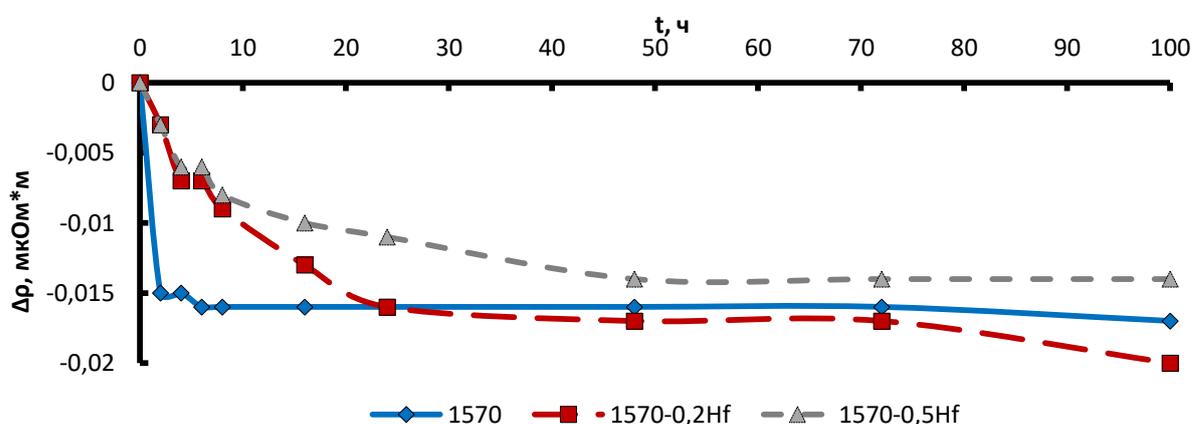


Рис. 2. Кривые изменения электросопротивления сплавов 1570, 1570–0,2Hf и 1570–0,5Hf при температуре 370 °C
 Fig. 2. Curves of electrical resistance changes of the 1570, 1570–0.2Hf, and 1570–0.5Hf alloys at a temperature of 370 °C

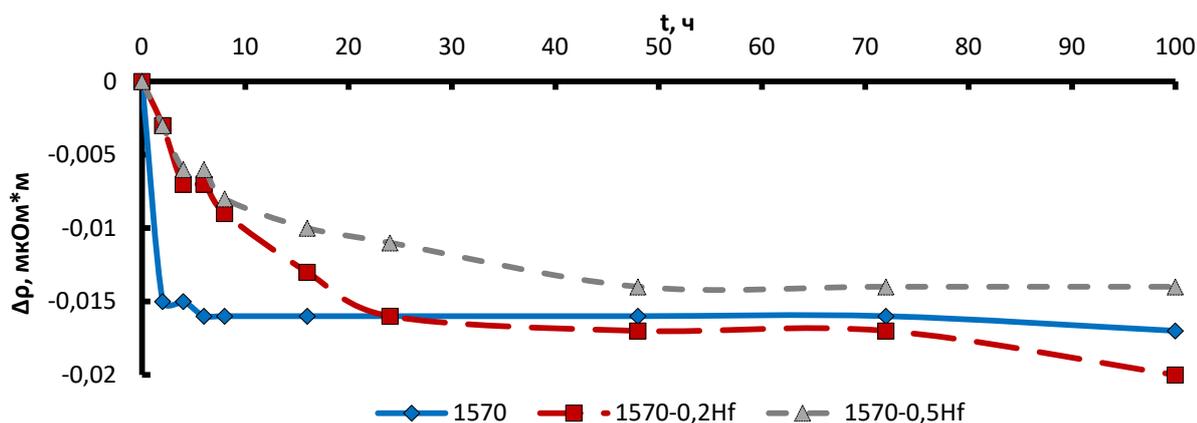


Рис. 3. Кривые изменения электросопротивления сплавов 1570, 1570–0,2Hf и 1570–0,5Hf при температуре 440 °C
 Fig. 3. Curves of electrical resistance changes of the 1570, 1570–0.2Hf, and 1570–0.5Hf alloys at a temperature of 440 °C

0,2 % Hf электросопротивление падает в течение более длительного периода – 24 ч (рис. 3). После 72 ч выдержки электросопротивление опять начинает уменьшаться. При содержании 0,5 % Hf наблюдается плавное снижение электросопротивления, которое продолжается в течение 48 ч, после чего оно остается постоянным (рис. 3).

С-кривые показывают, что наиболее интенсивно распад пересыщенного твердого раствора в сплаве 1570 происходит при температурах 420–450 °C (рис. 4). В целом распад пересыщенного твердого раствора в сплаве 1570 происходит значительно быстрее, чем в сплаве с добавлением гафния. В то же время из С-кривых видно, что при выдержке больше 12 ч при температурах ниже 300 °C стабильность пересыщенного твердого раствора для всех сплавов становится очень близкой. Полученные данные коррелируются с результатами [20], где выявлено, что твердый раствор скандия в алюминии разлагается в 3–4 раза быстрее, чем твердые растворы других переходных металлов.

На рис. 5 представлены снимки тонкой структуры образца в светлом и темном полях и его микродифракция. На рис. 5 а отчетливо видны сверхструктурные рефлексы $L1_2$. Это говорит о том, что в образце присутствуют когерентные частицы типа Al_3ScZr . К сожалению, ограничения микроскопа не позволяют провести их подробный поэлементный анализ. Исследуемый материал имеет низкую плотность дислокации, что соответствует структуре после гомогенизационного отжига литого материала. В целом в данном состоянии наблюдается достаточно много мелкодисперсных частиц. Их распределение по размерам представлено на рис. 5 с. По результатам анализа изображений в ТП установлено, что средний размер частиц составляет 9 нм, а их доля $f=3,57 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

На рис. 7 представлены снимки тонкой структуры образца сплава 1570–0,5Hf после отжига при 370 °C в течение 4 ч.

Рефлексы от $L1_2$ на рис. 7 а, полученные при 4-часовой выдержке сплава с добавкой 0,5 % Hf, хотя и присутствуют, однако весьма слабы сравнительно с чистым 1570 (рис. 4 а). Это говорит о том, что нанодисперсные частицы образовались, однако не в таком большом количестве, как в сплаве 1570. По результатам анализа

изображений в ТП установлено, что средний размер частиц составил 14,65 нм, а их доля $f=8,5 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$, что значительно ниже, чем в сплаве 1570.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Данные изменения электросопротивления, представленные в таблице 2, говорят о том, что гафний при более высоком содержании в сплаве не только уходит в пересыщенный твердый раствор, но и образует интерметаллидные частицы.

Анализ результатов, представленных на рис. 1, позволяет заключить, что распад пересыщенного твердого раствора в сплаве 1570 при нагреве до 260 °C происходит в основном в течение первых 2 ч выдержки. В сплаве 1570–0,2Hf распад пересыщенного твердого раствора происходит дольше и занимает 24 ч. При дальнейшей выдержке электросопротивление данного сплава остается практически постоянным, что говорит о том, что процесс распада пересыщенного твердого раствора прекращается. В сплаве 1570–0,5Hf распад пересыщенного твердого раствора занимает больше всего времени. Отметим, что в сплавах 1570 и 1570–0,2Hf при 8-часовом нагреве снижение электросопротивления останавливается, снова возобновляясь после 16 ч выдержки. Это можно объяснить тем, что в данных сплавах в первые 8 ч происходит формирование наночастиц Al_3Sc . В интервале от 8 до 16 ч данные частицы из-за низкой температуры нагрева остаются термостабильными, и распад пересыщенного твердого раствора приостанавливается. Однако затем они начинают коагулировать, постепенно увеличиваясь в размерах, и процесс распада возобновляется, а электросопротивление вновь начинает снижаться. Что касается сплава 1570–0,5Hf, то в нем из-за более высокой термостабильности, вызванной добавками гафния в сочетании с низкой температурой выдержки, в течение первых 72 ч происходит постепенное формирование новых наночастиц. Это и объясняет отсутствие плато на графиках изменения электросопротивления для данного сплава между 8 и 16 ч выдержки (рис. 1).

Данные, представленные на рис. 2, говорят о том, что при температуре 370 °C распад пересыщенного

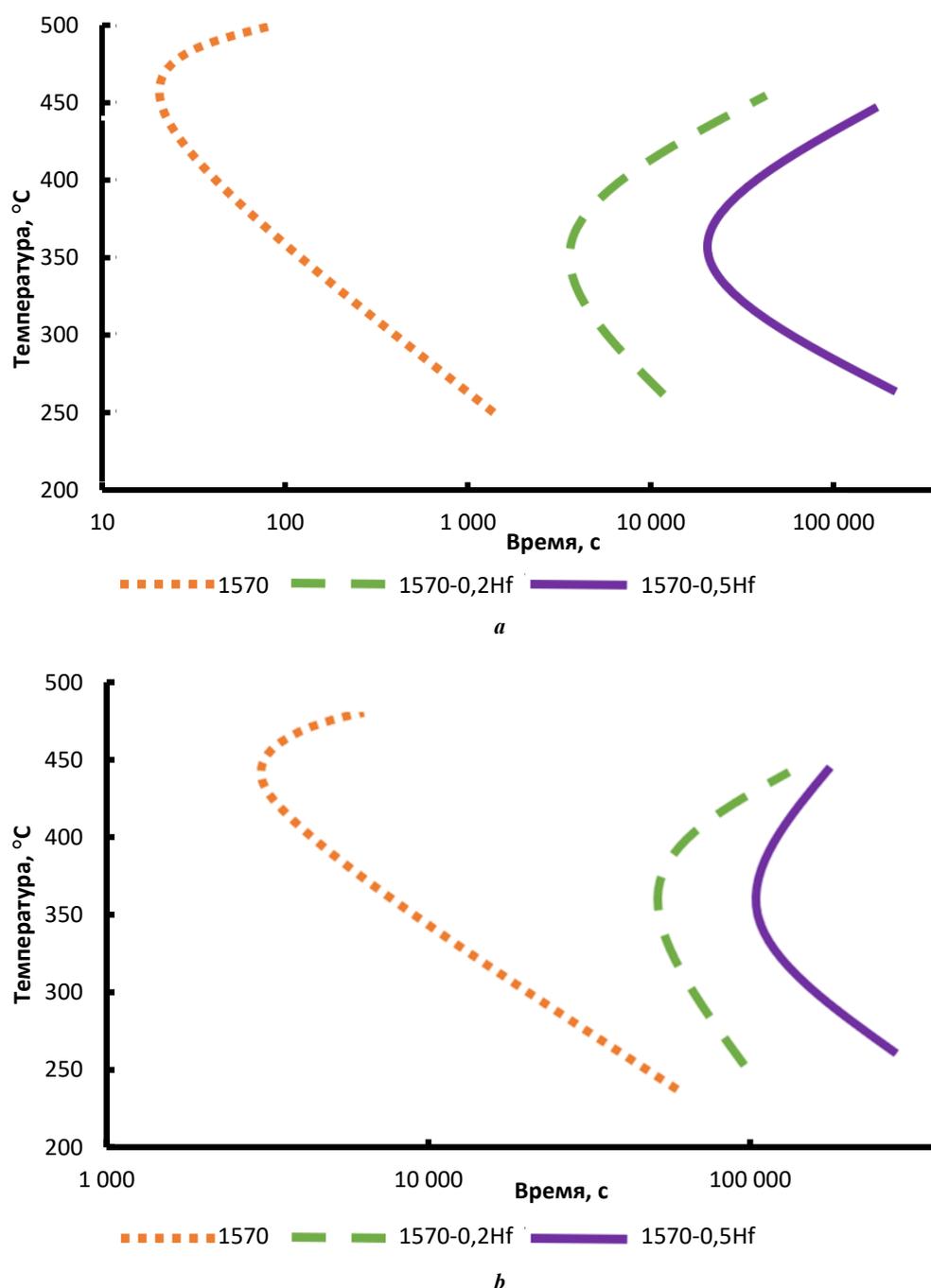


Рис. 4. C-кривые распада исследованных сплавов при 50 % (а) и 80 % (б) распада пересыщенного твердого раствора
Fig. 4. The decay C-curves of the studied alloys at 50 % (a) and 80 % (b) of supersaturated solid solution decomposition

твердого раствора в сплаве 1570, связанный с зарождением новых наночастиц, происходит в течение первых 6 ч выдержки. Кроме того, после 48 ч выдержки распад вновь возобновляется, что связано с процессом коагуляции частиц Al_3Sc . При добавлении 0,2 % Hf распад пересыщенного твердого раствора, связанный с зарождением новых наночастиц, также происходит в первые 6 ч выдержки. Однако, основываясь на данных измерения электросопротивления, можно заключить, что коагуляции практически не происходит. Анализируя рис. 2, можно сделать следующий вывод: при добавлении 0,5 % Hf распад пересыщенного твердого раствора происходит в первые 24 ч выдержки, что связано с за-

рождением наночастиц. При дальнейшей выдержке распад практически полностью останавливается.

При температуре 440 °С в сплаве 1570 наиболее интенсивно распад пересыщенного твердого раствора происходит в первые 2 ч выдержки (рис. 3), что в 3 раза быстрее, чем при температуре 370 °С. Отметим, что значительное снижение электросопротивления по сравнению с его значениями при температуре 370 °С говорит о практически полном распаде пересыщенного твердого раствора. Распад может сопровождаться значительным увеличением размеров наночастиц и потерей ими когерентности. При добавлении 0,2 % Hf и выдержке при температуре 440 °С распад пересыщенного твердого

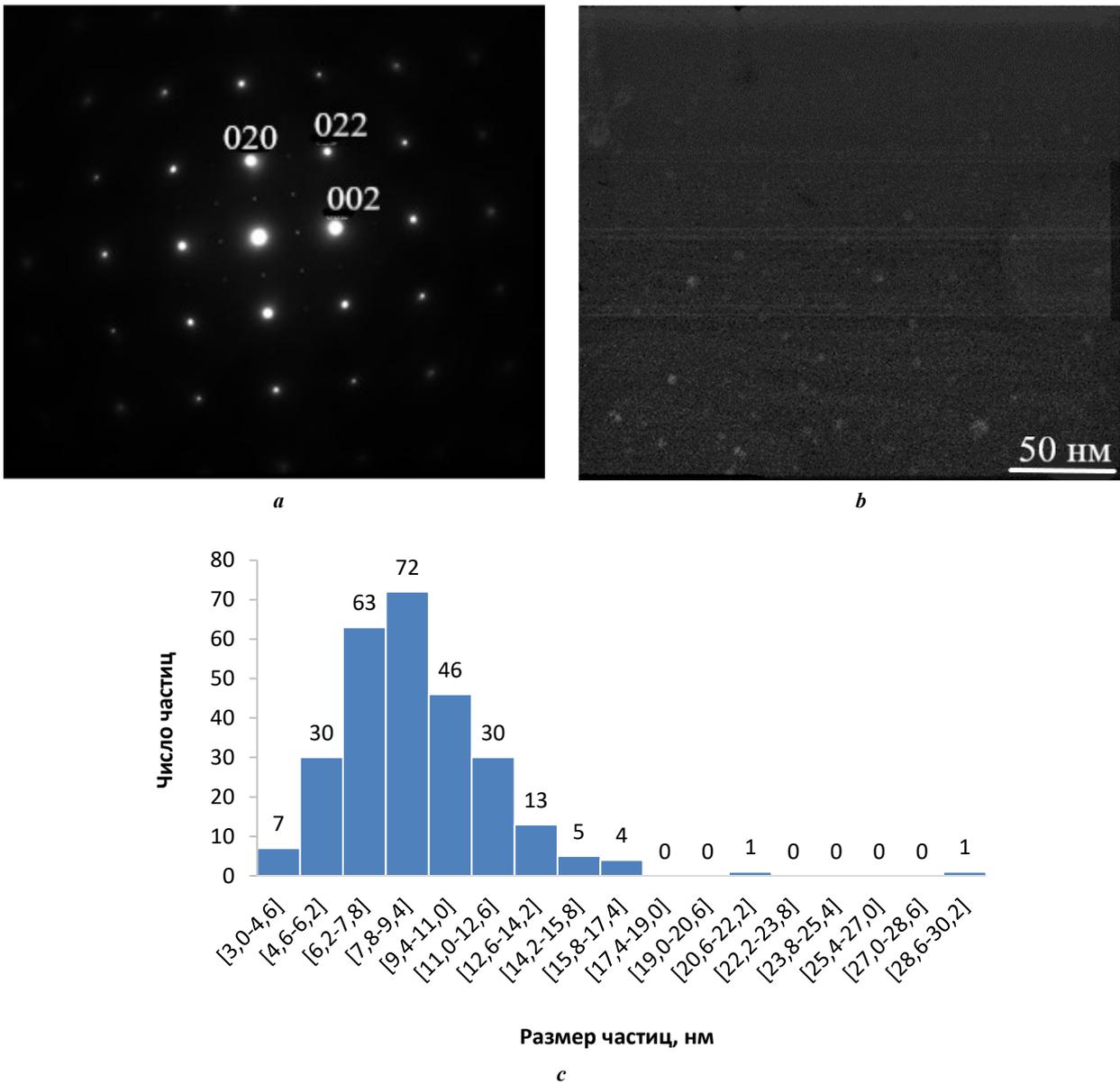


Рис. 5. Тонкая структура сплава 1570 при 370 °С, 4 ч выдержки:
a – микродифракция в оси зоны [001]_ω; *b* – увеличение ×200 000;
c – гистограмма распределения частиц в образце по размеру
Fig. 5. A fine structure of the 1570 alloy at 370 °C, 4-hour soaking:
a – microdiffraction within the axis of a zone [001]_ω; *b* – magnification ×200 000;
c – histogram of particle size distribution in a sample

раствора, связанный с зарождением наночастиц, происходит за 24 ч. После 72 ч выдержки распад пересыщенного твердого раствора вновь возобновляется, что объясняется процессом коагуляции. При содержании 0,5 % Hf пересыщенный твердый раствор показывает чрезвычайную стабильность. Его распад, связанный с зарождением наночастиц, происходит в течение 48 ч, после чего распад полностью прекращается.

Анализ С-кривых (рис. 4) показывает, что гафний не только замедляет распад пересыщенного твердого раствора, но и снижает температуру, при которой наблюдается наиболее интенсивный распад, до 350 °С. В то же время даже при 350 °С сплавы, содержащие гафний, значительно более термостабильны, чем сплав 1570.

Анализ данных, полученных с помощью ПЭМ (рис. 5 и рис. 6), а также гистограмм, показывает, что общее число частиц в сплаве 1570 с добавлением 0,5 % Hf в целом в 3–4,5 раза меньше, чем без него. Стоит отметить, что температура отжига 370 °С близка к той, при которой распад пересыщенного раствора в сплавах с гафнием идет наиболее интенсивно. В то же время данная температура для сплава 1570 не является самой благоприятной с точки зрения распада пересыщенного твердого раствора. Это говорит о том, что добавки гафния значительно замедляют распад пересыщенного твердого раствора, что коррелируется с С-кривыми и данными изменения электросопротивления.

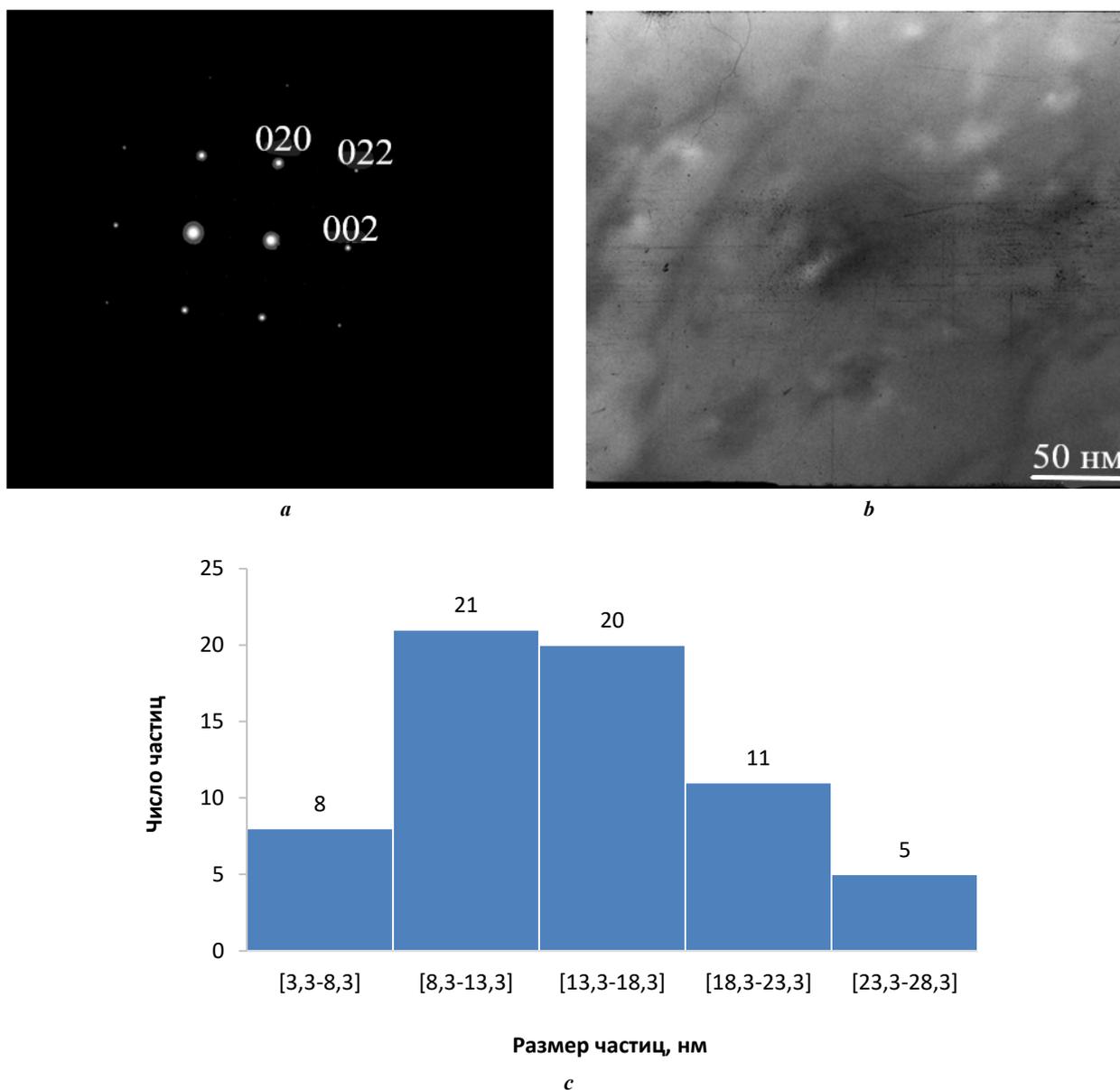


Рис. 6. Тонкая структура сплава 1570–0,5Hf при 370 °С, 4 ч выдержки:
a – микродифракция в оси зоны [001]_ω; **b** – увеличение ×200 000;
c – гистограмма распределения частиц в образце по размеру
Fig. 6. A fine structure of the 1570–0.5Hf alloy at 370 °C, 4-hour soaking:
a – microdiffraction within the axis of a zone [001]_ω; **b** – magnification ×200 000;
c – histogram of particle size distribution in a sample

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Сравнение С-кривых распада, построенных для сплава 1570 с и без гафниевых добавок, показало, что последние значительно увеличивают устойчивость пересыщенного твердого раствора. Кроме того, введение гафния в сплав 1570 снижает температуру, при которой распад пересыщенного твердого раствора происходит наиболее интенсивно, с 440 до 350 °С.

2. Исследования структуры сплава 1570 и сплава 1570–0,5Hf, выполненные с помощью ПЭМ, также показали, что гафний оказывает влияние на повышение термической устойчивости пересыщенного твердого раствора скандия в алюминии для сплава 1570.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Du H., Zhang S., Zhang B., Tao X., Yao Zh., Belov N., van der Zwaag S., Liu Z. Ca-modified Al–Mg–Sc alloy with high strength at elevated temperatures due to a hierarchical microstructure // Journal of Materials Science. 2021. Vol. 56. № 28. P. 16145–16157. DOI: [10.1007/s10853-021-06310-5](https://doi.org/10.1007/s10853-021-06310-5).
- Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Phase diagram of the Al–Ca–Fe–Si system and its application for the design of aluminum matrix composites // JOM. 2018. Vol. 70. № 11. P. 2710–2715. DOI: [10.1007/s11837-018-2948-3](https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3).
- Конюхов А.Д., Дриц А.М., Шуртаков А.К. Свойства сплава 1565ЧМ и его сварных соединений //

- Технология легких сплавов. 2013. № 3. С. 113–120. EDN: [RNJWPD](#).
4. Пантелеев М.Д., Бакрадце М.М., Скупов А.А., Щербачев А.В., Белозор В.Е. Технологические особенности сварки плавлением алюминиевого сплава В-1579 // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3. С. 11–17. DOI: [10.18577/2071-9140-2018-0-3-11-17](#).
 5. Aryshenskii E.V., Guk S.V., Galiev E.E., Drits A.M., Kavalla R. Possibility of application of a 1565ch alloy in the automotive industry // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. Vol. 2018. № 10. P. 995–1001. DOI: [10.1134/S0036029518100026](#).
 6. Langelandsvik G., Eriksson M., Akselsen O., Roven H. Wire arc additive manufacturing of AA5183 with TiC nanoparticles // *International journal of advanced manufacturing technology*. 2022. Vol. 119. № 1-2. P. 1047–1058. DOI: [10.1007/s00170-021-08287-6](#).
 7. Елагин В.И., Захаров В.В., Филатов Ю.А., Ростова Т.Д. Разработка перспективных алюминиевых сплавов, легированных скандием // *Перспективные технологии легких и специальных сплавов: сборник статей*. М.: Физматлит, 2006. С. 181–193.
 8. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys // *International Materials Reviews*. 2005. Vol. 50. № 1. P. 19–44. DOI: [10.1179/174328005X14311](#).
 9. Захаров В.В., Фисенко И.А., Кунявская Т.М. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием // *Технология легких сплавов*. 2020. № 1. С. 28–34. EDN: [PDWRPX](#).
 10. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives // *Metal Science and Heat Treatment*. 1996. Vol. 38. № 8. P. 347–352. DOI: [10.1007/BF01395323](#).
 11. Zakharov V.V. Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys // *Metal Science and Heat Treatment*. 2003. Vol. 45. № 7-8. P. 246–253. DOI: [10.1023/A:1027368032062](#).
 12. Бронз А.В., Ефремов В.И., Плотников А.Д., Чернявский А.Г. Сплав 1570 С-материал для герметичных конструкций перспективных многоцветных изделий РКК «Энергия» // *Космическая техника и технологии*. 2014. № 4. С. 62–67. EDN: [TJKPPL](#).
 13. Li H-y., Li D-w., Zhu Z-x., Chen B-a., Chen X., Yang C-l., Zhang H-y., Kang W. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. 2016. Vol. 26. № 12. P. 3059–3069. DOI: [10.1016/S1003-6326\(16\)64438-2](#).
 14. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 421. № 1-2. P. 154–160. DOI: [10.1016/j.msea.2005.11.063](#).
 15. Srinivasan S., Desch P.B., Schwarz R.B. Metastable phases in the Al_3X ($X = Ti, Zr, \text{ and } Hf$) intermetallic system // *Scripta Metallurgica et Materiala*. 1991. Vol. 25. № 11. P. 2513–2516. DOI: [10.1016/0956-716X\(91\)90059-A](#).
 16. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Добаткина Т.В., Тарыгина И.Е. Исследование процесса рекристаллизации в сплавах Al-Sc-Hf // *Технология легких сплавов*. 2010. № 1. С. 92–99. EDN: [PUUUEF](#).
 17. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during isothermal aging at 375–425 °C // *Acta Materialia*. 2008. Vol. 56. № 1. P. 114–127. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.09.004](#).
 18. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during aging at 450–600 °C // *Acta Materialia*. 2008. Vol. 56. № 6. P. 1182–1195. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.11.011](#).
 19. Harada Y., Dunand D.C. Creep properties of Al_3Sc and $Al_3(Sc, X)$ intermetallics // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. № 13. P. 3477–3487. DOI: [10.1016/S1359-6454\(00\)00142-7](#).
 20. Захаров В.В. Кинетика распада твердого раствора скандия в алюминии в двойных сплавах Al - Sc // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 7. С. 44–48. EDN: [UAVTYF](#).

REFERENCES

1. Du H., Zhang S., Zhang B., Tao X., Yao Zh., Belov N., van der Zwaag S., Liu Z. Ca-modified Al-Mg-Sc alloy with high strength at elevated temperatures due to a hierarchical microstructure. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, no. 28, pp. 16145–16157. DOI: [10.1007/s10853-021-06310-5](#).
2. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V. Phase diagram of the Al-Ca-Fe-Si system and its application for the design of aluminum matrix composites. *JOM*, 2018, vol. 70, no. 11, pp. 2710–2715. DOI: [10.1007/s11837-018-2948-3](#).
3. Konyukhov A.D., Drits A.M., Shurtakov A.K. Properties of 1565chM alloy and its weld joints. *Tekhnologiya legkikh spлавov*, 2013, no. 3, pp. 113–120. EDN: [RNJWPD](#).
4. Panteleev M.D., Bakradce M.M., Skupov A.A., Shcherbakov A.V., Belozor V.E. Technological features of fusion welding of aluminum alloy V-1579. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 3, pp. 11–17. DOI: [10.18577/2071-9140-2018-0-3-11-17](#).
5. Aryshenskii E.V., Guk S.V., Galiev E.E., Drits A.M., Kavalla R. Possibility of application of a 1565ch alloy in the automotive industry. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018, vol. 2018, no. 10, pp. 995–1001. DOI: [10.1134/S0036029518100026](#).
6. Langelandsvik G., Eriksson M., Akselsen O., Roven H. Wire arc additive manufacturing of AA5183 with TiC nanoparticles. *International journal of advanced manufacturing technology*, 2022, vol. 119, no. 1-2, pp. 1047–1058. DOI: [10.1007/s00170-021-08287-6](#).
7. Elagin V.I., Zakharov V.V., Filatov Yu.A., Rostova T.D. Development of promising aluminum alloys alloyed with scandium. *Perspektivnye tekhnologii legkikh i spetsialnykh spлавov: sbornik statey*. Moscow, Fizmatlit Publ., 2006, pp. 181–193.
8. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50, no. 1, pp. 19–44. DOI: [10.1179/174328005X14311](#).
9. Zakharov V.V., Fisenko I.A., Kuniyavskaya T.M. Prospects of alloying of aluminium alloys with scandium. *Tekhnologiya legkikh spлавov*, 2020, no. 1, pp. 28–34. EDN: [PDWRPX](#).
10. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium

- additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38, no. 8, pp. 347–352. DOI: [10.1007/BF01395323](https://doi.org/10.1007/BF01395323).
11. Zakharov V.V. Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 45, no. 7-8, pp. 246–253. DOI: [10.1023/A:1027368032062](https://doi.org/10.1023/A:1027368032062).
 12. Bronz A.V., Efremov V.I., Plotnikov A.D., Chernyavskiy A.G. Alloy 1570C – material for pressurized structures of advanced reusable vehicles of RSC Energia. *Kosmicheskaya tekhnika i tekhnologii*, 2014, no. 4, pp. 62–67. EDN: [TJKPPL](https://www.edn.net/TJKPPL).
 13. Li H-y., Li D-w., Zhu Z-x., Chen B-a., Chen X., Yang C-l., Zhang H-y., Kang W. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 2016, vol. 26, no. 12, pp. 3059–3069. DOI: [10.1016/S1003-6326\(16\)64438-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64438-2).
 14. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 421, no. 1-2, pp. 154–160. DOI: [10.1016/j.msea.2005.11.063](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.063).
 15. Srinivasan S., Desch P.B., Schwarz R.B. Metastable phases in the Al_3X ($X = Ti, Zr, \text{ and } Hf$) intermetallic system. *Scripta Metallurgica et Materiala*, 1991, vol. 25, no. 11, pp. 2513–2516. DOI: [10.1016/0956-716X\(91\)90059-A](https://doi.org/10.1016/0956-716X(91)90059-A).
 16. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Dobatkina T.V., Tarytina I.E. Investigation of Recrystallization Process in Al-Sc-Hf Alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2010, no. 1, pp. 92–99. EDN: [PUUUEF](https://www.edn.net/PUUUEF).
 17. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during isothermal aging at 375–425 °C. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, no. 1, pp. 114–127. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.09.004](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.09.004).
 18. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during aging at 450–600 °C. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, no. 6, pp. 1182–1195. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.11.011](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.011).
 19. Harada Y., Dunand D.C. Creep properties of Al_3Sc and $Al_3(Sc, X)$ intermetallics. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, no. 13, pp. 3477–3487. DOI: [10.1016/S1359-6454\(00\)00142-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00142-7).
 20. Zakharov V.V. Kinetics of decomposition of the solid solution of scandium in aluminum in binary Al - Sc alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2015, no. 7, pp. 44–48. EDN: [UAVTYF](https://www.edn.net/UAVTYF).

The study of supersaturated solid solution decomposition in magnesium-rich aluminum alloys with scandium and hafnium additions

© 2022

Aleksandr M. Drits^{1,2,5}, PhD (Engineering), leading researcher of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4),
Director of Business and Technology Development

Evgenii V. Aryshenskii^{*1,6}, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor,
scientific supervisor of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4)

Egor A. Kudryavtsev^{3,7}, PhD (Engineering), researcher

Igor A. Zorin^{1,8}, laboratory assistant of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4), student

Sergey V. Konovalov^{1,4,9}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
chief researcher of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4),
Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities

¹Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara (Russia)

²JSC “Arconic SMZ”, Samara (Russia)

³Center for Collective Use “Technologies and Materials of NRU “BelSU”, Belgorod (Russia)

⁴Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)

*E-mail: ar-evgenii@yandex.ru⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9349-2494>⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

Received 29.08.2022

Accepted 16.11.2022

Abstract: Magnesium-rich aluminum alloys with small scandium additives are widely used in many branches of modern industry due to the high level of their mechanical properties. However, the issue of low thermal stability of Al_3Sc particles, which does not allow performing deformation processing of this group of alloys at a temperature above 400 °C, continues to be relevant. Hafnium addition can become one of the ways to solve this problem as hafnium forms a shell around the Al_3Sc particles and, due to the low diffusion coefficient in the aluminum matrix, reduces their coagulation rate. The paper studies the influence of addition of 0.2 % and 0.5 % Hf on the electrical conductivity and the process of supersaturated solid solution decomposition, as well as on the size and quantity of nanoparticles in the 1570 magnesium-rich aluminum alloy at its thermal treatment. The authors studied the kinetics of supersaturated solid solution decomposition in the 1570, 1570–0.2Hf, and 1570–0.5Hf alloys by the electrical conductivity measuring and constructed C-curves describing the supersaturated solid solution decomposition in the studied alloys in the temperature range of 260–440 °C. Besides, using transmission electron microscopy, the strengthening nanoparticles of the 1570 and 1570–0.5Hf alloys were studied during heating to 370 °C and 4-hour soaking. The study showed that hafnium addition significantly slows down the super-

saturated solid solution decomposition in the 1570 alloy. The authors identified that in the alloys with hafnium additives, the supersaturated solid solution decomposition is the most intense at a temperature of 350 °C, and in the alloys without hafnium – at a temperature of 430 °C. The transmission microscopy data confirm that the 1570 alloy without hafnium contains 3–4.5 times more nanoparticles than the 1570–0.5Hf alloy.

Keywords: nanoparticles; hafnium; aluminum; thermal treatment; scandium.

Acknowledgements: The study was carried out within the grant of the Russian Science Foundation No. 22-29-01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>.

The work was carried out using the equipment of the Center for Collective Use “Technologies and Materials of the National Research University “BelSU”.

For citation: Drits A.M., Aryshensky E.V., Kudryavtsev E.A., Zorin I.A., Konovalov S.V. The study of supersaturated solid solution decomposition in magnesium-rich aluminum alloys with scandium and hafnium additions. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 38–48. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.

Разноразмерная пористость и теплопроводность оксидных слоев, сформированных плазменно-электролитическим оксидированием на силумине АК12Д

© 2022

Ивашин Павел Валентинович^{*1}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Криштал Михаил Михайлович^{1,4}, доктор физико-математических наук, профессор
Твердохлебов Андрей Яковлевич¹, инженер
Полунин Антон Викторович^{1,5}, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник
Дударева Наталья Юрьевна^{2,6}, доктор технических наук, профессор
Круглов Александр Борисович^{3,7}, кандидат физико-математических наук, доцент

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

³Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва (Россия)

*E-mail: ivashinpv@gmail.com

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7189-0002>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8484-2456>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2269-0498>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0530-0729>

Поступила в редакцию 12.08.2022

Принята к публикации 20.12.2022

Аннотация: Оксидные слои, сформированные плазменно-электролитическим оксидированием (ПЭО), характеризуются достаточно высокой пористостью, что влияет практически на весь комплекс служебных характеристик. Тем не менее известные данные об интегральной пористости слоев, получаемых ПЭО, достаточно противоречивы, а характер распределения пор по размерам в этих слоях остается малоизученным. В результате обработки полученных в широком диапазоне увеличений изображений поперечного сечения слоя (сканирующая электронная микроскопия – СЭМ, image-based анализ) получено распределение пор по размерам в диапазоне от 10 нм до 10 мкм, которое достаточно хорошо описывается функцией логарифмически нормального распределения (геометрия пор аппроксимировалась сферической формой). Такой характер распределения указывает на природу образования пор, которую можно связать с термически активируемым процессом выделения газа из расплава, объем и средняя температура которого, в свою очередь, определяются энергией микродуговых разрядов. В работе также представлены результаты определения методом рентгеноструктурного анализа (РСА) фазового состава оксидного слоя и размеров кристаллитов. Сравнением результатов рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и РСА оценен фазовый состав аморфной составляющей. Стационарным методом и методом импульсного лазерного нагрева определена теплопроводность исходного оксидного слоя и слоя после удаления его высокопористой наружной части. Полученные экспериментально-расчетным путем на основе анализа СЭМ-изображений значения пористости и результаты определения фазового состава, включая аморфные фазы, позволили оценить теплопроводность оксидного слоя с помощью четырех известных аналитических моделей. Результаты расчета теплопроводности по модели Лоеб показали хорошую сходимость с экспериментальными результатами, полученными в настоящей работе. Путем моделирования показано, что на теплопроводность оксидного слоя размер кристаллитов влияет существенно меньше пористости и аморфной фазы.

Ключевые слова: плазменно-электролитическое оксидирование; упрочняющее термобарьерное покрытие; алюминиевый сплав; силумин; пористость; image-based анализ пористости; распределение пор по размерам; теплопроводность оксидного слоя.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FEMR-2020-0003). Рентгеноструктурные исследования и расчеты количественного фазового состава и параметров микроструктуры выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

Для цитирования: Ивашин П.В., Криштал М.М., Твердохлебов А.Я., Полунин А.В., Дударева Н.Ю., Круглов А.Б. Разноразмерная пористость и теплопроводность оксидных слоев, сформированных плазменно-электролитическим оксидированием на силумине АК12Д // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 49–69. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-49-69.

ВВЕДЕНИЕ

Плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование (ПЭО) – современный быстро развивающийся электрохимический способ формирования твер-

дой керамической поверхности на изделиях из вентильных металлов (алюминия, магния, титана и др.) и их сплавов. Полученные в результате ПЭО оксидные слои часто называют покрытиями, что не вполне корректно, так как эти слои формируются одновременно

в результате модификации поверхности под действием микродуговых разрядов и ее насыщения внешними по отношению к обрабатываемому изделию элементами (прежде всего кислородом). Формируемые ПЭО оксидные слои (ПЭО-слои) могут сочетать различные повышенные свойства, в том числе износостойкость и коррозионную стойкость, что делает изделия, защищенные ПЭО-слоями, способными работать в экстремальных условиях комплексного воздействия. ПЭО-слои обеспечивают также хорошие теплоизоляционные (термобарьерные) свойства, что связано с их низкой теплопроводностью [1–3], которая иногда оказывается на порядок ниже теплопроводности фазовых составляющих оксидного слоя. Например, при теплопроводности кристаллических оксидов алюминия [4; 5] и магнезия¹, составляющей десятки Вт·(м·К)⁻¹, значения теплопроводности ПЭО-слоев на алюминиевом и магниевом сплавах составляют, по данным [2], около 1,6 и 0,8 Вт·(м·К)⁻¹ соответственно.

Характерной особенностью оксидных слоев является достаточно высокая доля разноразмерной пористости. Пористость влияет практически на весь комплекс служебных свойств ПЭО-слоев: механические свойства [6; 7], коррозионную стойкость [7], теплофизические свойства [8; 9]. В [6] утверждается, что мелкопористость (менее 1 мкм) является основной причиной низких значений модуля Юнга и твердости ПЭО-слоя по сравнению с характеристиками его фазовых составляющих. Различия в теплопроводностях ПЭО-слоя и его фазовых составляющих также объясняются пористостью оксидного слоя [9].

Геометрия пор существенно влияет на теплопроводность термобарьерных покрытий [10; 11]. Согласно моделированию [10], наличие 20 % пористости в виде сфер обеспечивает снижение теплопроводности примерно на 25 %, а наличие такого же объема пор в форме эллипсоидов, ориентированных по нормали к поверхности, приводит к снижению теплопроводности покрытия уже на 50 %.

В [6] предполагают цилиндрическую форму пор. В то же время изображения сканирующей электронной микроскопии (СЭМ-изображения) свободной поверхности оксидных слоев во многих исследованиях показывают весьма развитую пористую структуру с формой пор, близкой к сферической. При этом крупные поры могут создавать ярко выраженный эффект «бутылочно-горлышка»: поры имеют вид колбы, открытой со стороны поверхности [12]. На наш взгляд, аппроксимация формы пор цилиндрической геометрией [6] недостаточно адекватна для оценки распределения пор по размерам. Форма пор может быть аппроксимирована сферами, которые образуют связанную структуру, соединенную микро- и наноканалами (в том числе возникающими из-за циклирования термических напряжений).

Методы оценки пористости основаны на различных физических принципах. Используются методы, основанные на проникновении в образец (преимущественно с открытыми порами) рабочего вещества (адсорбция,

вдавливание ртути в поры и т. д.) [13], методы томографии с различными видами излучения (электронного, рентгеновского, нейтронного) [13; 14], а также обработка СЭМ-изображений [13; 15]. Результаты, полученные различными методами, могут отличаться [13].

Распределение пор по размерам – важная характеристика пористого материала [13], однако применительно к ПЭО-слоям она изучена слабо: нам удалось найти только работу [6], в которой показано, что основной вклад в пористость вносят поры размером порядка 10^{-8} – 10^{-7} м.

Пористость, видимая на изображениях поперечной структуры ПЭО-слоя целиком (от его наружной границы до границы раздела с основой), составляет обычно 5–13 % [2; 3]. Такие значения не могут объяснить значимых различий в теплопроводности оксидных слоев и их основных фазовых составляющих [2]. Следовательно, имеет место влияние пористости меньшей размерности, и такие поры, согласно [6], составляют основную долю пористости.

Таким образом, адекватность оценки пористости оксидного слоя с учетом формы пор и их распределения по размеру остается нерешенным вопросом и представляет интерес с точки зрения влияния на различные физические и эксплуатационные свойства ПЭО-слоев. Среди методов, позволяющих это сделать, с нашей точки зрения, наиболее релевантным и удобным является анализ СЭМ-изображений поперечных шлифов (так называемый image-based анализ) [13; 15].

Цель работы – выявление характера распределения пор по размерам в слое, полученном ПЭО, и влияния интегральной пористости на теплопроводность такого слоя.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Получение оксидного слоя

В качестве материала основы для формирования оксидного слоя методом ПЭО использован эвтектический алюминий-кремниевый сплав АК12Д, ОСТ 1-92014-1990 (химический состав приведен в таблице 1).

ПЭО плоских образцов в форме диска диаметром 68 мм и толщиной 10 мм проводили в щелочно-силикатном электролите (2,5 г/л КОН и 2,5 г/л натриевого технического жидкого стекла) в течение 90 мин при температуре электролита не выше 37 °С. В процессе окисления поддерживался действующий ток плотностью 18 ± 3 А/дм², соотношение катодного и анодного токов сохранялось постоянным, равным 1; форма импульсов тока близка к синусоиде с частотой 50 Гц.

Методика исследования поперечной структуры и пористости оксидного слоя

Исследование поперечной структуры оксидного слоя проводилось на поперечном шлифе с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) JEOL JSM 6390 в режиме обратно-рассеянных электронов. Толщину оксидного слоя определяли как среднее арифметическое значение по многочисленным замерам в случайно выбранных зонах.

Разноразмерная пористость оксидного слоя оценивалась с помощью обработки СЭМ-изображений в широком диапазоне увеличений, а именно при увеличениях $\times 400$, $\times 500$, $\times 1500$, $\times 2000$, $\times 5000$, $\times 10000$, $\times 30000$.

¹ Шелудяк Ю.Е., Кашипов Л.Я., Малинин Л.А., Цалков В.Н. Теплофизические свойства компонентов горючих систем: справочник. М.: НПО Информ ТЭИ, 1992. 184 с.

Таблица 1. Химический состав алюминиевого сплава АК12Д*
Table 1. Chemical composition of AlSi12Mg alloy*

Элемент	Si	Fe	Mn	Ti	Cu	Zr	Mg	Zn	Cr	Ni
Массовая доля, %	11,830	0,391	0,398	0,077	1,924	0,005	0,921	0,173	0,022	1,065

* Остальное – Al.

* The rest is Al.

Таким образом, исследован весь возможный диапазон размеров пор, который охватывает 4 порядка величины от 10 нм до 10 мкм и ограничен снизу физической границей пористости (поры меньшего размера уже не являются порами, а приближаются по размерам к дефектам кристаллической структуры – вакансиям и их конгломератам), а сверху – толщиной слоя.

Для количественной оценки пористости СЭМ-изображения оксидного слоя приводили к монохромному виду с помощью графического редактора Gimp и оценивали долю площади, занятую порами. Поры на СЭМ-изображениях достаточно хорошо визуальны различимы, но для количественных оценок их необходимо математически выделить в виде отдельных объектов, что затруднено различными артефактами и различной яркостью объектов, которые можно отнести к порам. Приведение фотографии в градациях серого к монохромному черно-белому изображению при установлении различного порога яркости пикселя (пикс.) дает разные итоговые монохромные изображения. Очевидно, что чем порог выше, тем больше остается черных участков в монохромном изображении: пиксели, имеющие значения выше порога, заменяются белыми пикселями, ниже порога – черными.

Для снижения зависимости итогового изображения от яркости различных пор проводилась следующая процедура [15]:

1) сглаживали исходное изображение фильтром Гаусса с радиусом 3 пикс. (для снижения цифрового шума), а также 9, 27 и 81 пикс.;

2) результат применения каждого фильтра с радиусом сглаживания 9, 27 и 81 пикс. вычитали из изображения, полученного с применением фильтра сглаживания с радиусом 3 пикс.;

3) прибавляли константу, равную 127 (число, соответствующее середине диапазона значений яркости пикселя от 0 до 255), для корректировки результатов вычитания, приводящих к отрицательным значениям пикселей;

4) результат каждого вычитания приводили к черно-белому формату при пороговом значении яркости пикселя 120;

5) черно-белые изображения, полученные в результате применения фильтров, объединялись булевым сложением.

На рис. 1 приведен пример применения описанной процедуры, включая промежуточные результаты вычитания изображений и приведения их к черно-белому формату, а также итоговый результат, полученный объединением промежуточных.

Для примера на рис. 2 показаны исходные и монохромные (после обработки) изображения попе-

речной структуры оксидного слоя при различных увеличениях.

После процедуры выделения пор рассчитывалась площадь каждой поры с помощью программы Gwyddion. Пористость ϕ оценивалась как суммарная площадь пор, отнесенная к площади изображения оксидного слоя. По площади СЭМ-изображений пор оценивались пористость и распределение пор по размерам. Для этого размер каждой поры определялся как диаметр эквивалентного по площади круга, и для СЭМ-изображений с разными увеличениями строились гистограммы распределения пор по размеру. По оси абсцисс гистограммы откладывались интервалы размеров пор, по оси ординат – отношение пористости (в данном диапазоне размеров пор) к длине интервала размеров пор. Пористость в интервале рассчитывалась как отношение площади пор, попадающих в интервал, к площади оксидного слоя на изображении. Гистограмма аппроксимировалась кривой плотности вероятности лог-нормального распределения, помноженной на коэффициент, равный пористости, соответствующей СЭМ-изображению данного масштаба. Корректировка на коэффициент проводилась, поскольку для дальнейшей обработки необходимо, чтобы интеграл аппроксимирующей функции был равен площади всех столбцов гистограммы. Интеграл гистограммы распределения пор по размерам равен пористости по способу построения: суммарная площадь всех столбцов гистограммы безразмерна ($m \cdot l/m$) и равна общей пористости. Такая кривая достаточно хорошо описывает экспериментальные данные, а так как ее интеграл равен пористости (для данного масштаба СЭМ-изображения), предложено называть эту кривую «функцией плотности пористости» (по аналогии с функцией плотности вероятности) и обозначать ρ_ϕ . Для примера на рис. 3 показано распределение размеров пор, полученное в результате обработки изображений с увеличением $\times 400$. Для учета стохастического характера распределения пор обрабатывалось не менее трех СЭМ-изображений каждого увеличения.

Сначала были построены функции плотности пористости для отдельных СЭМ-изображений, затем объединением гистограмм, полученных по СЭМ-изображениям с разными увеличениями, получена обобщенная функция плотности пористости. Интегрированием обобщенной функции плотности пористости получали кривую, которую предложено называть «функцией распределения пористости» (по аналогии с функцией распределения вероятности) и обозначать ρ_{cum} . Значение данной функции равно уровню пористости, обусловленному порами с диаметром меньшим, чем предел интегрирования функции плотности пористости справа.

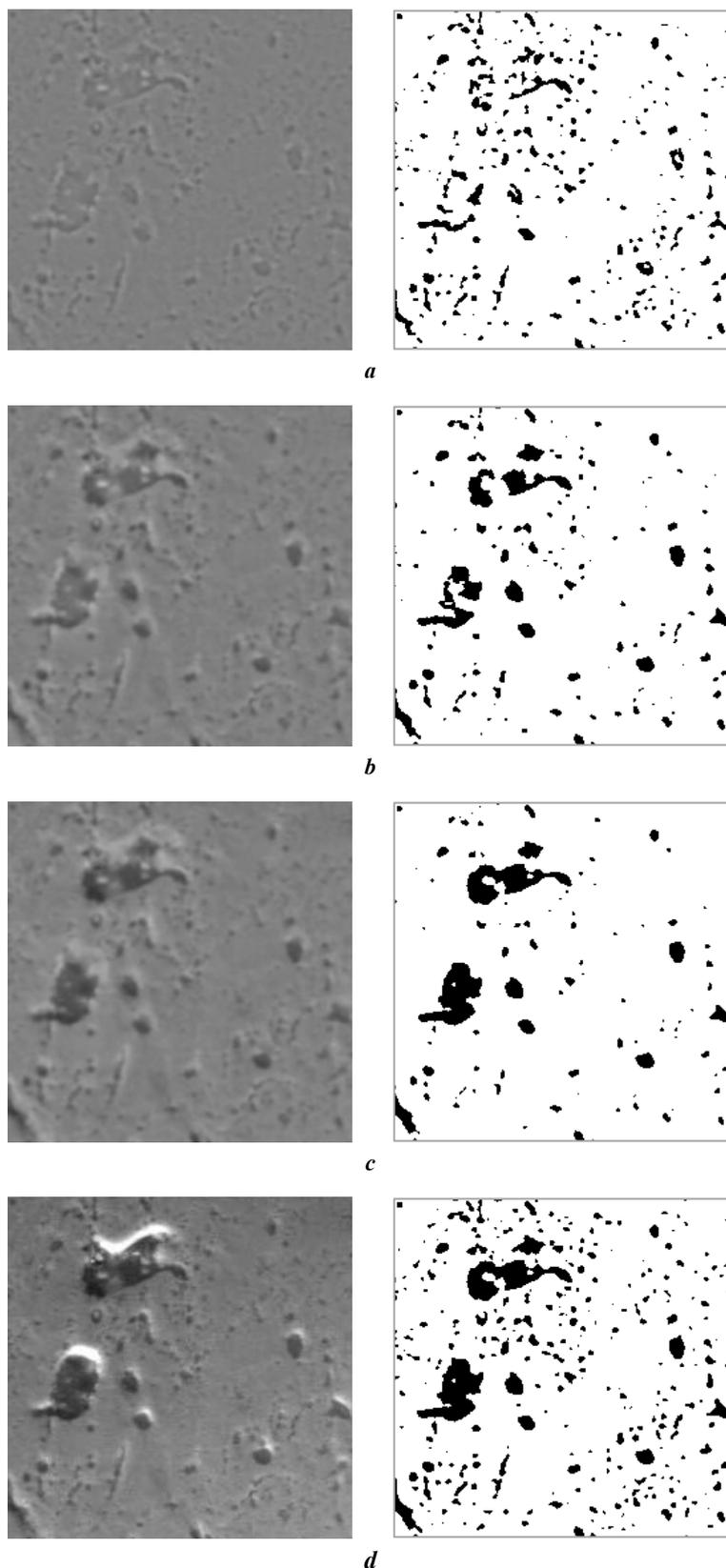


Рис. 1. Пример приведения изображения к монохромному виду: результаты вычитания изображений с размытием 9 пикс. (а), 27 пикс. (б), 81 пикс. (с) из изображения с размытием 3 пикс. в градациях серого (слева) и в черно-белом формате (справа); исходное изображение (слева) и итоговое черно-белое изображение – справа (d), полученное путем объединения результатов вычитания изображений после применения отдельных фильтров (а–с)

Fig. 1. An example of image conversion to monochrome image: the results of subtracting an image 9 px (a), 27 px (b), 81 px (c) blurring from an image with 3 px blurring in grayscale (left) and in monochrome format (right); the original image (left) and the resulting monochrome image – right (d), which is obtained by merging results of image subtraction after applying different filters (a–c)

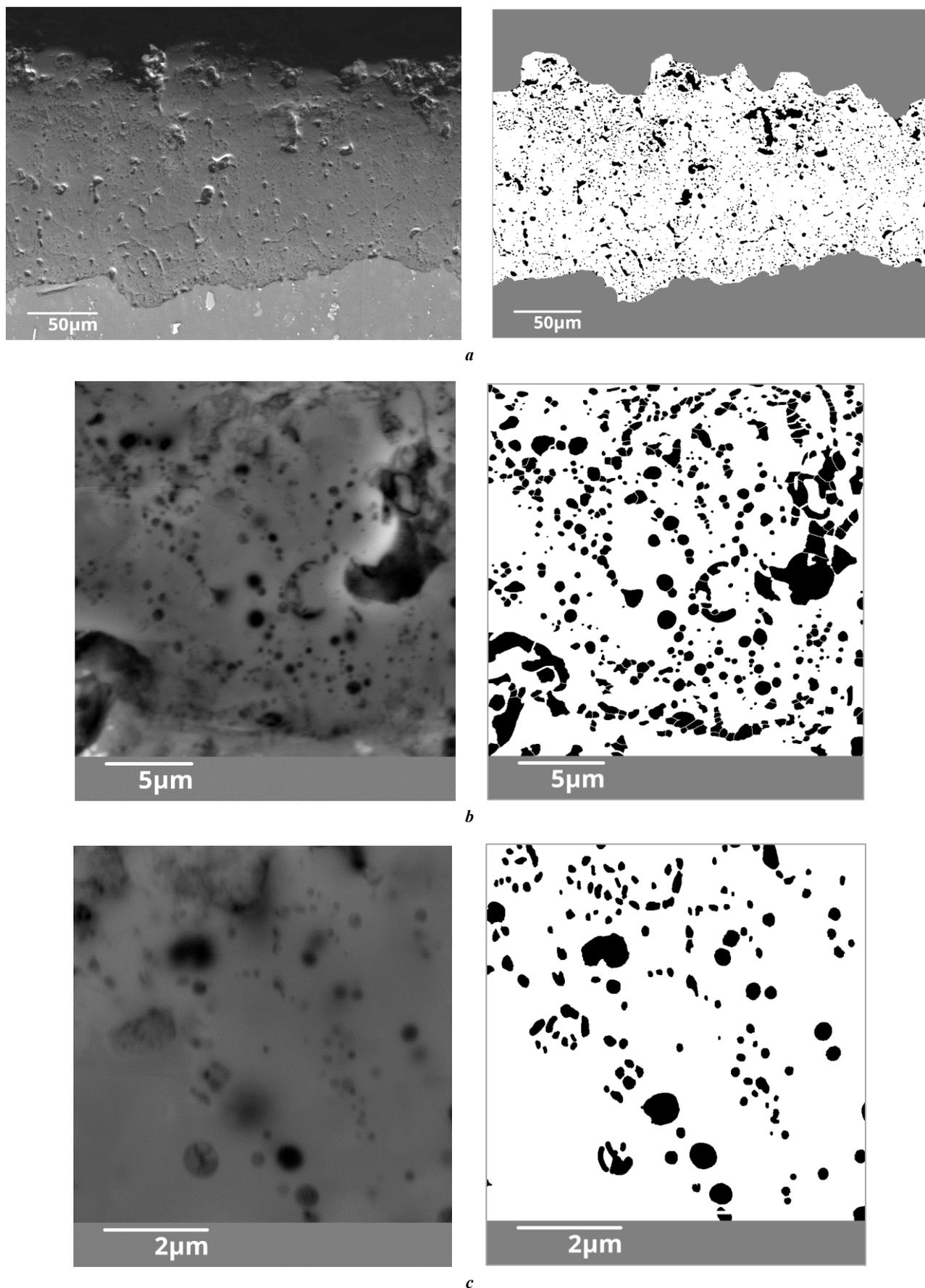


Рис. 2. СЭМ-изображения оксидного слоя в исходном (слева) и монохромном (справа) форматах, полученные при различных увеличениях: *a* – $\times 400$; *b* – $\times 10000$; *c* – $\times 30000$
Fig. 2. SEM-images of an oxide layer in the original greyscale (left) and monochrome (right) formats obtained using different magnifications: *a* – $\times 400$; *b* – $\times 10000$; *c* – $\times 30000$

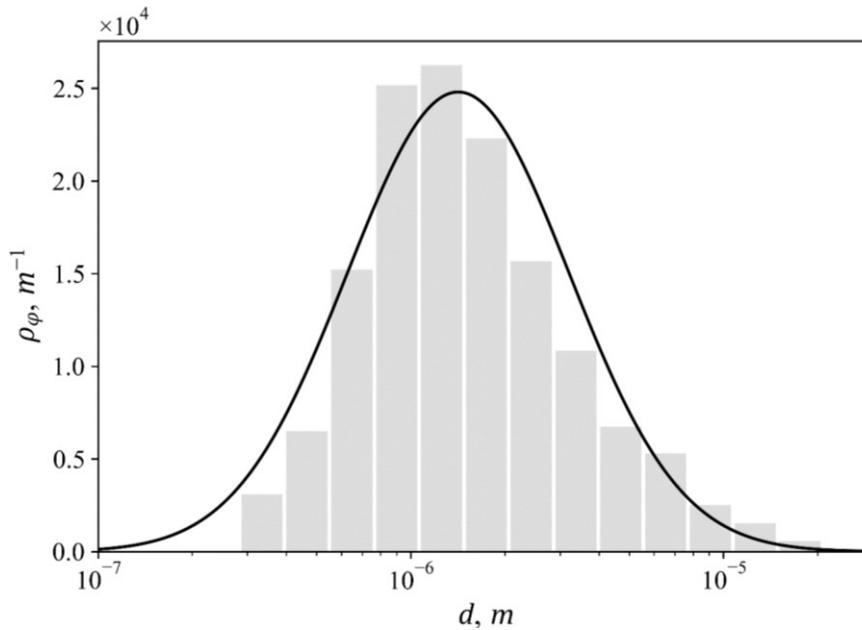


Рис. 3. Гистограмма распределения пор по размерам (ρ_ϕ) для СЭМ-изображений с увеличением $\times 400$ и аппроксимирующая кривая
Fig. 3. A pore size distribution histogram (ρ_ϕ) for SEM-images using $\times 400$ magnification and an approximating curve

Оценивалось распределение пористости оксидного слоя в зависимости от расстояния рассматриваемого участка слоя от границы с основой. Для этого СЭМ-изображения поперечного сечения, полученные при увеличении $\times 500$, разделяли на 10 участков, параллельных границе с основой, в каждом из которых оценивалась крупноразмерная пористость. Принималось, что мелкоразмерная пористость не зависит от расстояния от границы с основой, и интегральная пористость оценивалась путем сложения крупноразмерной пористости для данного участка изображения и средней пористости, фиксируемой для всего слоя при увеличениях выше $\times 500$ и определенной с помощью функции распределения пористости. При построении графика распределения пористости ϕ в поперечном сечении использована приведенная координата участка слоя Tn , то есть отношение расстояния от подложки до центра рассматриваемого участка слоя к средней толщине оксидного слоя на данном СЭМ-изображении.

Оценка элементного состава оксидного слоя

Элементный состав оксидного слоя исследовался методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) при помощи системы энергодисперсионного микроанализа INCA Energy, которой оснащён СЭМ. Количественная оценка производилась на 3 разных участках оксидного слоя путем набора спектров в 6 точках, расположенных в поперечном сечении каждого участка на разном расстоянии от границы раздела оксидного слоя с металлом основы.

Оценка фазового состава оксидного слоя

Фазовый состав и микроструктуру оксидных слоев исследовали методами рентгенодифракционного (рентгеноструктурного) анализа (РСА) в геометрии Брэгга –

Брентано с помощью дифрактометра Shimadzu Maxima XRD-7000S (излучение $\text{CuK}\alpha$, рентгеновская трубка с длинным тонким фокусом (LFF), ток трубки 40 мА, напряжение 45 кВ) при скорости сканирования $0,2^\circ \text{ мин}^{-1}$ и шаге $0,01^\circ$ в диапазоне углов $15\text{--}80^\circ$ по 2Θ . Для улучшения соотношения сигнал/шум дифрактограммы на детекторе установили изогнутый графитовый монохроматор.

Полнопрофильный анализ дифрактограмм выполняли методами ЛеБея и Ритвельда в ПО Jana2006. Для моделирования фона использовали полином Чебышева, для описания рефлексов кристаллических фаз – профильную функцию Войта/псевдо-Войта (Pseudo-Voigt). Учитывали также асимметрию рефлексов (correction by divergence), отклонения параметров элементарных ячеек от эталонных значений и сдвиг центров тяжести рефлексов выявленных фаз.

Количественный фазовый состав определяли методом Ритвельда [16]. Коэффициент достоверности аппроксимации эмпирического профиля модельным составом составлял $>95\%$, что позволяет говорить об относительной ошибке расчетных значений по фазовому составу не более 5%. Размеры кристаллитов фаз оксидных слоев рассчитывали методом Вильямсона – Холла [17].

Объемную долю аморфных фаз определяли аналогично работе [18] как отношение суммы интегральных интенсивностей «главных» пиков кристаллических фаз к сумме интегральных интенсивностей этих пиков и интегральных интенсивностей фоновой (аморфной) гало под ними, рассчитанных с учетом «нулевого» (линейного) уровня дифрактограммы и профильной функции фона. Эта методика позволяет оценить только долю всей совокупности аморфных фаз в составе оксидного слоя, однако для анализа теплофизических свойств оксидного слоя требуется знать состав аморфной фазы.

Выяснение состава аморфной фазы проводилось с использованием результатов РСМА. Для этого оценивался средний элементный состав оксидного слоя (путем осреднения результатов точечных сканирований в поперечном сечении оксидного слоя) и сопоставлялся с результатами РСА по следующей методике.

Связь массовой доли химического элемента el в оксидном слое с фазовым составом слоя описывалась следующим соотношением:

$$\bar{Y}^{el} = \sum_i \bar{Y}_i y_i^{el} + E^{el}, \quad (1)$$

где el – химический элемент, содержащийся в составе слоя (Al, Si, O);

\bar{Y}^{el} – массовая доля химического элемента в оксидном слое;

\bar{Y}_i – массовая доля i -го химического соединения (кристаллической или аморфной фазы) в оксидном слое;

y_i^{el} – массовая доля химического элемента el в составе i -го химического соединения (фазы);

E^{el} – невязка уравнения, обусловленная неопределенностью (погрешностью) измерений концентрации элемента.

Поскольку элементный состав оксидного слоя представлен преимущественно Al, Si и O (количество других химических элементов незначительно), экспериментальные результаты РСМА корректировались, чтобы сумма массовых долей Al, Si и O равнялась единице:

$$\sum_{el=AlSiO} \bar{Y}^{el} = 1. \quad (2)$$

Аналогично сумма массовых долей всех фаз в слое

$$\sum_i \bar{Y}_i = 1, \quad (3)$$

сумма массовых долей химических элементов для i -й фазы слоя

$$y_i^{Al} + y_i^{Si} + y_i^{O} = 1. \quad (4)$$

Исходя из предположения, что аморфная фаза состоит из оксидов кремния и алюминия [19], соотношение (1) записано:

$$\bar{Y}^{Al} = \sum_{i=cryst} (\bar{Y}_i y_i^{Al}) + \bar{Y}_{a-Al_2O_3} y_{a-Al_2O_3}^{Al} + E^{Al}, \quad (5)$$

$$\bar{Y}^{Si} = \sum_{i=cryst} (\bar{Y}_i y_i^{Si}) + \bar{Y}_{a-SiO_2} y_{a-SiO_2}^{Si} + E^{Si}, \quad (6)$$

$$\bar{Y}^{O} = \sum_{i=cryst} (\bar{Y}_i y_i^{O}) + \bar{Y}_{a-Al_2O_3} y_{a-Al_2O_3}^{O} + \bar{Y}_{a-SiO_2} y_{a-SiO_2}^{O} + E^{O}, \quad (7)$$

где $cryst$ – кристаллические фазы в составе оксидного слоя; $a-Al_2O_3$ – аморфный оксид алюминия;

$a-SiO_2$ – аморфный оксид кремния.

Варьируя с помощью метода наискорейшего спуска² соотношения массовых долей аморфных оксидов, получали значения этих долей, минимизирующие E_{sum} – суммарную невязку численного решения системы уравнений (2–7):

$$E_{sum} = \sum_{el=AlSiO} |E^{el}|. \quad (8)$$

Неопределенность оценок содержания фаз оксидного слоя, полученных в результате численного решения, рассматривалась как неопределенность косвенных измерений, зависящая от неопределенности определения концентрации химических элементов и фазового состава.

Таким образом, в результате сопоставления РСА и РСМА определяли массовые и объемные доли всех компонентов оксидного слоя.

Определение теплопроводности оксидного слоя

В настоящей работе для оценки теплопроводности оксидных слоев использованы нестационарный метод импульсного лазерного нагрева (ИЛН, или метод Паркера³) и стационарный метод плоского теплового потока [3]. Установка и методика определения теплопроводности методом стационарного теплового потока подробно описана в работе [3], метод ИЛН реализован на установке NETZSCH LFA 457 MicroFlash (методика также опубликована ранее⁴).

Значения плотности оксидного слоя, необходимые для расчета теплопроводности по экспериментально определенной с помощью ИЛН температуропроводности, в данной работе определялись расчетным путем на основании оценок количественного фазового состава и пористости оксидного слоя.

Известно, что оксидный слой имеет более пористую структуру в наружной части слоя [3; 14]. Для оценки влияния этой части оксидного слоя на теплопроводность исследования проводились как на исходном образце, так и на образцах с удаленным (путем шлифования) наружным слоем. Толщина оксидного слоя после шлифования составила 125 ± 21 мкм на образце для метода постоянного теплового потока и 100 ± 18 мкм на образце для ИЛН.

Методика расчетной оценки теплопроводности оксидного слоя

Для расчета теплопроводности смеси компонентов использовался метод последовательных пар⁵. Сначала рассчитывалась теплопроводность слоя без учета пор,

² Самарский А.А. Введение в численные методы. 3-е изд., перераб. М.: Наука, 1997. 239 с.

³ Parker W.J., Jenkins R.J., Butler C.P., Abbott G.L. Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity // Journal of Applied Physics. 1961. Vol. 32, № 9. P. 1679–1684. DOI: [10.1063/1.1728417](https://doi.org/10.1063/1.1728417).

⁴ Dudareva N.Y., Ivashin P.V., Kruglov A.B. Investigation of the thermophysical properties of the oxide layer formed by microarc oxidation on Al-Si alloy // MATEC Web of Conferences. 2017. Vol. 129. Article number 02015. DOI: [10.1051/MATECONF/201712902015](https://doi.org/10.1051/MATECONF/201712902015).

⁵ Дульнев Г.Н., Заричняк Ю.П. Теплопроводность смесей и композиционных материалов: справочная книга. Л.: Энергия, 1974. 264 с.

то есть оценивалась теплопроводность «плотной» смеси фаз оксидного слоя. Для этого по данным РСА и РСМА определялись объемные доли всех аморфных и кристаллических компонентов слоя. Для двух компонентов с наибольшей объемной долей рассчитывалась теплопроводность двухкомпонентной смеси. Потом к полученной смеси добавлялся следующий компонент слоя, рассчитывалась теплопроводность и так далее, пока не была рассчитана теплопроводность смеси всех компонентов слоя. Для оценки теплопроводности каждой пары применялась модель из класса Effective Medium Theories (EMT) – типа аналитических моделей, разработанных для предсказания макроскопических свойств гетерогенных сред. EMT-модель использовалась как наиболее подходящая по морфологии взаимопроникающих элементов смеси [20].

После того как теплопроводность «плотного» материала слоя была определена, теплопроводность пористого слоя рассчитывалась с помощью известных аналитических моделей Максвелла [21], модели EMT [20], а также моделей Loeb [22] и Russel [26] как теплопроводность двухкомпонентной смеси «плотного» материала слоя и воздуха. При этом варьировалась доля воздуха в смеси, то есть пористость.

Модель Максвелла – одна из первых классических моделей проводимости [21], которая рассматривает теплопроводность сплошной среды со сферическими включениями без учета взаимодействия включений друг с другом. При определенных условиях она дает оценку, близкую к реальности, если доля включений не больше 25 %.

$$\lambda = \lambda_m \left(1 + \frac{3\varphi}{\left(\frac{\lambda_1 + 2\lambda_m}{\lambda_1 - \lambda_m} \right) - \varphi} \right), \quad (9)$$

где λ – теплопроводность смеси;
 λ_m – теплопроводность основного компонента;
 λ_1 – теплопроводность включений;
 φ – объемная доля включений.

В EMT-моделях гетерогенный материал представляется макроскопически гомогенным. Особенность данного класса моделей в том, что они не дают возможности адекватно оценивать свойства гетерогенных материалов, когда характерный масштаб рассматриваемого процесса соизмерим с масштабом неоднородности. В настоящей работе для расчета использовалось уравнение, приведенное в [20]:

$$\varphi_1 \frac{\lambda_1 - \lambda}{\lambda_1 + 2\lambda} + \varphi_2 \frac{\lambda_2 - \lambda}{\lambda_2 + 2\lambda} = 0, \quad (10)$$

где λ_1 и λ_2 – теплопроводность компонентов 1 и 2;
 φ_1 и φ_2 – объемные доли компонентов 1 и 2.

В [22] приведены модифицированная модель Loeb и модель Russel. Соответственно,

$$\lambda = \lambda_m \frac{\varphi^{1/3} - \varphi + \frac{\lambda_1}{\lambda_m} (1 - \varphi^{1/3} + \varphi)}{\varphi^{1/3} + \frac{\lambda_1}{\lambda_m} (1 - \varphi^{1/3})}, \quad (11)$$

$$\lambda = \lambda_m \frac{\frac{\lambda_1}{\lambda_m} \varphi^{2/3} + 1 - \varphi^{2/3}}{\frac{\lambda_1}{\lambda_m} (\varphi^{2/3} - \varphi) + 1 - \varphi^{2/3} + \varphi}. \quad (12)$$

Значения теплопроводностей (при температуре около 100 °С) различных фаз оксидного слоя, использованные при расчетах, взяты из известных источников (таблица 2). Для теплопроводности аморфных составляющих оксидного слоя (аморфного диоксида кремния и оксида алюминия) в литературе имеется достаточно большой набор экспериментальных и расчетных данных, отличающихся методами измерений и получения аморфных оксидов. Для расчетов нами использованы значения, равные среднему арифметическому из известных данных, в том числе опубликованных в обзорах [31]. Кроме того, в таблице 2 приведены значения плотности для различных фаз оксидного слоя. Теплопроводность пор как гетерогенных включений принята равной теплопроводности воздуха.

В связи с возможным снижением теплопроводности поликристаллических материалов в наноразмерном диапазоне кристаллитов, теплопроводность кристаллических фазовых составляющих в данной работе принята как фактор численного эксперимента при моделировании (подробнее в разделе «Обсуждение результатов»). Для расчета использованы значения теплопроводности кристаллических фаз в диапазоне от 10 до 100 % от справочных значений.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Толщина и пористость оксидного слоя

Поперечная макроструктура оксидного слоя имеет вид, характерный для оксидных слоев, полученных ПЭО (рис. 2). Средняя толщина оксидного слоя составляет 154±21 мкм.

Обработка СЭМ-изображений с увеличениями от 400 до 30000 позволила визуализировать поры в диапазоне от 10⁻⁸ до 10⁻⁵ м. Результаты определения размеров пор после обработки СЭМ-изображений разного разрешения представлены на рис. 4 в виде набора кривых плотности распределения пористости ρ_p . Распределения, полученные в результате обработки изображений с меньшим увеличением, находятся внутри распределения, полученного с большим увеличением, то есть поры меньшего диаметра занимают больший объем. В результате обработки всех СЭМ-изображений получена обобщенная функция плотности пористости, которая достаточно хорошо (коэффициент детерминации $R^2=0,933$) аппроксимируется функцией логнормального распределения и позволяет оценить пористость и средний размер пор оксидного слоя (рис. 4).

Функция распределения пористости φ_{cum} приведена на рис. 5, где также показана (пунктирной линией) граница пористости, визуализируемая на СЭМ-изображениях с увеличением ×500. Эта граница получена вычитанием пористости, видимой на изображениях с увеличением ×500, из интегрального значения пористости. Разделяя по этой границе обобщенную функцию распределения пористости на две части (левая (ниже пунктирной линии) – для пор, невидимых на СЭМ-изображениях с увеличением

×500, правая (выше пунктирной линии) – для пор, видимых на СЭМ-изображениях с таким увеличением), определяли значения пористости и средние размеры пор (таблица 3).

Из таблицы 3 видно, что доля крупноразмерной пористости, визуализируемой на СЭМ-изображениях с увеличением ×500, примерно в 3 раза ниже общей пористости. Средний размер пор, невидимых на СЭМ-изображениях с увеличением ×500, примерно в 2 раза меньше, чем средний размер пор, определенный по обобщенному распределению, и примерно в 5 раз меньше, чем средний диаметр пор, видимых на СЭМ-

изображениях с увеличением ×500. При этом средний размер пор находится в микронном диапазоне.

Пористость оксидного слоя имеет минимум (~26 %) на расстоянии около 25 % толщины оксидного слоя от подложки (рис. 6). После этого минимума пористость растет к наружной границе оксидного слоя до значений ~40 %. Зависимость пористости от приведенной координаты в поперечном сечении слоя T_n характеризуется естественным рассеянием результатов, получаемым при обработке нескольких СЭМ-изображений.

Таблица 2. Значения теплопроводности (λ) и плотности (ρ) фаз оксидного слоя
Table 2. Thermal conductivity (λ) and density (ρ) of the oxide layer phases

Фаза	λ , Вт·(м·К) ⁻¹	Источник данных	ρ , г/см ³	Источник данных
Корунд (α -Al ₂ O ₃)	29	[5]	3,96	[5]
γ -оксид алюминия (γ -Al ₂ O ₃)	25	[4]	3,20	[5]
Муллит 3Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂	5,25	[23]	3,13	[23]
Оксид алюминия Al ₂ O ₃ (аморфный)	1,67	[24–26]	3,10	[24]
Диоксид кремния SiO ₂ (аморфный)	1,21	[27]	2,20	⁶

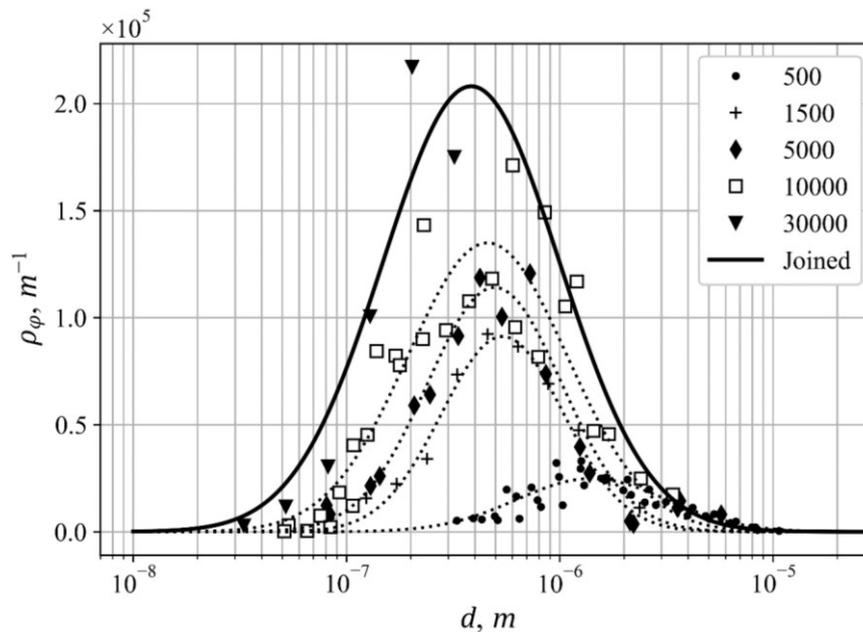


Рис. 4. Плотность распределения (ρ_ϕ) пор оксидного слоя по размерам (d), полученная в результате обработки СЭМ-изображений различного разрешения. Сплошной линией показана аппроксимирующая кривая для объединенного распределения – обобщенная функция плотности пористости

Fig. 4. The density of oxide layer pore distribution (ρ_ϕ) vs. their sizes (d), which is obtained using SEM-images of different resolutions.

A solid curve line approximates the combined distribution, which is named as aggregate function for porosity density

⁶ Shackelford J.F., Alexander W., Alexander W. CRC Materials Science and Engineering Handbook. USA: CRC Press, 2000. DOI: [10.1201/9781420038408](https://doi.org/10.1201/9781420038408).

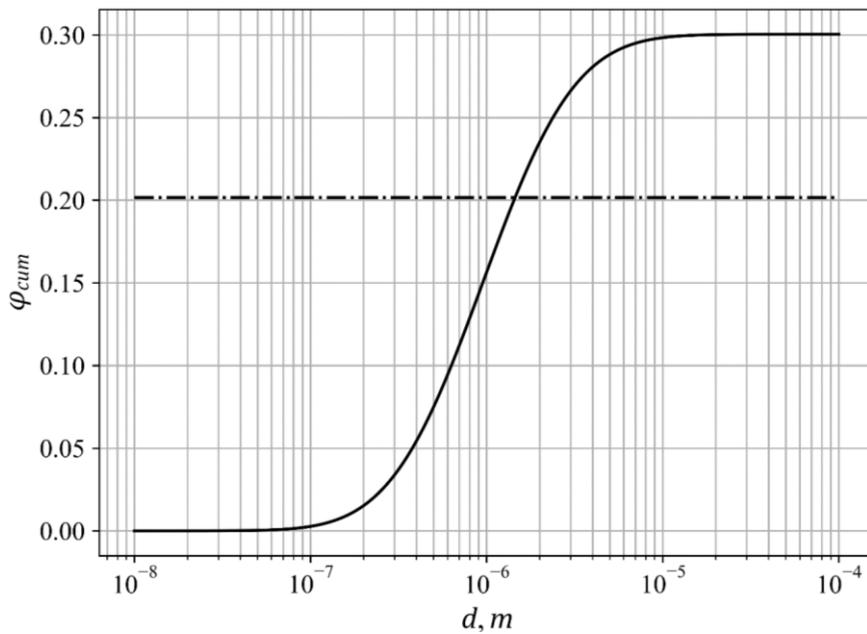


Рис. 5. Функция распределения пористости (φ_{cum}), полученная при объединении всех изображений, и граница пористости (пунктирная линия) для СЭМ-изображений с увеличением $\times 500$
Fig. 5. The function (φ_{cum}) of porosity distribution obtained for combining all images and the porosity boundary (dashed line) for SEM-images using $\times 500$ magnification

Таблица 3. Определение параметров пористости оксидного слоя
Table 3. Evaluation of the oxide layer porosity parameters

№	Оценка	Значение
1	Общая пористость	0,30±0,02
2	Средний диаметр пор	1,49 мкм
3	Пористость для СЭМ-изображений с увеличением $\times 500$	0,10±0,02
4	Пористость, невидимая на СЭМ-изображениях с увеличением $\times 500$	0,20±0,03
5	Средний диаметр пор для СЭМ-изображений с увеличением $\times 500$	3,76 мкм
6	Средний диаметр пор, невидимых на СЭМ-изображениях с увеличением $\times 500$	0,68 мкм

Пористость сточенного слоя определялась как среднее значение пористости на участке от подложки до координаты, соответствующей толщине сточенного слоя: для сошлифованного слоя с толщиной 100 мкм пористость составила 0,265, а для слоя толщиной 125 мкм – 0,276.

Состав и плотность оксидного слоя, полученного ПЭО

Элементный состав оксидного слоя представлен в основном алюминием, кремнием и кислородом, концентрация других элементов незначительна (<2 масс. %). Основными кристаллическими фазами оксидного слоя являются α - Al_2O_3 (корунд), γ - Al_2O_3 (гамма-оксид алюминия) и $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ (муллит) (рис. 7). Наблюдаются также сильные рефлексы металлического алюминия и более слабые рефлексы кремния, что свидетельст-

вует о проникновении рентгеновского излучения через оксидный слой в алюминиево-кремниевую подложку.

Доминирующей кристаллической фазой является муллит, а меньше всего в оксидном слое корунда. Общая объемная доля аморфных фаз в оксидном слое составляет около 66 %. Сопоставление данных РСМА и РСА позволило оценить состав оксидного слоя, включая аморфные фазы. В таблице 4 приведены средние (по поперечному сечению оксидного слоя) концентрации химических элементов, полученные из РСМА, а также значения, полученные в результате расчетной оценки (уравнения (2–7)).

Как видно из таблицы 4, элементный состав, полученный в результате численной оценки, сходится с определенным с помощью РСМА в пределах рассеяния

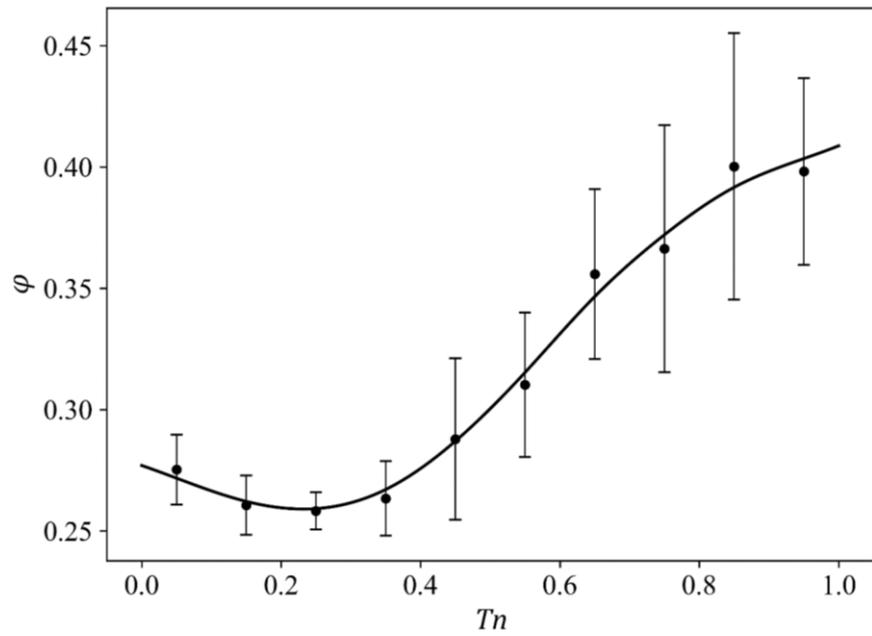


Рис. 6. Распределение пористости оксидного слоя (ϕ) в зависимости от Tn – расстояния от подложки, приведенного к толщине оксидного слоя.

Доверительные интервалы соответствуют СКО, полученному в результате обработки нескольких изображений
Fig. 6. The oxide layer porosity distribution (ϕ) vs. Tn , which is distance from substrate normalized by oxide layer thickness.
 Error bars correspond to the standard deviation estimated by processing of several images

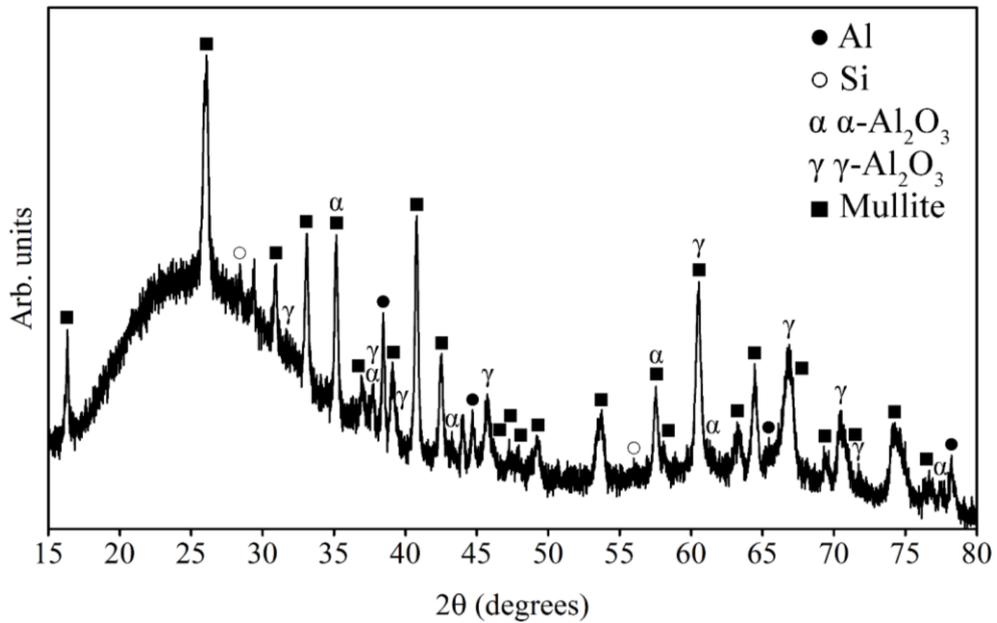


Рис. 7. Дифрактограмма оксидного слоя, полученного на сплаве АК12Д
Рис. 7. The XRD pattern of the oxide layer obtained on AlSi12Mg alloy

экспериментальных значений, что говорит о правильности численного подбора концентраций аморфных оксидов алюминия и кремния, которые не могут быть определены из РСА.

В таблице 5 приведен количественный фазовый состав оксидного слоя, а также размер кристаллитов кристаллических фаз. Для всех кристаллических фаз наблюдается размер кристаллитов в диапазоне 20–65 нм, что хорошо согласуется с известными результатами [2].

Средневзвешенное по объемным долям значение плотности оксидного слоя без учета пор (skeletal density) составляет 2910 ± 30 кг/м³. Плотность пористого ПЭО-слоя (bulk density) составляет 2038 ± 60 кг/м³.

Теплопроводность ПЭО-слоя

Результаты определения теплопроводности λ и соответствующие значения пористости приведены в таблице 6.

ПЭО-слои со снятой наружной, более пористой, частью имеют более высокую теплопроводность (таблица 6, рис. 8). При этом при удалении верхней части слоя среднее значение пористости снижается на 8–12 %, в то время как теплопроводность возрастает на 17 %, что свидетельствует о сильной зависимости теплопроводности от пористости.

Расчетные значения теплопроводности, определенные с помощью аналитических моделей (Максвелла [21], ЕМТ [20], Loeb [22] и Russel [22]), также

Таблица 4. Элементный состав оксидного слоя
Table 4. The elemental composition of the oxide layer

Концентрация, % масс.	Элемент		
	Al	Si	O
Эксперимент (РСМА)	36,7±3,9	12,3±3,5	51,0±4,1
Численная оценка	37,6±1,6	13,5±1,4	48,8±1,9

Таблица 5. Количественный фазовый состав и средний размер кристаллитов в оксидном слое, полученном ПЭО
Table 5. Quantitative phase composition and average size of the crystallites in the oxide layer obtained by PEO

Фаза	Доля, %		Средний размер кристаллитов*, нм
	масс.	об.	
Корунд (α -Al ₂ O ₃)	1,76±0,22	1,29±0,17	64,76 ($R^2=0,9998$)
γ -оксид алюминия (γ -Al ₂ O ₃)	11,61±0,13	9,23±0,10	21,49 ($R^2=0,9426$)
Муллит (Al ₆ Si ₂ O ₁₃)	24,95±0,28	23,27±0,16	37,42 ($R^2=0,9961$)
Аморфный оксид алюминия	39,73±3,45	37,30±3,66	–
Аморфный диоксид кремния	21,95±3,02	28,91±3,65	–

* R^2 – степень достоверности модели Вильямсона – Холла.

* R^2 – the degree of confidence of a Williamson – Hall model.

Таблица 6. Теплопроводность оксидного слоя при 100 °С
Table 6. The oxide layer thermal conductivity at 100 °C

Толщина, мкм	Экспериментальный метод	Пористость	λ , Вт·(м·К) ⁻¹
154±21	Метод импульсного лазерного нагрева	0,300±0,020	1,22±0,03
100±18		0,265±0,015	1,43±0,04
154±21	Стационарный метод плоского теплового потока	0,300±0,020	1,32±0,24
125±22		0,276±0,017	1,54±0,25

демонстрируют сильную зависимость от пористости (рис. 6). Например, для зависимости, полученной по модели Loeb, наличие пористости 30 % приводит к снижению теплопроводности по сравнению с беспористым материалом на 44 %, а пористость 50 % снижает теплопроводность на 60 %.

Для значений пористости исходного слоя и частично сошлифованных образцов, средняя пористость которых несколько ниже (таблица 6), значения теплопроводности исходного слоя, предсказанные по модели Loeb [22], практически соответствуют экспериментальным данным. Остальные модели дают в разной степени завышенные значения.

При уменьшении размеров кристаллитов до наноразмерной области возможно снижение теплопроводности соответствующих кристаллических фаз и, как следствие, теплопроводности всего оксидного слоя. Для оценки этого влияния проведен численный эксперимент, варьируемым фактором которого являлся коэффициент снижения L_λ теплопроводности кристаллических фаз оксидного слоя в диапазоне от 0,1 до 1. На рис. 9 приведены результаты моделирования, полученные при значениях теплопроводностей кристаллических фаз оксидного слоя, составляющих 0,5 и 0,1 от справочных данных (таблица 2). Видно, что предполагаемое снижение теплопроводности кристаллических

фаз оксидного слоя вдвое (рис. 9) приводит к тому, что экспериментальные данные оказываются в диапазоне значений, ограниченных моделью Loeb снизу и моделью Russel сверху. При уменьшении справочных значений теплопроводности кристаллических фаз в 10 раз (рис. 9) все расчетные кривые лежат ниже экспериментальных точек. Для удобства оценки возможного влияния на среднюю теплопроводность ПЭО-слоя снижения теплопроводности отдельных кристаллических фаз из-за размерного фактора на рис. 10 показана зависимость теплопроводности оксидного слоя от коэффициента снижения теплопроводности L_λ кристаллических фаз, полученная с помощью наиболее близкой к экспериментальным данным модели Loeb [22].

Из рис. 10 видно, что влияние коэффициента снижения теплопроводности кристаллических фаз на теплопроводность оксидного слоя существенно слабее, чем влияние пористости. Например, при уменьшении теплопроводности кристаллических фаз на 50 % теплопроводность оксидного слоя снижается примерно на 15 %, а при снижении теплопроводности кристаллических фаз в 10 раз – примерно на 60 %.

Аналогично с помощью численного эксперимента (модель Loeb [22]) построена зависимость теплопроводности оксидного слоя от концентрации аморфной фазы в оксидном слое (рис. 11). Для этого во входных данных

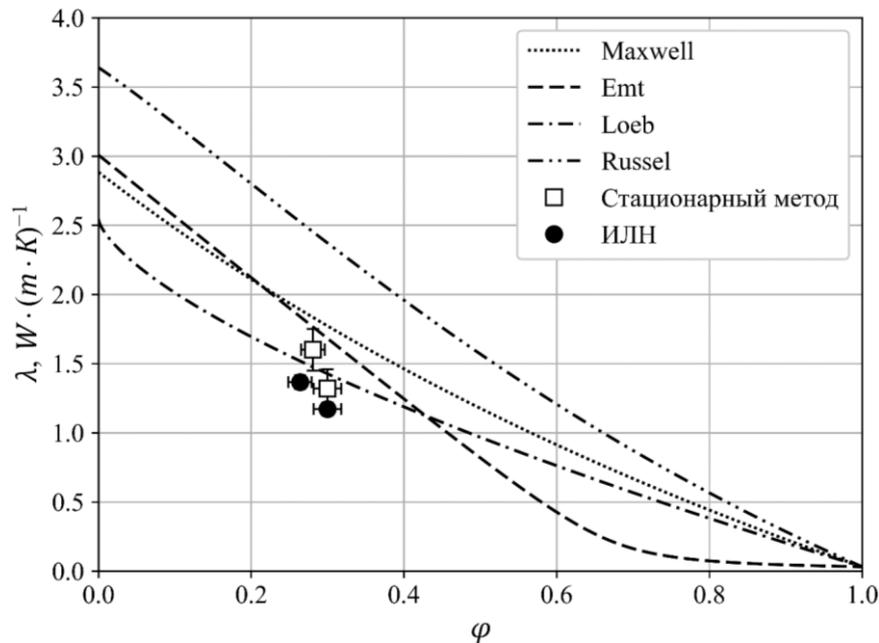


Рис. 8. Зависимости теплопроводности (λ) оксидного слоя от пористости (ϕ), полученные с помощью аналитических моделей Maxwell (.....), EMT (---), Russel (-·-·-) и Loeb (- - -) (использованы справочные данные о теплопроводности кристаллических фаз без корректировки на размер кристаллитов). Экспериментальные данные: \square – стационарный метод; \bullet – метод импульсного лазерного нагрева.

Каждая пара экспериментальных точек соответствует целому и частично сошлифованному слою (точка с меньшей пористостью и более высокой теплопроводностью), значения приведены в таблице 6

Fig. 8. The oxide layer thermal conductivity (λ) as the function of the porosity (ϕ) obtained using the Maxwell (.....), EMT (---), Russel (-·-·-) and Loeb (- - -) analytical models: reference data on thermal conductivity of the crystalline phases are used without adjustment for the crystallite size.

Experimental data: \square – steady state method; \bullet – laser flash method.

Each pair of experimental points corresponds to intact and polished layer (a point with the less porosity and higher thermal conductivity), values are listed in the Table 6

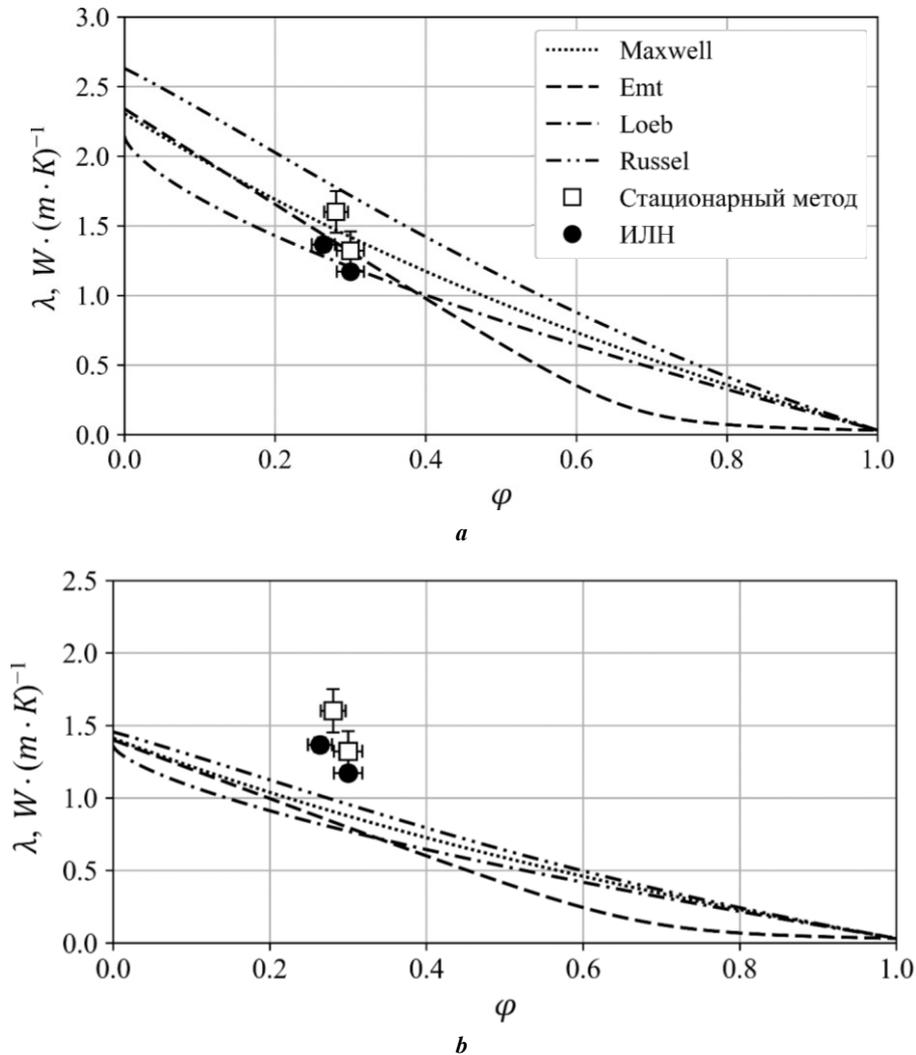


Рис. 9. Зависимости теплопроводности (λ) оксидного слоя от пористости (ϕ), полученные с помощью аналитических моделей Maxwell (.....), EMT (----), Russel (-·-·-) и Loeb (- - - -) (использованы справочные данные о теплопроводности кристаллических фаз без корректировки на размер кристаллитов).

Экспериментальные данные: \square – стационарный метод; \bullet – метод импульсного лазерного нагрева. Каждая пара экспериментальных точек соответствует целому и частично сошлифованному слою (точка с меньшей пористостью и более высокой теплопроводностью), значения приведены в таблице 6
a – справочные данные о теплопроводности кристаллических фаз уменьшены вдвое ($L_\lambda = 0,5$);
b – справочные данные о теплопроводности кристаллических фаз, уменьшены в десять раз ($L_\lambda = 0,1$)

Fig. 9. The oxide layer thermal conductivity (λ) as the function of the porosity (ϕ) obtained using the Maxwell (.....), EMT (----), Russel (-·-·-) and Loeb (- - - -) analytical models: reference data on thermal conductivity of the crystalline phases are used without adjustment for the crystallite size).

Experimental data: \square – steady state method; \bullet – laser flash method.

Each pair of experimental points corresponds to intact and polished layer

(a point with the less porosity and higher thermal conductivity), values are listed in the Table 6

a – reference data values on the crystalline phase thermal conductivity are reduced by half ($L_\lambda = 0.5$);
b – reference data values on the crystalline phase thermal conductivity are reduced by tenfold ($L_\lambda = 0.1$)

расчета теплопроводности изменялась массовая доля аморфной фазы (w_a) в составе оксидного слоя при сохранении пропорций фаз в кристаллической части. Из рис. 11 видно, что теплопроводность оксидного слоя нелинейно снижается при повышении доли аморфной фазы. Так, при замещении 50 % кристаллической структуры оксидного слоя аморфной фазой теплопроводность оксидного слоя падает примерно на 60 %. Значит, зависимость теплопроводности от степени кристалличности слоя столь же сильная, как и от пористо-

сти, или, другими словами, это равноценные факторы по влиянию на теплопроводность слоя.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Значение пористости оксидного слоя, полученное в результате оценок по предложенной методике анализа СЭМ-изображений, составило около 30 %, что неплохо согласуется с оценками пористости оксидного слоя, полученными другими методами. Например,

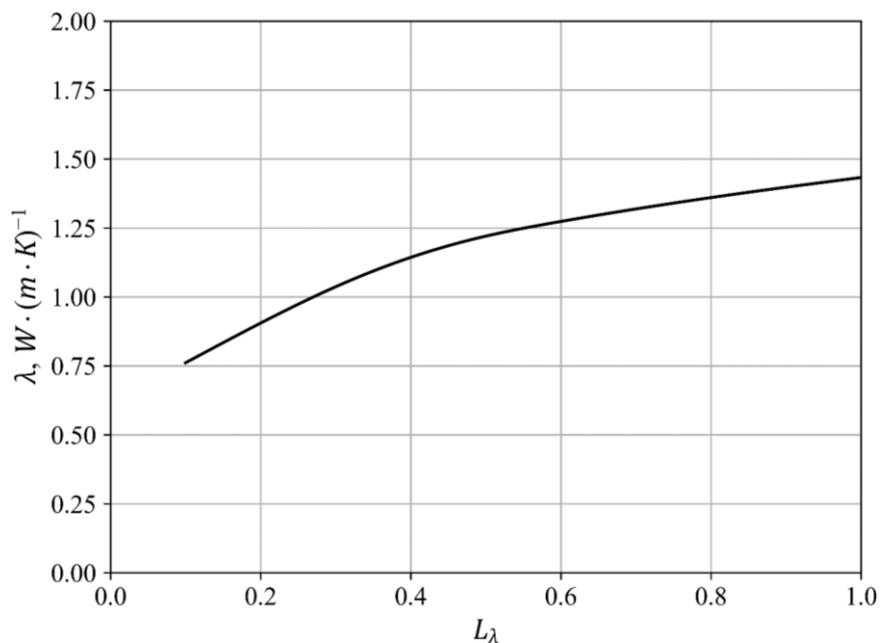


Рис. 10. Зависимость (расчет по модели Loeb [22]) теплопроводности (λ) оксидного слоя с пористостью 30 % и фазовым составом, приведенным в таблице 5, от коэффициента снижения теплопроводности кристаллических фаз (L_λ).

Для получения зависимости справочные значения теплопроводности кристаллических фаз (таблица 2) умножались на коэффициент L_λ

Fig. 10. The thermal conductivity (λ) of the oxide layer with the 30 % porosity and phase composition as in Table 5

calculated using the Loeb [22] model vs. the coefficient of crystalline phase thermal conductivity reduction (L_λ). Reference values of the crystalline phase thermal conductivity (Table 2) were multiplied by the L_λ coefficient to estimate this dependence

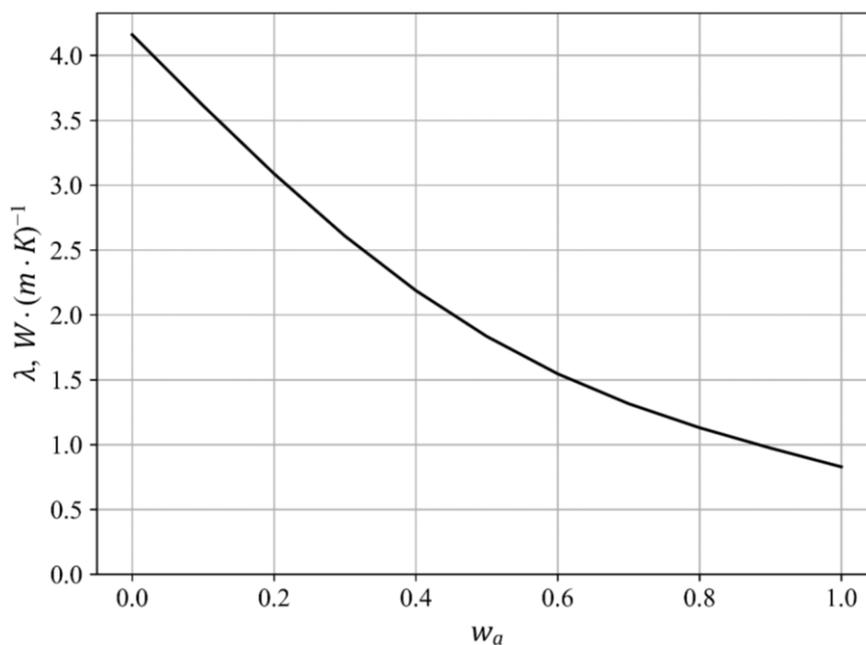


Рис. 11. Зависимость теплопроводности оксидного слоя (λ) от массовой доли аморфной фазы (w_a)

Fig. 11. The oxide layer thermal conductivity (λ) vs. amorphous phase mass fraction content (w_a)

в исследовании [6] с помощью различных методик (Hydrostatic weighing, Helium pycnometry, Mercury intrusion) получено значение пористости около 20 %. Уровень пористости, видимой на СЭМ-изображениях с увеличением $\times 400$ – 500 , составил в работе [2] около 5 %, а в исследовании [3] – около 13 %, что также близко к уровню (10 %), полученному в настоящей работе.

Важность учета пористости определяется ее существенным вкладом в теплопроводность. Расчетные значения теплопроводности по модели Loeb [22] составляют при заданном фазовом составе и уровне пористости ~ 30 % примерно $1,5 \text{ Вт}\cdot(\text{м}\cdot\text{К})^{-1}$, при пористости 6 % – $2,2 \text{ Вт}\cdot(\text{м}\cdot\text{К})^{-1}$, без учета пористости – $2,5 \text{ Вт}\cdot(\text{м}\cdot\text{К})^{-1}$. Экспериментальные значения при пористости ~ 30 % практически соответствуют значениям, полученным по модели Loeb [22]. Отметим, что использованная нами модель Loeb (11), модифицированная в работе [22], успешно применялась для оценки теплопроводности пористой керамической основы катализатора, которая по химическому составу достаточно близка

к оксидному слою, получаемому ПЭО, и имеет развитую пористость.

Форма пор, также являющаяся значимым фактором, судя по представленным в настоящей работе изображениям и изображениям со свободной поверхности слоя [6], близка к сферической. Часть пор сферической формы размером 10^{-8} – 10^{-7} (рис. 2 б, 2 с) расположена цепочками. Многие поры соединены между собой микроканалами и трещинами (рис. 12).

Можно предположить, что поры являются газовыми пузырьками, образующимися из насыщенного газом застывающего оксидируемого расплава, а их размер определяется локальной температурой расплава в месте образования пузырька. Это предположение подтверждается характером распределения пор по размерам, что видно из следующих соображений.

От энергии E_d микродугового разряда (МДР) зависит средняя температура и объем оксидируемого расплава, который попадает в микроканал из подложки после первичного электрического пробоя барьерного

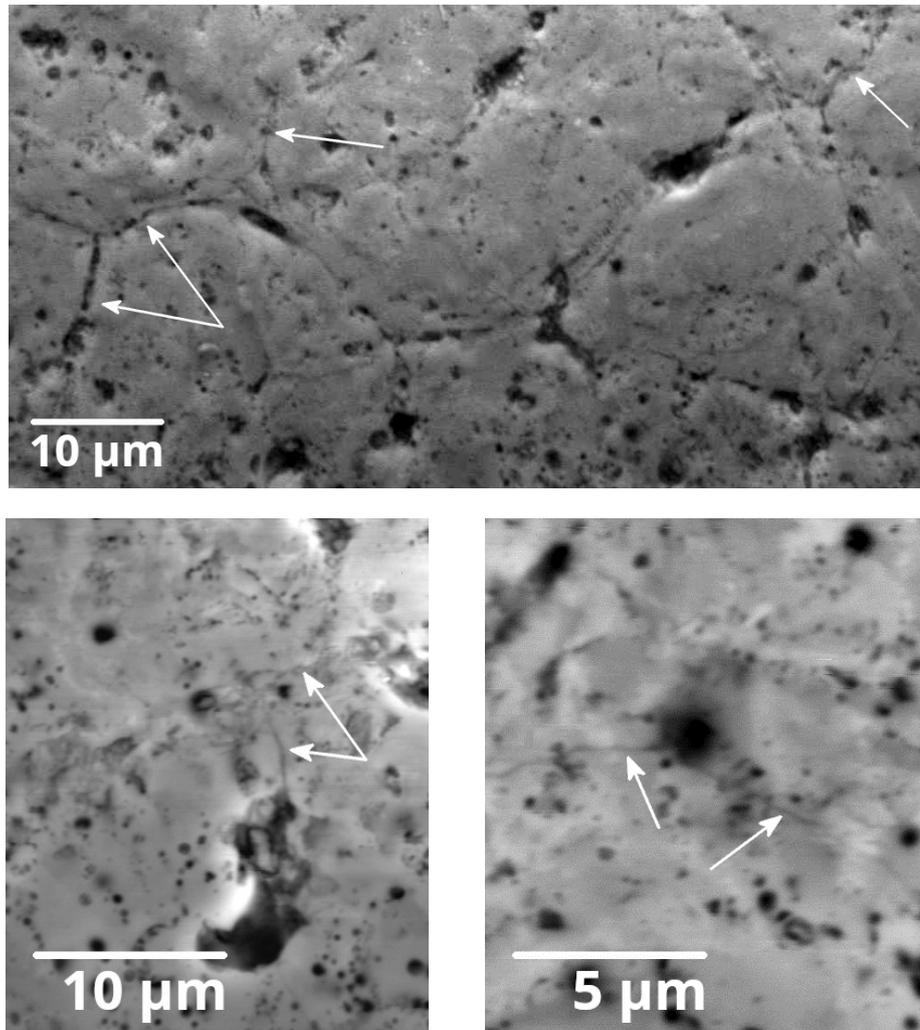


Рис. 12. СЭМ-изображения поперечной структуры оксидного слоя, на которых видны каналы и трещины, соединяющие поры оксидного слоя

Fig. 12. SEM-images (transverse structure) of the oxide layer, with the channels and cracks connecting the oxide layer pores are visible

слоя и вторичного пробоя парогазового пузыря, формируемого в микродуговом канале, что и приводит к возникновению МДР [28]. После выдавливания дуги из микроканала, а затем ее гашения образование каждого газового пузырька с последующей его фиксацией расплавом – термически активируемый процесс. Тогда размер газового пузырька

$$d \sim d_0 \exp\left(\frac{-E_a}{kT}\right), \quad (13)$$

где d_0 – характеристический размер;
 E_a – энергия активации процесса;
 k – постоянная Больцмана;
 T – температура.

Очевидно, что равноценные по объему участки расплава в микродуговом канале будут нагреты до разной температуры. При этом величина $1/T$ будет иметь некое распределение по объему расплава, которое после гашения дуги можно считать близким к нормальному. В силу нормального распределения $1/T$ логарифм d также будет распределен нормально, а сама величина d будет иметь логнормальное распределение. Таким образом, логнормальное распределение пор по размерам указывает на природу их происхождения, предположительно связанную с термически активируемым процессом выделения газа из расплава и энергией МДР. Увеличение энергии E_a МДР должно приводить к повышению средней температуры и сдвигать модальное значение d в сторону более высоких значений.

Неравномерное распределение пористости оксидного слоя по его толщине с минимальным значением на расстоянии примерно 25 % толщины оксидного слоя от подложки соответствует известным результатам. Например, в [14] также показан минимум пористости оксидного слоя в его ближней трети к материалу основы. В соответствии с вышеизложенными соображениями, такой минимум пористости соответствует усредненному по времени температурному минимуму в микродуговом канале, заполненном расплавом. Это может быть объяснено балансом теплоотвода и нагрева и перемещением фронта застывающего расплава.

Соответствие расчетных значений экспериментальным данным подтверждает возможность использования расчетных оценок теплопроводности ПЭО-слоев при условии учета пористости и распределения пор по размерам. При этом аппроксимация геометрии пор именно сферической формой (в отличие от цилиндрической, предложенной в [6]) и анализ распределения пор по размерам позволили корректно оценить пористость оксидного слоя, что, в свою очередь, дало возможность корректно рассчитать теплопроводность оксидного слоя.

В ряде работ [29–32] отмечается значительное снижение теплопроводности керамик при уменьшении размера зерна до нанометрового диапазона. Порядок размеров в десятки нанометров также характерен и для кристаллитов в оксидных слоях, формируемых ПЭО [2], поэтому этот фактор необходимо учитывать при выборе значений теплопроводности кристаллических фаз оксидного слоя для последующих расчетов. Однако стоит отметить, что практически все опубликованные исследования, посвященные влиянию размерного фактора на свойства керамических материалов и покрытий

(в кристаллической фазе), относятся к методам порошкового спекания керамики (или газотермического напыления покрытий) из порошков различных размеров (в том числе наноразмерных) или формирования пленок различными способами, при которых осаждаются наноразмерные керамические зерна. В этих работах оперируют в основном термином «размер зерна» (grain size). При этом внутри одного зерна керамики может быть несколько кристаллитов, то есть областей когерентного рассеивания (ОКР) [30]. Однако ПЭО не является ни процессом напыления, ни процессом спекания материала из порошка, поэтому прямое использование данных о снижении теплопроводности керамических материалов при уменьшении размеров зерна, на наш взгляд, некорректно. Тем не менее оставлять без внимания возможное влияние размера кристаллитов в оксидном слое на величину теплопроводности тоже нельзя. Это подтверждается данными [30], где экспериментально показано нелинейное увеличение теплопроводности пленки кристаллического оксида магния (толщиной около 80 нм, полученной магнетронным напылением порошка с размером зерен около 20 нм) при увеличении размера кристаллитов осаждаемого оксида магния (в данном случае речь идет именно об ОКР, которую изменяли путем варьирования температуры отжига осаждаемой пленки). Так, при повышении размеров ОКР с 5 до 20 нм теплопроводность пленки выросла с 3 до 10 Вт·(м·К)⁻¹. При этом в целом более низкая теплопроводность осаждаемого оксида магния относительно справочных данных (около 50 Вт·(м·К)⁻¹)⁷ обусловлена, на наш взгляд, в основном структурой покрытия, состоящего из осаждаемых зерен размером около 20 нм, имеющих неидеальный тепловой контакт друг с другом. Кроме того, в некоторых работах теоретически показано влияние размеров кристаллитов на теплопроводность поликристаллического кремния [31], а также двумерного материала на основе гексагонального нитрида бора (*h*-BN) [32]. Так, в [32] при уменьшении размера двумерных «кристаллитов» *h*-BN с микронного диапазона до 30 нм теплопроводность в направлении вдоль плоскости материала (поперек границ кристаллитов) уменьшилась примерно вдвое относительно значений, характерных для микронных размеров. В связи с этим теплопроводность кристаллических фаз в данной работе принята фактором численного эксперимента.

Численный эксперимент выявил характер зависимостей теплопроводности от основных факторов и позволил их приоритизировать. Основными равноценными факторами, определяющими теплопроводность оксидного слоя, оказались пористость и доля аморфной фазы. Эти факторы могут быть использованы для изменения теплопроводности оксидного слоя. Например, предложен способ повышения теплопроводности оксидного слоя за счет увеличения доли кристаллической фазы⁸.

⁷ Шелудяк Ю.Е., Каширов Л.Я., Малинин Л.А., Цалков В.Н. Теплофизические свойства компонентов горючих систем: справочник. М.: НПО Информ ТЭИ, 1992. 184 с.

⁸ Curran J.A., Hutchins S., Dunkin O. High thermal conductivity metal substrates produced by plasma electrolytic oxidation: United States patent application № US2016/015311 A1, 2016. 19 p.

При этом влияние размера кристаллитов на теплопроводность существенно слабее.

Влияние основных факторов (пористость и доля аморфных фаз) на теплопроводность оксидного слоя дает перспективы управления его теплопроводностью через структурные факторы без изменения химического и фазового состава.

Наличие двух основных факторов позволяет получать при равной теплопроводности различные иные свойства. Очевидно, что через изменение пористости и доли аморфной фазы можно также влиять на износостойкость и коррозионную стойкость.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Распределение пор по размеру хорошо описывается кривой логнормального распределения в диапазоне от 10 нм до 10 мкм со средним размером около 1 мкм и общей величиной до 30 %. При этом поры хорошо аппроксимируются сферической формой. Характер распределения и форма пор указывают на природу их образования, которую можно связать с термически активируемым процессом выделения газа из расплава, объем и средняя температура которого, в свою очередь, определяются энергией микродуговых разрядов. Выявлен характер распределения пор по толщине ПЭО-слоя с минимумом на расстоянии от подложки, равном примерно 25 % его толщины.

2. Известные аналитические модели оценки теплопроводности (Максвелла, ЭМТ, Лоеб и Руссел) хорошо описывают зависимость теплопроводности ПЭО-слоя от пористости, а для полученных в настоящей работе экспериментальных данных модель Лоеб практически соответствует эксперименту.

3. Близкими по влиянию основными факторами, определяющими теплопроводность оксидного слоя, являются пористость и доля аморфной фазы. Размер кристаллитов в составе ПЭО-слоя влияет на его теплопроводность существенно слабее.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Hegab A., Dahuwa K., Islam R., Cairns A., Khurana A., Shrestha S., Francis R. Plasma electrolytic oxidation thermal barrier coating for reduced heat losses in IC engines // *Applied Thermal Engineering*. 2021. Vol. 196. Article number 117316. DOI: [10.1016/j.applthermaleng.2021.117316](https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2021.117316).
- Curran J.A., Clyne T.W. The thermal conductivity of plasma electrolytic oxide coatings on aluminum and magnesium // *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 199. № 2-3. P. 177–183. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.11.045](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.11.045).
- Дударева Н.Ю., Ивашин П.В., Галлямова Р.Ф., Твердохлебов А.Я., Криштал М.М. Структура и теплофизические свойства оксидного слоя, сформированного микродуговым оксидированием на Al-Si-сплаве АК12Д // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 11. С. 44–52. EDN: [LLTZAL](https://www.elibrary.ru/lltzal).
- Li M., Endo R., Wang L.J., Susa M. A New Method for Apparent Thermal Conductivity Determination for Sheet Samples Utilizing Principle of Bunsen Ice Calorimeter // *Advances in Molten Slags, Fluxes, and Salts: Proceedings of the 10th International Conference on Molten Slags, Fluxes and Salts 2016*. 2017. P. 477–484. DOI: [10.1007/978-3-319-48769-4_50](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48769-4_50).
- Doremus R.H. Alumina // *Ceramic and Glass Materials Structure, Properties and Processing*. New York: Springer US, 2008. P. 27–39. DOI: [10.1007/978-0-387-73362-3](https://doi.org/10.1007/978-0-387-73362-3).
- Curran J.A., Clyne T.W. Porosity in plasma electrolytic oxide coatings // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 54. № 7. P. 1985–1993. DOI: [10.1016/j.actamat.2005.12.029](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.12.029).
- Zhang P., Zuo Y. Relationship between porosity, pore parameters and properties of microarc oxidation film on AZ91D magnesium alloy // *Results in Physics*. 2019. Vol. 12. P. 2044–2054. DOI: [10.1016/j.rinp.2019.01.095](https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.01.095).
- Li G., Ma F., Li Z., Xu Y., Gao F., Guo L., Zhu J., Li G., Xia Y. Influence of Applied Frequency on Thermal Physical Properties of Coatings Prepared on Al and AlSi Alloys by Plasma Electrolytic Oxidation // *Coatings*. 2021. Vol. 11. № 12. Article number 1439. DOI: [10.3390/coatings11121439](https://doi.org/10.3390/coatings11121439).
- Curran J.A., Clyne T.W. Thermo-physical properties of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium // *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 199. № 2-3. P. 168–176. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.09.037](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.09.037).
- Golosnoy I.O., Cipitria A., Clyne T.W. Heat Transfer Through Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings in Gas Turbines: A Review of Recent Work // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2009. Vol. 18. № 5-6. P. 809–821. DOI: [10.1007/S11666-009-9337-Y](https://doi.org/10.1007/S11666-009-9337-Y).
- Ghai R., Chen K., Baddour N. Modelling Thermal Conductivity of Porous Thermal Barrier Coatings // *Coatings*. 2019. Vol. 9. № 2. Article number 101. DOI: [10.3390/coatings9020101](https://doi.org/10.3390/coatings9020101).
- Moon S., Arrabal R., Matykina E. 3-Dimensional structures of open-pores in PEO films on AZ31 Mg alloy // *Materials Letters*. 2015. Vol. 161. P. 439–441. DOI: [10.1016/j.matlet.2015.08.149](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.08.149).
- Anovitz L.M., Cole D.R. Characterization and Analysis of Porosity and Pore Structures // *Reviews in Mineralogy and Geochemistry*. 2015. Vol. 80. № 1. P. 61–164. DOI: [10.2138/RMG.2015.80.04](https://doi.org/10.2138/RMG.2015.80.04).
- Tillous E.K., Toll-Duchanoy T., Bauer-Grosse E. Microstructure and 3D microtomographic characterization of porosity of MAO surface layers formed on aluminium and 2214-T6 alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2009. Vol. 203. № 13. P. 1850–1855. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2009.01.014](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.01.014).
- Lo Re G., Lopresti F., Petrucci G., Scaffaro R. A facile method to determine pore size distribution in porous scaffold by using image processing // *Micron*. Vol. 76. P. 37–45. DOI: [10.1016/j.micron.2015.05.001](https://doi.org/10.1016/j.micron.2015.05.001).
- Young R.A. *The Rietveld method*. Oxford: Oxford Science Publications, 1993. 298 p.
- Nath D., Singh F., Das R. X-ray diffraction analysis by Williamson-Hall, Halder-Wagner and size-strain plot methods of CdSe nanoparticles- a comparative study // *Materials Chemistry and Physics*. 2020. Vol. 239. Article number 122021. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2019.122021](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.122021).
- Rowe M.C., Brewer B.J. AMORPH: A statistical program for characterizing amorphous materials by X-ray

- diffraction // *Computers and Geosciences*. 2018. Vol. 120. P. 21–31. DOI: [10.1016/j.cageo.2018.07.004](https://doi.org/10.1016/j.cageo.2018.07.004).
19. Padmaja P., Anilkumar G.M., Mukundan P., Aruldas G., Warriar K.G.K. Characterisation of stoichiometric sol-gel mullite by fourier transform infrared spectroscopy // *International Journal of Inorganic Materials*. 2001. Vol. 3. № 7. P. 693–698. DOI: [10.1016/S1466-6049\(01\)00189-1](https://doi.org/10.1016/S1466-6049(01)00189-1).
 20. Wang J., Carson J.K., North M.F., Cleland D.J. A new approach to modelling the effective thermal conductivity of heterogeneous materials // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2006. Vol. 49. № 17-18. P. 3075–3083. DOI: [10.1016/J.IJHEATMASSTRANFSFER.2006.02.007](https://doi.org/10.1016/J.IJHEATMASSTRANFSFER.2006.02.007).
 21. Pietrak K., Wiśniewski T.S. A review of models for effective thermal conductivity of composite materials // *Journal of Power of Technologies*. 2014. Vol. 95. P. 14–24.
 22. Petrasch J., Schrader B., Wyss P., Steinfeld A. Tomography-Based Determination of the Effective Thermal Conductivity of Fluid-Saturated Reticulate Porous Ceramics // *Journal of Heat Transfer*. 2008. Vol. 130. № 3. Article number 032602. DOI: [10.1115/1.2804932](https://doi.org/10.1115/1.2804932).
 23. Hildmann B., Schneider H. Thermal Conductivity of 2/1-Mullite Single Crystals // *Journal of the American Ceramic Society*. 2005. Vol. 88. № 10. P. 2879–2882. DOI: [10.1111/J.1551-2916.2005.00530.X](https://doi.org/10.1111/J.1551-2916.2005.00530.X).
 24. Al Mohtar A., Tessier G., Ritasalo R., Matvejeff M., Stromonth-Darling J., Dobson P.S., Chapuis P.O., Gomes S., Roger J.P. Thickness-dependent thermal properties of amorphous insulating thin films measured by photoreflectance microscopy // *Thin Solid Films*. 2017. Vol. 642. P. 157–162. DOI: [10.1016/J.TSF.2017.09.037](https://doi.org/10.1016/J.TSF.2017.09.037).
 25. Scott E.A., Gaskins J.T., King S.W., Hopkins P.E. Thermal conductivity and thermal boundary resistance of atomic layer deposited high-*k* dielectric aluminum oxide, hafnium oxide, and titanium oxide thin films on silicon // *APL Materials*. 2018. Vol. 6. № 5. Article number 058302. DOI: [10.1063/1.5021044](https://doi.org/10.1063/1.5021044).
 26. Paterson J., Singhal D., Tainoff D., Richard J., Bourgeois O. Thermal conductivity and thermal boundary resistance of amorphous Al₂O₃ thin films on germanium and sapphire // *Journal of Applied Physics*. 2020. Vol. 127. № 24. Article number 245105. DOI: [10.1063/5.0004576](https://doi.org/10.1063/5.0004576).
 27. Zhou W.X., Cheng Y., Chen K.Q., Xie G., Wang T., Zhang G. Thermal conductivity of amorphous materials // *Advanced Functional Materials*. 2020. Vol. 30. № 8. Article number 1903829. DOI: [10.1002/adfm.201903829](https://doi.org/10.1002/adfm.201903829).
 28. Krishtal M.M., Katsman A.V., Polunin A.V. Effects of silica nanoparticles addition on formation of oxide layers on Al–Si alloy by plasma electrolytic oxidation: The origin of stishovite under ambient conditions // *Surface and Coatings Technology*. 2022. Vol. 441. Article number 128556. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2022.128556](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128556).
 29. Badry F., Ahmed K. A new model for the effective thermal conductivity of polycrystalline solids // *AIP Advances*. 2020. Vol. 10. № 10. Article number 105021. DOI: [10.1063/5.0022375](https://doi.org/10.1063/5.0022375).
 30. Meyer K.E., Cheaito R., Paisley E., Shelton Ch.T., Braun J.L., Maria J.-P., Ihlefeld J.F., Hopkins P.E. Crystalline coherence length effects on the thermal conductivity of MgO thin films // *Journal of Materials Science*. 2016. Vol. 51. № 23. P. 10408–10417. DOI: [10.1007/s10853-016-0261-5](https://doi.org/10.1007/s10853-016-0261-5).
 31. Dong H., Wen B., Melnik R.V. Relative importance of grain boundaries and size effects in thermal conductivity of nanocrystalline materials // *Scientific Reports*. 2014. Vol. 4. Article number 7037. DOI: [10.1038/srep07037](https://doi.org/10.1038/srep07037).
 32. Dong H., Hirvonen P., Fan Z., Ala-Nissila T. Heat transport in pristine and polycrystalline single-layer hexagonal boron nitride // *Physical chemistry chemical physics*. 2018. Vol. 20. № 38. P. 24602–24612. DOI: [10.1039/C8CP05159C](https://doi.org/10.1039/C8CP05159C).

REFERENCES

1. Hegab A., Dahuwa K., Islam R., Cairns A., Khurana A., Shrestha S., Francis R. Plasma electrolytic oxidation thermal barrier coating for reduced heat losses in IC engines. *Applied Thermal Engineering*, 2021, vol. 196, article number 117316. DOI: [10.1016/J.APPLTHERMALENG.2021.117316](https://doi.org/10.1016/J.APPLTHERMALENG.2021.117316).
2. Curran J.A., Clyne T.W. The thermal conductivity of plasma electrolytic oxide coatings on aluminum and magnesium. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 199, no. 2-3, pp. 177–183. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.11.045](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.11.045).
3. Dudareva N.Yu., Ivashin P.V., Gallyamova R.F., Tverdokhlebov A.Ya., Krishtal M.M. Structure and thermophysical properties of the oxide layer formed by microarc oxidation on AK12D Al–Si alloy. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2020, no. 11, pp. 44–52. EDN: [LLTZAL](https://elibrary.ru/lltzal).
4. Li M., Endo R., Wang L.J., Susa M. A New Method for Apparent Thermal Conductivity Determination for Sheet Samples Utilizing Principle of Bunsen Ice Calorimeter. *Advances in Molten Slags, Fluxes, and Salts: Proceedings of the 10th International Conference on Molten Slags, Fluxes and Salts 2016, 2017*, pp. 477–484. DOI: [10.1007/978-3-319-48769-4_50](https://doi.org/10.1007/978-3-319-48769-4_50).
5. Doremus R.H. *Alumina. Ceramic and Glass Materials Structure, Properties and Processing*. New York, Springer US Publ., 2008, pp. 27–39. DOI: [10.1007/978-0-387-73362-3](https://doi.org/10.1007/978-0-387-73362-3).
6. Curran J.A., Clyne T.W. Porosity in plasma electrolytic oxide coatings. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, no. 7, pp. 1985–1993. DOI: [10.1016/J.ACTAMAT.2005.12.029](https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2005.12.029).
7. Zhang P., Zuo Y. Relationship between porosity, pore parameters and properties of microarc oxidation film on AZ91D magnesium alloy. *Results in Physics*, 2019, vol. 12, pp. 2044–2054. DOI: [10.1016/J.RINP.2019.01.095](https://doi.org/10.1016/J.RINP.2019.01.095).
8. Li G., Ma F., Li Z., Xu Y., Gao F., Guo L., Zhu J., Li G., Xia Y. Influence of Applied Frequency on Thermal Physical Properties of Coatings Prepared on Al and AlSi Alloys by Plasma Electrolytic Oxidation. *Coatings*, 2021, vol. 11, no. 12, article number 1439. DOI: [10.3390/coatings11121439](https://doi.org/10.3390/coatings11121439).
9. Curran J.A., Clyne T.W. Thermo-physical properties of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 199, no. 2-3, pp. 168–176. DOI: [10.1016/J.SURFCOAT.2004.09.037](https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2004.09.037).

10. Golosnoy I.O., Cipitria A., Clyne T.W. Heat Transfer Through Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings in Gas Turbines: A Review of Recent Work. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2009, vol. 18, no. 5-6, pp. 809–821. DOI: [10.1007/S11666-009-9337-Y](https://doi.org/10.1007/S11666-009-9337-Y).
11. Ghai R., Chen K., Baddour N. Modelling Thermal Conductivity of Porous Thermal Barrier Coatings. *Coatings*, 2019, vol. 9, no. 2, article number 101. DOI: [10.3390/coatings9020101](https://doi.org/10.3390/coatings9020101).
12. Moon S., Arrabal R., Matykina E. 3-Dimensional structures of open-pores in PEO films on AZ31 Mg alloy. *Materials Letters*, 2015, vol. 161, pp. 439–441. DOI: [10.1016/J.MATLET.2015.08.149](https://doi.org/10.1016/J.MATLET.2015.08.149).
13. Anovitz L.M., Cole D.R. Characterization and Analysis of Porosity and Pore Structures. *Reviews in Mineralogy and Geochemistry*, 2015, vol. 80, no. 1, pp. 61–164. DOI: [10.2138/RMG.2015.80.04](https://doi.org/10.2138/RMG.2015.80.04).
14. Tillous E.K., Toll-Duchanoy T., Bauer-Grosse E. Microstructure and 3D microtomographic characterization of porosity of MAO surface layers formed on aluminium and 2214-T6 alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2009, vol. 203, no. 13, pp. 1850–1855. DOI: [10.1016/J.SURFCOAT.2009.01.014](https://doi.org/10.1016/J.SURFCOAT.2009.01.014).
15. Lo Re G., Lopresti F., Petrucci G., Scaffaro R. A facile method to determine pore size distribution in porous scaffold by using image processing. *Micron*, vol. 76, pp. 37–45. DOI: [10.1016/j.micron.2015.05.001](https://doi.org/10.1016/j.micron.2015.05.001).
16. Young R.A. *The Rietveld method*. Oxford, Oxford Science Publ., 1993. 298 p.
17. Nath D., Singh F., Das R. X-ray diffraction analysis by Williamson-Hall, Halder-Wagner and size-strain plot methods of CdSe nanoparticles- a comparative study. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, vol. 239, article number 122021. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2019.122021](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.122021).
18. Rowe M.C., Brewer B.J. AMORPH: A statistical program for characterizing amorphous materials by X-ray diffraction. *Computers and Geosciences*, 2018, vol. 120, pp. 21–31. DOI: [10.1016/j.cageo.2018.07.004](https://doi.org/10.1016/j.cageo.2018.07.004).
19. Padmaja P., Anilkumar G.M., Mukundan P., Aruldas G., Warriar K.G.K. Characterisation of stoichiometric sol-gel mullite by fourier transform infrared spectroscopy. *International Journal of Inorganic Materials*, 2001, vol. 3, no. 7, pp. 693–698. DOI: [10.1016/S1466-6049\(01\)00189-1](https://doi.org/10.1016/S1466-6049(01)00189-1).
20. Wang J., Carson J.K., North M.F., Cleland D.J. A new approach to modelling the effective thermal conductivity of heterogeneous materials. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2006, vol. 49, no. 17-18, pp. 3075–3083. DOI: [10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2006.02.007](https://doi.org/10.1016/J.IJHEATMASSTRANSFER.2006.02.007).
21. Pietrak K., Wiśniewski T.S. A review of models for effective thermal conductivity of composite materials. *Journal of Power of Technologies*, 2014, vol. 95, pp. 14–24.
22. Petrasch J., Schrader B., Wyss P., Steinfeld A. Tomography-Based Determination of the Effective Thermal Conductivity of Fluid-Saturated Reticulate Porous Ceramics. *Journal of Heat Transfer*, 2008, vol. 130, no. 3, article number 032602. DOI: [10.1115/1.2804932](https://doi.org/10.1115/1.2804932).
23. Hildmann B., Schneider H. Thermal Conductivity of 2/1-Mullite Single Crystals. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, vol. 88, no. 10, pp. 2879–2882. DOI: [10.1111/J.1551-2916.2005.00530.X](https://doi.org/10.1111/J.1551-2916.2005.00530.X).
24. Al Mohtar A., Tessier G., Ritasalo R., Matvejeff M., Stromonth-Darling J., Dobson P.S., Chapuis P.O., Gomes S., Roger J.P. Thickness-dependent thermal properties of amorphous insulating thin films measured by photorefectance microscopy. *Thin Solid Films*, 2017, vol. 642, pp. 157–162. DOI: [10.1016/J.TSF.2017.09.037](https://doi.org/10.1016/J.TSF.2017.09.037).
25. Scott E.A., Gaskins J.T., King S.W., Hopkins P.E. Thermal conductivity and thermal boundary resistance of atomic layer deposited high-*k* dielectric aluminum oxide, hafnium oxide, and titanium oxide thin films on silicon. *APL Materials*, 2018, vol. 6, no. 5, article number 058302. DOI: [10.1063/1.5021044](https://doi.org/10.1063/1.5021044).
26. Paterson J., Singhal D., Tainoff D., Richard J., Bourgeois O. Thermal conductivity and thermal boundary resistance of amorphous Al₂O₃ thin films on germanium and sapphire. *Journal of Applied Physics*, 2020, vol. 127, no. 24, article number 245105. DOI: [10.1063/5.0004576](https://doi.org/10.1063/5.0004576).
27. Zhou W.X., Cheng Y., Chen K.Q., Xie G., Wang T., Zhang G. Thermal conductivity of amorphous materials. *Advanced Functional Materials*, 2020, vol. 30, no. 8, article number 1903829. DOI: [10.1002/adfm.201903829](https://doi.org/10.1002/adfm.201903829).
28. Krishtal M.M., Katsman A.V., Polunin A.V. Effects of silica nanoparticles addition on formation of oxide layers on Al–Si alloy by plasma electrolytic oxidation: The origin of stishovite under ambient conditions. *Surface and Coatings Technology*, 2022, vol. 441, article number 128556. DOI: [10.1016/j.surfc Coat.2022.128556](https://doi.org/10.1016/j.surfc Coat.2022.128556).
29. Badry F., Ahmed K. A new model for the effective thermal conductivity of polycrystalline solids. *AIP Advances*, 2020, vol. 10, no. 10, article number 105021. DOI: [10.1063/5.0022375](https://doi.org/10.1063/5.0022375).
30. Meyer K.E., Cheaito R., Paisley E., Shelton Ch.T., Braun J.L., Maria J.-P., Ihlefeld J.F., Hopkins P.E. Crystalline coherence length effects on the thermal conductivity of MgO thin films. *Journal of Materials Science*, 2016, vol. 51, no. 23, pp. 10408–10417. DOI: [10.1007/s10853-016-0261-5](https://doi.org/10.1007/s10853-016-0261-5).
31. Dong H., Wen B., Melnik R.V. Relative importance of grain boundaries and size effects in thermal conductivity of nanocrystalline materials. *Scientific Reports*, 2014, vol. 4, article number 7037. DOI: [10.1038/srep07037](https://doi.org/10.1038/srep07037).
32. Dong H., Hirvonen P., Fan Z., Ala-Nissila T. Heat transport in pristine and polycrystalline single-layer hexagonal boron nitride. *Physical chemistry chemical physics*, 2018, vol. 20, no. 38, pp. 24602–24612. DOI: [10.1039/C8CP05159C](https://doi.org/10.1039/C8CP05159C).

Different-sized porosity and thermal conductivity of oxide layers formed by plasma-electrolytic oxidation on the AlSi12Mg silumin

© 2022

Pavel V. Ivashin^{*1}, PhD (Engineering), senior researcher
Mikhail M. Krishtal^{1,4}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor
*Andrey Ya. Tverdokhlebov*¹, engineer
Anton V. Polunin^{1,5}, PhD (Engineering), leading researcher
Natalya Yu. Dudareva^{2,6}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor
Aleksandr B. Kruglov^{3,7}, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor

¹Togliatti State University, Togliatti (Russia)

²Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

³National Research Nuclear University MEPhI, Moscow (Russia)

*E-mail: ivashinpv@gmail.com

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7189-0002>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8484-2456>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2269-0498>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0530-0729>

Received 12.08.2022

Accepted 20.12.2022

Abstract: Oxide layers formed by plasma-electrolytic oxidation (PEO) are characterized by a sufficiently high porosity, which influences almost the whole complex of service characteristics. However, the known data on the integral porosity of PEO-produced layers are rather contradictory, and the pore size distribution in these layers remains understudied. Pore size distribution in the range of 10 nm to 10 μm (pore geometry was approximated by a spherical shape) was obtained by using analysis of scanning electron microscopy (SEM) images in a wide range of magnifications. Lognormal distribution function fits the shape of pore size distribution sufficiently well. Such distribution indicates the nature of pore formation, which can be related to the thermally activated process of gas emission from a liquid melt, the volume and average temperature of which, in turn, depend on the micro-arc discharge energy. The results of the oxide layer phase composition and crystallites sizes by the X-ray crystallography were described in the present paper. The amorphous component phase composition was estimated by the comparing of the of X-ray spectral microanalysis and X-ray crystallography methods. The thermal conductivity of the intact oxide layer and the polished layer (after the removal of its highly-porous outer part) was evaluated by using of the steady-state method and the laser flash method. The porosity values calculated based on the analysis of SEM-images, and the results of determining the phase composition, including amorphous phases, allowed evaluating the oxide layer thermal conductivity with use of four known analytical models. The results of calculating the thermal conductivity using the Loeb model demonstrate the good convergence with the experimental results obtained in this paper. Modeling results the size of crystallites effect on the oxide layer thermal conductivity significantly less than the porosity and amorphous phase.

Keywords: plasma-electrolytic oxidation; hardening thermal barrier coating; aluminum alloy; silumin; porosity; image-based porosity analysis; pore size distribution; oxide layer thermal conductivity.

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project FEMR-2020-0003). X-ray diffraction analysis and calculations of the quantitative phase composition and microstructure parameters were funded with the grant of the Russian Science Foundation (project No. 20-79-10262).

For citation: Ivashin P.V., Krishtal M.M., Tverdokhlebov A.Ya., Polunin A.V., Dudareva N.Yu., Kruglov A.B. Different-sized porosity and thermal conductivity of oxide layers formed by plasma-electrolytic oxidation on the AlSi12Mg silumin. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 49–69. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-49-69.

Разработка методического и математического обеспечения реализации стратегии выявления критичных требований к сборке высокоточных изделий

© 2022

Назарьев Александр Викторович*^{1,4}, кандидат технических наук, инженер-конструктор 1-й категории
Бочкарев Петр Юрьевич^{2,3,5}, доктор технических наук, профессор

¹Филиал АО «Научно-производственный центр автоматизации и приборостроения имени академика Н.А. Пилюгина» – «Производственное объединение "Корпус"», Саратов (Россия)

²Камышинский технологический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, Камышин (Россия)

³Саратовский государственный аграрный университет имени Н.И. Вавилова, Саратов (Россия)

*E-mail: alex121989@mail.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0610-6060>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0587-6338>

Поступила в редакцию 06.06.2022

Принята к публикации 27.08.2022

Аннотация: Проблема совершенствования изготовления высокоточных приборов и машин приобрела первоочередное значение. Это обусловлено тем, что предъявляются постоянно возрастающие требования к качеству и точности изготовления подобных устройств, а традиционные подходы, предназначенные обеспечивать данные критерии, не являются в достаточной степени универсальными. Решить указанные проблемы позволяет разработанный подход – комплекс формализованных проектных процедур системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки. Однако необходимо разработать дополнительные решения для обеспечения связи между конструкторской и технологической подготовкой производства. Актуальность работы определяется решением важной проблемы – совершенствования процедуры проведения конструкторского размерного анализа в рамках системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки. Для решения предложена методика расчленения высокоточного изделия, основанная на выявлении базовой детали / сборочной единицы, и уточнена математическая модель формирования графа сопряжений и графа размеров, необходимая для выявления критичных (особо ответственных) требований к сборке и проведения конструкторского размерного анализа. Внедрение предложенных методик позволит выбирать рациональные технологии изготовления деталей на последующих этапах реализации проектных процедур системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки. Это, в свою очередь, приведет к снижению трудоемкости и сокращению времени изготовления высокоточных изделий, повысит их качество и точность, а также позволит снизить издержки при конструкторско-технологической подготовке в условиях многономенклатурного производства.

Ключевые слова: конструкторско-технологическая подготовка производства; высокоточное изделие; сборка; конструкторский размерный анализ; базовая деталь; базовая сборочная единица.

Для цитирования: Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю. Разработка методического и математического обеспечения реализации стратегии выявления критичных требований к сборке высокоточных изделий // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 70–80. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-70-80.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время при сборке изделий в основном применяются традиционные методы взаимозаменяемости (полной, неполной, групповой) или методы с применением компенсаторов (регулирование, пригонка). Однако для обеспечения выходных параметров (требований к сборке) высокоточных изделий применение данных методов зачастую становится трудно реализуемой задачей, так как требует значительно уменьшать допуски на составляющие звенья или применять компенсацию, что экономически необоснованно [1–3].

В данной работе под термином «высокоточное изделие» подразумевается такое изделие, при сборке которого для значительной части элементов (узлов, сборочных единиц) не обеспечивается допуск замыкающе-

го звена (выходных параметров, или критичных требований к сборке). В результате для выполнения производственной программы необходимо изготавливать дополнительные сборочные комплекты, которые увеличивают объем незавершенного производства [4].

Кроме того, проектирование технологических процессов механообработки и сборки с помощью традиционных подходов в основном носит субъективный характер. Технолог не способен рассмотреть все возможные варианты изготовления деталей и сборки изделий и выбрать из них наиболее рациональные. Данное обстоятельство связано с временными ограничениями и физиологическими особенностями, которые не позволяют человеку конкурировать с современной вычислительной техникой по быстродействию принятия решений и объему обрабатываемой информации [2; 5; 6].

В связи с этим возникает необходимость разработать комплексные подходы для решения проблем обеспечения качества и точности изделий (особенно высокоточных) и интеллектуализации конструкторско-технологической подготовки производства, позволяющие проектировать рациональные технологии изготовления деталей с учетом требований к последующей сборке и складывающейся на предприятии оперативной производственной ситуации.

Одним из возможных решений описанных проблем является применение принципов параллельной инженерной разработки и процедуры оценки выбора эффективного технологического процесса на этапе технологической подготовки производства [7]. Однако такой подход имеет определенные недостатки. В частности, не в полной мере обеспечен учет информации о технологических возможностях конкретного производства при принятии конструкторских решений и рассмотрены преимущественно основные количественные показатели производственной технологичности [8; 9].

Другое возможное решение указанной проблемы – применение метода сквозного технологического проектирования [10; 11]. Однако при реализации указанного подхода отсутствует учет связи между технологической подготовкой механообрабатывающего и механосборочного производств и не в полной мере реализован учет связи между конструкторской и технологической подготовками производства.

Для реализации учета связи между технологической подготовкой механообрабатывающего и механосборочного производств нами был разработан формализованный комплексный подход – система учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки (принятая нами аббревиатура – СТСТПМ) [12]. Однако в связи с необходимостью установления взаимосвязи

между конструкторской и технологической подготовками многономенклатурного производства, а также для перехода к оценке производственной технологичности изделий и более глубокой интеграции данной системы в структуру системы автоматизированного планирования технологических процессов (САПЛТП) [13] требуется поиск путей совершенствования существующих подходов разработанной системы.

В [4] нами были предложены подходы к реализации укрупненного блока проектных процедур анализа высокоточного изделия и выявления критичных (особо ответственных) требований к сборке (в том числе процедуры проведения конструкторского размерного анализа (КРА)). В данной статье рассмотрены принципы совершенствования разработанных методик и обеспечения их формализации.

Цель исследования – разработка методик и математических моделей для совершенствования подходов к реализации укрупненного блока проектных процедур анализа высокоточного изделия и выявления критичных (особо ответственных) требований к сборке в рамках разработанной системы учета.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Этапы реализации процедуры анализа высокоточного изделия и выявления критичных (особо ответственных) требований к сборке представлены в виде иерархической структуры на рис. 1 [6].

Для выявления особо ответственных требований к сборке высокоточного изделия была предложена комбинированная стратегия [14], последовательность реализации которой показана на рис. 2. Согласно представленной методике реализация укрупненного блока проектных процедур проведения КРА начинается

1 этап

- Разбиение высокоточного изделия или сборочной единицы на структурные элементы

2 этап

- Определение всех возможных плоскостей для проведения конструкторского размерного анализа

3 этап

- Определение всех возможных выходных геометрических параметров – замыкающих звеньев, а также необходимых для расчета размеров комплектующих деталей – составляющих звеньев, принадлежащих данным плоскостям

4 этап

- Выявление тех требований к сборке, которые не могут быть обеспечены методом полной взаимозаменяемости

Рис. 1. Иерархическая структура реализации процедуры анализа высокоточного изделия и выявления критичных требований к сборке

Fig. 1. Hierarchical structure of implementing the procedure for the analysis of a highly-precise good and identification of critical requirements to the assembly

Уровень 1

- Исходное изделие
- Выявление деталей-маркеров
- Разбиение исходного изделия на структурные элементы
- Определение плоскостей для проведения КРА
- Формирование всех требований к сборке
- Выявление критичных (особо ответственных) требований

Уровень 2

- Формирование множества структурных элементов, выявленных на 1 уровне
- Формирование взаимосвязи критичных требований к сборке исходного изделия и критичных требований к сборке составных структурных элементов. Формирование множества недействующих структурных элементов
- Выявление деталей-маркеров для каждого из структурных элементов сформированных множеств
- Разбиение каждого структурного элемента из сформированных на составные структурные элементы
- Определение плоскостей для проведения КРА
- Формирование всех требований к сборке
- Выявление критичных (особо ответственных) требований для полученных множеств

... ..

Уровень n

- Формирование множества структурных элементов, выявленных на (n-1) уровне
- Формирование взаимосвязи критичных требований к сборке элементов изделия, полученных на предыдущих уровнях, и критичных требований к сборке составных структурных элементов, выявленных на уровне (n-1). Формирование множества недействующих структурных элементов
- Выявление деталей-маркеров
- Разбиение каждого структурного элемента из исходного множества на составные структурные элементы
- Определение плоскостей для проведения КРА
- Формирование всех требований к сборке
- Выявление критичных (особо ответственных) требований для полученных множеств

Уровень (n+1)

- Формирование множества критичных (особо ответственных) требований к сборке высокоточного изделия, выявленных на всех уровнях с учетом установленной взаимосвязи
- Формирование множества критичных (особо ответственных) требований к сборке высокоточного изделия выявленных на всех уровнях остальных структурных элементов
- Сравнение полученных множеств. Отсев дублирующих элементов. Объединение множеств

Рис. 2. Последовательность реализации комбинированной стратегии
Fig. 2. The subsequence of implementing a combined strategy

с разбиения высокоточного изделия на структурные элементы. Структурный элемент – элемент сборочной единицы или сборочная единица в целом с определенным функциональным назначением. Классификация структурных элементов по функциональному назначению приведена на рис. 3 [Привод. по: 4, с. 20]. Детальное описание указанной классификации изложено в [4] и в данной работе подробно освещаться не будет.

Для того чтобы корректно определить функциональное назначение и совершить процедуру разбиения на структурные элементы, необходимо определить детали-маркеры высокоточного изделия, узла или сборочной единицы. Под терминами «детали-маркеры», «сборочные единицы – маркеры», «узлы-маркеры» подразумеваются детали, сборочные единицы или узлы, входящие в состав рассматриваемого изделия, которые определяют его функциональное назначение и к которым предъявляется большая часть требований к сборке. В качестве деталей-маркеров целесообразно использовать детали для передачи движения, так как они дают наиболее четкое представление о функциональном назначении изделия (узла, сборочной единицы) [4]. Уточним методику выявления данных деталей.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Согласно требованиям ГОСТ 23887-79 (Сборка. Термины и определения) сборка любого изделия начинается с определения базовой детали или базовой сбо-

рочной единицы. Базовой деталью / сборочной единицей называется такая деталь / сборочная единица, с которой начинают сборку изделия, присоединяя к ней сборочные единицы или другие детали.

Базовая деталь / сборочная единица будет во многом определять функциональное назначение изделия, а к ее сопряжению с другими деталями и сборками будет предъявляться большая часть требований. Таким образом, любая базовая деталь / сборочная единица является для изделия и деталью-маркером. Кроме того, сопряжения данных деталей / сборочных единиц с другими элементами сборки будут осуществляться по тем поверхностям, которые определяют характер структурного элемента, исходя из представленной классификации [15–17].

Базовая сборочная единица выделяется в том случае, если невозможно однозначно выделить деталь, с которой начинался бы процесс сборки и которая однозначно определяла бы функциональное назначение изделия. Процессы разбиения сборки на структурные элементы, начинающиеся с базовой детали и с базовой сборочной единицы, представлены на рис. 4 и 5 соответственно.

Стоит сделать следующее уточнение: несмотря на то, что базовая деталь / сборочная единица всегда является деталью-маркером, это не означает, что в рассматриваемом изделии не может быть иных деталей-маркеров. Например, на рис. 4 представлен узел «Корпус 1 совместно с Гиromотором». В данном случае

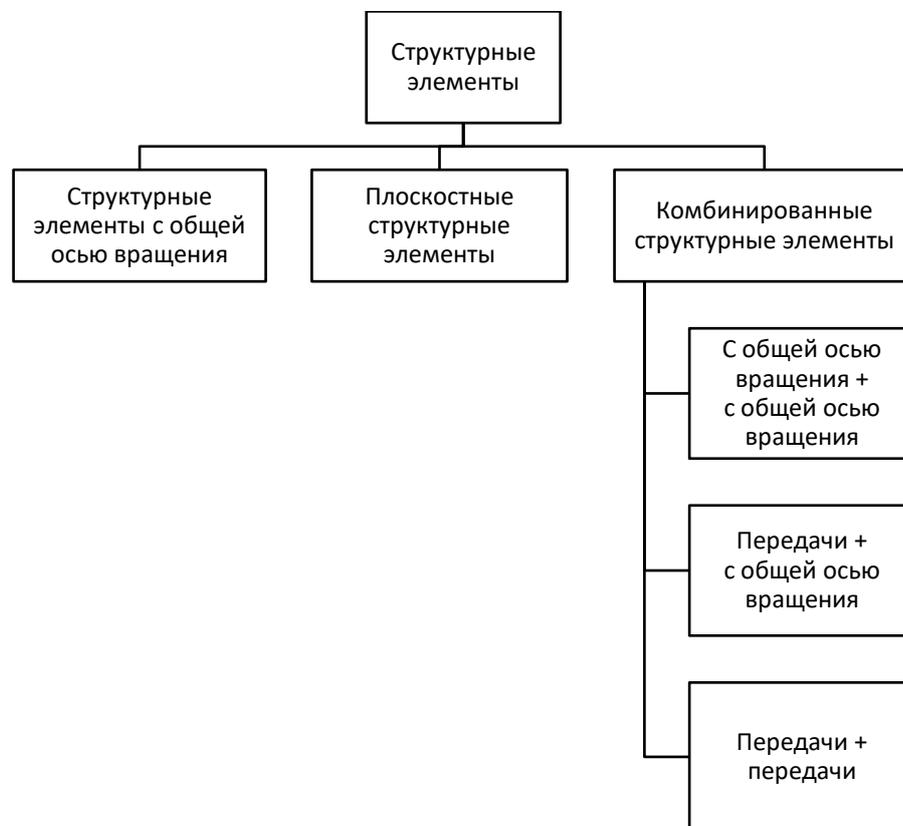


Рис. 3. Классификация структурных элементов по функциональному назначению
 Fig. 3. Classification of structural elements by functionality

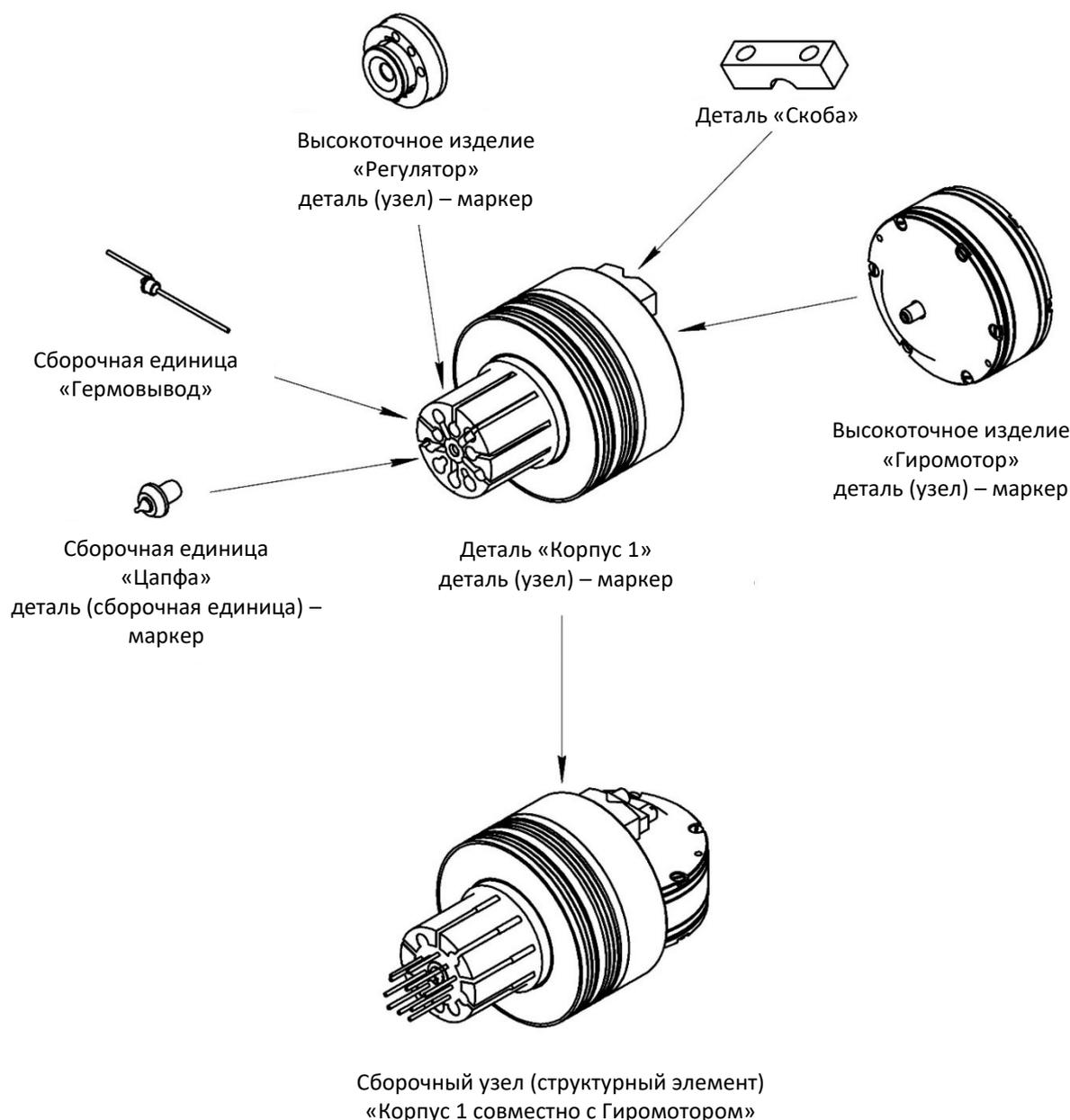


Рис. 4. Процесс разбиения узла «Корпус 1 совместно с Гиромотором», начинающийся с базовой детали
 Fig. 4. The process of separation of the "Body 1 together with Gyromotor" unit starting with the base element

базовая деталь «Корпус 1» будет играть роль детали-маркера. Однако полное представление о функциональном назначении данного узла дает сопряжение указанной детали-маркера со сборочным узлом-маркером «Гиромотор». Таким образом, мы получаем объединение двух деталей/узлов – тел вращения, соединенных под углом 90°, образующих впоследствии соответствующий комбинированный структурный элемент. Узел «Регулятор» и сборочная единица «Цапфа» также могут выступать в качестве маркеров. Однако по своему функциональному назначению они дублируют базовую деталь, поэтому их можно исключить из рассмотрения.

Разбиение изделия, узла, сборочной единицы позволяет выявить необходимые плоскости для проведения

конструкторского размерного анализа и сформировать множество требований к сборке изделия и его составных частей $M_{T.C.}$. Далее из полученного множества необходимо определить те его элементы, которые удовлетворяют условию

$$TБ_{k_1, l}^{i, j} < \sum_{i=1}^{n_0} TА_{k_1, m}^{i, j},$$

где Б – требования к сборке (замыкающие звенья); индекс i – порядковый номер требования ($i=1 \dots n_1$); индекс j – номер плоскости, к которой принадлежит данное требование ($j=1 \dots n_2$);

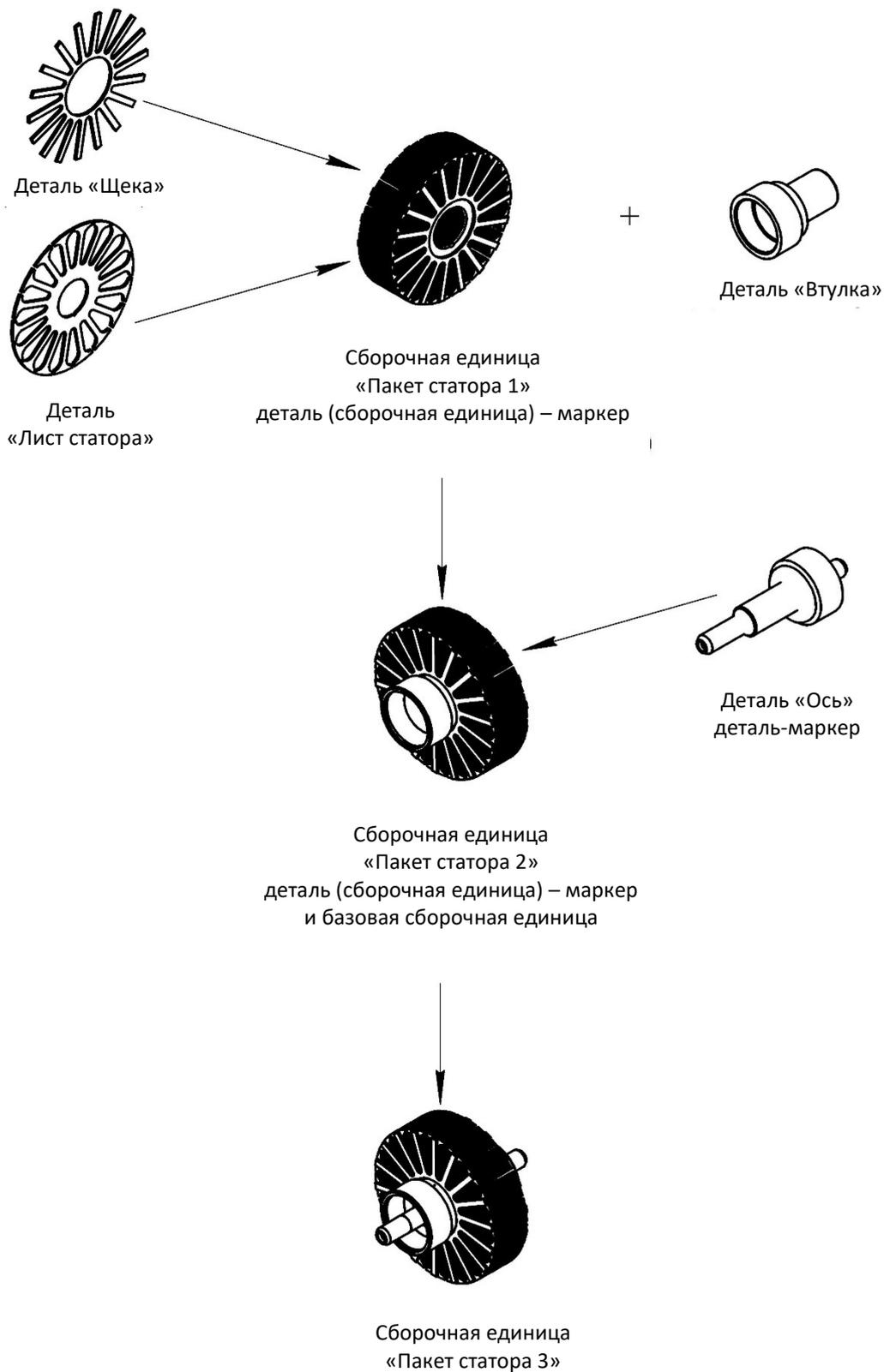
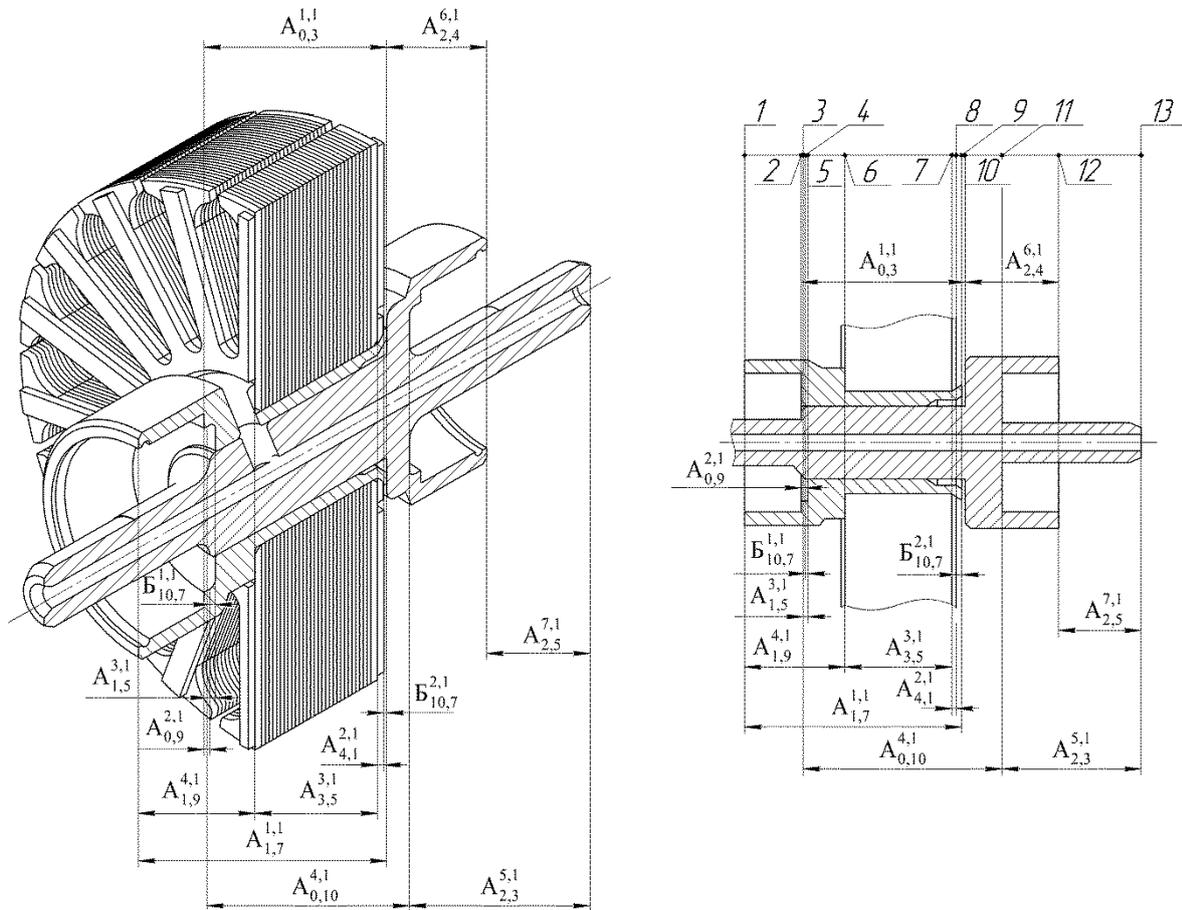
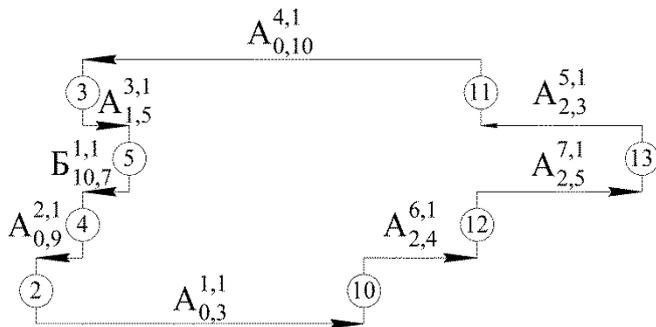


Рис. 5. Процесс разбиения сборочной единицы «Пакет статора 3», начинающийся с базовой сборочной единицы
Fig. 5. The process of separation of the “Stator pack 3” assembly unit starting with the base assembly unit



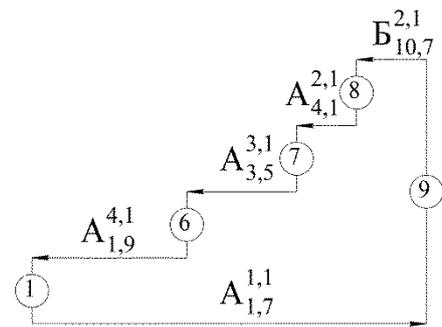
Примеры отдельных требований к сборке, которые не могут быть обеспечены методом полной взаимозаменяемости, формирующих граф сопряжений

Расчет положения фаски детали «Ось» в сборочной единице «Пакет статора»



$$B_{10,7}^{1,1} = A_{0,3}^{1,1} - A_{0,9}^{2,1} + A_{1,5}^{3,1} - A_{1,7}^{1,1} - A_{1,9}^{4,1} - A_{2,3}^{5,1} + A_{2,4}^{6,1} + A_{2,5}^{7,1}$$

Расчет сборочной единицы «Пакет статора 3» на завальцовку



$$B_{10,7}^{2,1} = A_{1,7}^{1,1} - A_{4,1}^{4,1} - A_{3,5}^{3,1} - A_{1,9}^{4,1}$$

Рис. 6. Выбор секущей плоскости для структурного элемента «Пакет статора 3» и примеры отдельных критических требований к сборке

Fig. 6. The selection of a cutting plane for the "Stator pack 3" structural element and the examples of some critical requirements for the assembly

индекс k – порядковый номер изделия ($k=1 \dots n_3$);
 индекс l – порядковый номер сборочной единицы или структурного элемента ($l=0 \dots n_4$);
 A – составляющие звенья конструкторской размерной цепи;
 индекс i_l – порядковый номер составляющего звена ($i_l=1 \dots n_5$);
 индекс k_l – номер детали ($k_l=0 \dots n_6$);
 m – порядковый номер размера в детали ($m=1 \dots n_6$).

Данные элементы не обеспечиваются методом полной взаимозаменяемости и формируют соответствующее подмножество M_1 . Остальные элементы обеспечиваются методом полной взаимозаменяемости и формируют подмножество $M_{П.В.}$:

$$M_1 = \frac{M_{Т.С.}}{M_{П.В.}}$$

Далее необходимо определить характер элементов, составляющих подмножество M_1 , т. е. разбить его на соответствующие подмножества:

$$M_1 = M_{Н.В.} \cup M_{Г.В.} \cup M_{И.П.} \cup M_{РЕ},$$

где $M_{Н.В.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом неполной взаимозаменяемости;
 $M_{Г.В.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом групповой взаимозаменяемости;
 $M_{И.П.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом индивидуальной пригонки;
 $M_{РЕ}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом регулирования.

Таким образом, множество требований к сборке M_1 (замыкающие звенья размерных цепей), которые не могут быть обеспечены методом полной взаимозаменяемости, формируют граф сопряжений $G_C=(B_C, C_C)$. При расчете размерных цепей все размеры детали в любом координатном направлении представляются в виде графа дерева (для сборочных единиц – в виде леса), откуда следует, что КРА заключается в построении графов размерного анализа сборочных единиц (графов сопряжений) и графов размерного анализа деталей, входящих в данные сборочные единицы (графов размеров):

$$G_P^i = (B_P, C_P).$$

Граф размеров является результатом развертки графа сопряжений до уровня геометрических контуров, образующих элементы изделия, а граф сопряжений, в свою очередь, является результатом свертки графа размеров. В результате получаем объединение графов (графы размеров являются элементами графа сопряжений) [18–20]:

$$G_P^1, G_P^2 \dots G_P^n \in G_C = G_{СР}.$$

Рассмотрим процесс выявления необходимых плоскостей и построения графа размеров и графа сопряжений на примере сборочной единицы (структурного элемента «Пакет статора 3» (рис. 5). Данный структурный

элемент, согласно приведенной классификации (рис. 3), можно отнести к типу структурных элементов с общей осью вращения, условно симметричных, так как базовая сборочная единица состоит из сопряжения деталей – тел вращения, соединенных между собой по одной оси. По функциональному назначению в узле служит для передачи вращательного движения. В качестве плоскости для проведения КРА данного структурного элемента выбирается секущая плоскость, проходящая через ось вращения. Выбор секущей плоскости для данного структурного элемента, а также фрагмент отдельных критичных требований к сборке, формирующих граф сопряжений данного изделия, представлены на рис. 6.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Формирование объединенного графа размеров – сопряжений позволяет выявить комплект деталей, размеры которых участвуют в КРА критичных требований к сборке высокоточного изделия. Далее в САПЛТП формируется множество возможных технологических процессов изготовления данных деталей, из которых, в свою очередь, в СТСТПМ выбираются наиболее рациональные на основе предложенной системы критериев [12], главным из которых является максимизация годных сборочных комплектов.

Работоспособность разработанного в рамках СТСТПМ методического, математического и алгоритмического обеспечения подтверждена промышленным экспериментом в условиях действующих механообрабатывающих и механосборочных производств. Совершенствование укрупненного блока проектных процедур анализа высокоточного изделия и выявления критичных (особо ответственных) требований к сборке позволит в дальнейшем повысить качество выбора рациональных технологических процессов.

Оценочный расчет: применение описанных методик и моделей обеспечивает сокращение временных затрат на сборку до 35 % и снижение количества незавершенного производства на 9–11 %.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Предложена и разработана методика расчленения изделия на структурные элементы, основанная на выявлении базовой детали / сборочной единицы.
2. Уточнена математическая модель формирования графа сопряжений и графа размеров высокоточного изделия, необходимая для выявления критичных (особо ответственных) требований к сборке и проведения конструкторского размерного анализа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bazrov V.M. Classification of objects of technological preparation in the machining production // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2021. Vol. 1047. № 1. Article number 12048. DOI: [10.1088/1757-899X/1047/1/012048](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1047/1/012048).
2. Суслов А.Г., Федонин О.Н., Петрешин Д.И. Фундаментальные основы обеспечения и повышения качества изделий машиностроения и авиакосмической техники // Вестник Брянского государственного

- технического университета. 2020. № 2. С. 4–10. DOI: [10.30987/1999-8775-2020-2020-2-4-10](https://doi.org/10.30987/1999-8775-2020-2020-2-4-10).
3. Вартанов М.В., Чунг Т.Ч. Сборочное производство: проблемы и решения // *Станкоинструмент*. 2020. № 2. С. 22–29. DOI: [10.22184/2499-9407.2020.19.02.22.29](https://doi.org/10.22184/2499-9407.2020.19.02.22.29).
 4. Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю. Совершенствование математического, методического и алгоритмического обеспечения реализации укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. № 4. С. 15–24. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-4-15-24](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-4-15-24).
 5. Lin P., Li M., Kong X., Chen J., Huang G.Q., Wang M. Synchronisation for Smart Factory – Towards IoT-enabled Mechanisms // *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*. 2018. Vol. 31. № 7. P. 624–635. DOI: [10.1080/0951192X.2017.1407445](https://doi.org/10.1080/0951192X.2017.1407445).
 6. Суслов А.Г., Федонин О.Н., Медведев Д.М. Проектирование функционально ориентированных технологических процессов // *Вестник машиностроения*. 2019. № 9. С. 66–71. EDN: [TDBHLR](https://www.edn.ru/TDBHLR).
 7. Растегаев Е.В. Требования к САПР ТП в условиях параллельной инженерной разработки // *Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева*. 2019. № 4. С. 69–73. EDN: [KXJQUX](https://www.edn.ru/KXJQUX).
 8. Базров Б.М., Троицкий А.А. Система коэффициентов производственной технологичности конструкции изделия // *СТИН*. 2020. № 3. С. 22–26. EDN: [POUAVS](https://www.edn.ru/POUAVS).
 9. Вартанов М.В., Чушенков И.И. Методология оценки технологичности изделий машиностроения // *Станкоинструмент*. 2019. № 2. С. 14–23. DOI: [10.22184/2499-9407.2019.15.02.14.22](https://doi.org/10.22184/2499-9407.2019.15.02.14.22).
 10. Чигиринский Ю.Л. Математические методы в технологическом проектировании // *Научные технологии в машиностроении*. 2018. № 4. С. 13–20. EDN: [RRLRLZ](https://www.edn.ru/RRLRLZ).
 11. Li X., Zhang S., Huang B., Huang R., Xu C., Zhang Y. A survey of knowledge representation methods and applications in machining process planning // *International journal of advanced manufacturing technology*. 2018. Vol. 98. № 9-12. P. 3041–3059. DOI: [10.1007/s00170-018-2433-8](https://doi.org/10.1007/s00170-018-2433-8).
 12. Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю., Бокова Л.Г. Комплексный подход для выполнения технологической подготовки многономенклатурных механообрабатываемых производств на основе учета особенностей сборки высокоточных изделий // *Справочник. Инженерный журнал*. 2019. № 3. С. 35–42. DOI: [10.14489/hb.2019.03.pp.035-042](https://doi.org/10.14489/hb.2019.03.pp.035-042).
 13. Митин С.Г., Бочкарев П.Ю., Шалунов В.В., Разманов И.А. Определение рациональных уровней отсева вариантов проектных решений в системе автоматизированного планирования технологических процессов // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2021. № 3. С. 48–56. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-48-56](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-48-56).
 14. Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю. Формализация требований к высокоточным изделиям на этапах технологической подготовки механосборочных производств // *Научные технологии в машиностроении*. 2020. № 12. С. 39–45. DOI: [10.30987/2223-4608-2020-12-39-45](https://doi.org/10.30987/2223-4608-2020-12-39-45).
 15. Агафонова Е.Н., Захаров О.В. Классификация деталей машин с позиции их измерения // *Современные материалы, техника и технологии*. 2018. № 2. С. 12–16. EDN: [UPLJAY](https://www.edn.ru/UPLJAY).
 16. Гаер М.А., Шабалин А.В. Геометрическая классификация деталей при анализе сборок с пространственными допусками // *Известия МГТУ МАМИ*. 2008. № 2. С. 355–361. EDN: [LHTCCX](https://www.edn.ru/LHTCCX).
 17. Гаер М.А., Кузьмина Е.Ю. Конфигурационные многообразия квадратичных форм поверхностей деталей и сборок // *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2019. № 2. С. 49–66. DOI: [10.26731/1813-9108.2019.2\(62\).59-66](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2019.2(62).59-66).
 18. Лелюхин В.Е., Колесникова О.В. Анализ и расчет размерных цепей на основе графов размерных связей // *Вестник Инженерной школы Дальневосточного федерального университета*. 2015. № 4. С. 29–34. EDN: [VAXTID](https://www.edn.ru/VAXTID).
 19. Гречников Ф.В., Глушенко С.Ф. Проектирование технологических процессов сборки по критериям точности // *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва*. 2011. № 3-4. С. 38–43. EDN: [OWYQOT](https://www.edn.ru/OWYQOT).
 20. Chakraborty S., Chowdhury R. Graph-theoretic approach-assisted Gaussian process for nonlinear stochastic dynamic analysis under generalized loading // *Journal of Engineering Mechanics*. 2019. Vol. 145. № 12. Article number 04019105. DOI: [10.1061/\(ASCE\)EM.1943-7889.0001685](https://doi.org/10.1061/(ASCE)EM.1943-7889.0001685).

REFERENCES

1. Bazrov B.M. Classification of objects of technological preparation in the machining production. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2021, vol. 1047, no. 1, article number 12048. DOI: [10.1088/1757-899X/1047/1/012048](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1047/1/012048).
2. Suslov A.G., Fedonin O.N., Petreshin D.I. Basic fundamental to ensure and increase quality of mechanical engineering and aerospace products. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 4–10. DOI: [10.30987/1999-8775-2020-2020-2-4-10](https://doi.org/10.30987/1999-8775-2020-2020-2-4-10).
3. Vartanov M.V., Chung T.Ch. Assembly production: problems and solutions. *Stankoinstrument*, 2020, no. 2, pp. 22–29. DOI: [10.22184/2499-9407.2020.19.02.22.29](https://doi.org/10.22184/2499-9407.2020.19.02.22.29).
4. Nazaryev A.V., Bochkarev P.Yu. Improving mathematical, methodological, and algorithmic support of implementation of an enlarged block of design procedures for the analysis of requirements to the highly precise products assembly. *Science Vector of Togliatti State University*, 2020, no. 4, pp. 15–24. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-4-15-24](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-4-15-24).
5. Lin P., Li M., Kong X., Chen J., Huang G.Q., Wang M. Synchronisation for Smart Factory – Towards IoT-enabled Mechanisms. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 2018, vol. 31, no. 7, pp. 624–635. DOI: [10.1080/0951192X.2017.1407445](https://doi.org/10.1080/0951192X.2017.1407445).
6. Suslov A.G., Fedonin O.N., Medvedev D.M. Designing of functionally oriented technological processes. *Vestnik mashinostroeniya*, 2019, no. 9, pp. 66–71. EDN: [TDBHLR](https://www.edn.ru/TDBHLR).

7. Rastegaev E.V. Requirements to TP CAD in conditions of parallel engineering development. *Vestnik of P.A. Solovyov Rybinsk State Aviation Technical University*, 2019, no. 4, pp. 69–73. EDN: [KXJQUX](#).
8. Bazrov B.M., Troitsky A.A. Manufacturability of Products. *Russian Engineering Research*, 2020, vol. 40, no. 8, pp. 683–687. DOI: [10.3103/S1068798X20080055](#).
9. Vartanov M., Chushenkov I. Methodology for evaluating the manufacturability of engineering products. *Stankoinstrument*, 2019, no. 2, pp. 14–23. DOI: [10.22184/2499-9407.2019.15.02.14.22](#).
10. Tchigirinsky Yu.L. Mathematical methods in technological design. *Science intensive technologies in mechanical engineering*, 2018, no. 4, pp. 13–20. EDN: [RRLRLZ](#).
11. Li X., Zhang S., Huang B., Huang R., Xu C., Zhang Y. A survey of knowledge representation methods and applications in machining process planning. *International journal of advanced manufacturing technology*, 2018, vol. 98, no. 9–12, pp. 3041–3059. DOI: [10.1007/s00170-018-2433-8](#).
12. Nazaryev A.V., Bochkarev P.Yu., Bokova L.G. Complex approach to implementation of technological preparation of multiproduct machining productions by taking into account specifics of assembly of high-precision products. *Handbook. An Engineering Journal*, 2019, no. 3, pp. 35–42. DOI: [10.14489/hb.2019.03.pp.035-042](#).
13. Mitin S.G., Bochkarev P.Yu., Shalunov V.V., Razmanov I.A. Determination of sustainable levels of design alternatives selection in the workflow CAP system. *Science Vector of Togliatti State University*, 2021, no. 3, pp. 48–56. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-48-56](#).
14. Nazarev A.V., Bochkaryov P.Yu. Formalization of requirements to precision products at technological preparation stages of machine-assembly production. *Science intensive technologies in mechanical engineering*, 2020, no. 12, pp. 39–45. DOI: [10.30987/2223-4608-2020-12-39-45](#).
15. Agafonova E.N., Zakharov O.V. Classification of machine parts from position measurements. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*, 2018, no. 2, pp. 12–16. EDN: [UPLJAY](#).
16. Gaer M.A., Shabalin A.V. Geometrical divisibility of parts in analysis of assemblies with spatial tolerances. *Izvestiya MGTU "MAMI"*, 2008, no. 2, pp. 355–361. EDN: [LHTCCX](#).
17. Gaer M.A., Kuzmina E.Yu. Configuration varieties of square forms of surfaces details and assemblies. *Modern technologies. System analysis. Modeling*, 2019, no. 2, pp. 49–66. DOI: [10.26731/1813-9108.2019.2\(62\).59-66](#).
18. Lelyukhin V.E., Kolesnikova O.V. Analysis and calculation of dimensional chains based on dimensional bond graphs. *The Far Eastern Federal University: School of Engineering Bulletin*, 2015, no. 4, pp. 29–34. EDN: [VAXTID](#).
19. Grechnikov F.V., Tlustenko S.F. Design build process for the accuracy of eligibility. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*, 2011, no. 3–4, pp. 38–43. EDN: [OWYQOT](#).
20. Chakraborty S., Chowdhury R. Graph-theoretic-approach-assisted Gaussian process for nonlinear stochastic dynamic analysis under generalized loading. *Journal of Engineering Mechanics*, 2019, vol. 145, no. 12, article number 04019105. DOI: [10.1061/\(ASCE\)EM.1943-7889.0001685](#).

The development of methodological and mathematical tools for implementing the strategy of identifying critical requirements for assembling highly-precise goods

© 2022

Aleksandr V. Nazaryev^{*1,4}, PhD (Engineering), 1st category design engineer

Petr Yu. Bochkarev^{2,3,5}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor

¹Branch of the FSUE “Academician Pilyugin Scientific-Production Center of Automatics and Instrument-Building” – “Industrial Association “Korpus”, Saratov (Russia)

²Kamyshin Technological Institute (branch) of Volgograd State Technical University, Kamyshin (Russia)

³N.I. Vavilov Saratov State Agrarian University, Saratov (Russia)

*E-mail: alex121989@mail.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0610-6060>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0587-6338>

Received 06.06.2022

Accepted 27.08.2022

Abstract: The problem of improving the production of highly-precise devices and machines has primary importance. It is caused by the fact that the quality and accuracy of production of such devices impose increasingly stringent requirements, while standard approaches intended to ensure these criteria are insufficiently multipurpose. The developed approach – a complex of formalized design procedures for systems for accounting the requirements for the assembly of highly-precise goods when designing technological processes of mechanical treatment – allows solving these problems. However, it is necessary to develop additional solutions to ensure the relationship between the design and technological preproduction. The relevance of the study is in the solution of an important problem – the improvement of the procedure for carrying out the design-dimensional analysis within the system for accounting the requirements for the assembly of highly-precise products when designing technological processes of mechanical treatment. To solve this issue, the authors proposed the technique of component separation of a highly-precise good based on the identification of a base component / assembly unit and specified a mathematical model for the formation of a conjugation graph and a dimension graph,

which is necessary to identify critical (vital) requirements to assembly and carrying out the design-dimensional analysis. Introducing the proposed techniques will allow choosing rational technologies for producing parts at further stages of implementation of design procedures of the system for accounting the requirements for the assembly of highly-precise goods when designing technological processes of mechanical treatment. In turn, it will cause labor intensity reduction and cutting the time of production of highly-precise goods and will allow decreasing costs during design-technological preparation within the conditions of multiproduct manufacture.

Keywords: design-engineering preproduction; highly precise product; assembly; engineering dimensional analysis; base component; base assembly unit.

For citation: Nazaryev A.V., Bochkarev P.Yu. The development of methodological and mathematical tools for implementing the strategy of identifying critical requirements for assembling highly-precise goods. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 70–80. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-70-80.

Термическая стабильность и коррозионная стойкость ультрамелкозернистого высокоэнтروпийного сплава $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$

© 2022

*Нестеров Константин Михайлович**¹, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник НИИ физики перспективных материалов

*Фаррахов Рузиль Галиевич*², кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры электронной инженерии

*Аубакирова Вета Робертовна*³, кандидат технических наук,
старший преподаватель кафедры электронной инженерии

*Исламгалиев Ринат Кадыханович*⁴, доктор физико-математических наук, профессор,
профессор кафедры материаловедения и физики металлов

*Сиразеева Арина Ренадовна*⁵, студент

*Абуайяш Адхам*⁶, аспирант

Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

*E-mail: kmnesterov@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7053-3131>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6670-1537>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8483-6408>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6234-7363>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3841-2169>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0319-0992>

Поступила в редакцию 04.05.2022

Принята к публикации 24.11.2022

Аннотация: Одним из перспективных научных направлений, активно развивающихся в последнее время в материаловедении, является разработка и исследование высокоэнтропийных сплавов, содержащих несколько металлических элементов с концентрацией, близкой к эквимолярной. Интерес к ним вызван тем, что они способны демонстрировать повышенные механические и функциональные свойства. Вместе с тем другим перспективным направлением повышения прочностных свойств металлических материалов является измельчение их зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации. В настоящей работе оба этих подхода были использованы для формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в высокоэнтропийном сплаве $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$. Представлены результаты исследования структуры, прочности, термической стабильности и коррозионной стойкости высокоэнтропийного сплава, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Исследования структуры, проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии, показали, что применение ИПДК ведет к формированию УМЗ структуры со средним размером зерен менее 200 нм в зависимости от температуры обработки. В результате измерений микротвердости и механических испытаний на растяжение при комнатной температуре обнаружено, что после сильного измельчения зеренной структуры в высокоэнтропийном сплаве происходит повышение микротвердости и предела прочности более чем в 3 раза по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием. При этом УМЗ образцы высокоэнтропийного сплава проявили термическую стабильность микротвердости после отжига до температуры 500 °С. Электрохимические испытания, проведенные в водном растворе 3,5 % NaCl при температуре 37 °С, продемонстрировали высокую коррозионную стойкость УМЗ образцов высокоэнтропийного сплава.

Ключевые слова: термостабильность; термообработка; коррозионная стойкость; высокоэнтропийный сплав; интенсивная пластическая деформация кручением; коррозионные испытания; поляризационная кривая.

Благодарности: Р.К. Исламгалиев и К.М. Нестеров благодарны Российскому научному фонду за финансовую поддержку в рамках проекта № 22-23-00714.

Для цитирования: Нестеров К.М., Фаррахов Р.Г., Аубакирова В.Р., Исламгалиев Р.К., Сиразеева А.Р., Абуайяш А. Термическая стабильность и коррозионная стойкость ультрамелкозернистого высокоэнтропийного сплава $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$ // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 81–89. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-81-89.

ВВЕДЕНИЕ

Традиционный подход к созданию новых конструкционных материалов заключается в выборе одного основного элемента в качестве матрицы, которая легируется для получения желаемой комбинации механических и/или технологических свойств. В последние годы был предложен новый подход к созданию многокомпонентных сплавов, содержащих несколько элементов с концентрацией, близкой к эквимолярной [1–3]. Для

таких сплавов характерны повышенные по сравнению с традиционными сплавами значения энтропии смешения, в связи с чем они получили название высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). Повышенное значение энтропии в ВЭС объясняется тем, что энтропия смешения между растворенными компонентами максимальна, когда эти компоненты находятся в эквимолярной концентрации. Вследствие этого в ряде ВЭС формируются однофазные твердые растворы, которые имеют простую ОЦК или ГЦК решетку. В зависимости от химического

состава ВЭС способны демонстрировать повышенные функциональные свойства, такие как твердость, износостойкость, высокотемпературная прочность, коррозионная стойкость и сверхпластичность [4–6].

Вместе с тем новые возможности в направлении регулирования функциональных свойств металлов и сплавов открывает формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [7–9], в основе которых лежит применение больших деформаций сдвигом в условиях высоких давлений и относительно низких гомологических температур. Известно, что методами ИПД можно измельчить зерно до размеров менее 300 нм в различных металлах и сплавах [9; 10]. При этом, используя дополнительную термообработку УМЗ образцов, можно существенно повысить прочность и предел выносливости металлических материалов.

Следует отметить, что применение ИПД обработки к высокоэнтропийным сплавам для формирования УМЗ структуры пока не изучено, и, соответственно, в литературе не представлена информация о структуре и свойствах ультрамелкозернистых ВЭС.

Известны работы, в которых приведены результаты исследований структуры и свойств высокоэнтропийных сплавов [11–14], однако в них представлены экспериментальные данные в основном для образцов в крупнозернистом и литом состоянии. В [15] использованы большие пластические деформации применительно к высокоэнтропийному сплаву AlCrFeCoNiCu, но рассмотрены только вопросы структурно-фазовых превращений в процессе деформационной обработки.

Вместе с тем многие ВЭС содержат Co в значительных концентрациях, что нежелательно для их применения в ядерных реакторах с точки зрения нейтронной активации и управления радиационными отходами. Поэтому недавно был разработан новый однофазный сплав системы FeMnNiCr с заменой Co на Mn, который показал значительную стойкость к радиационным повреждениям [16]. Вследствие этого в настоящем исследовании в качестве исходного материала использован высокоэнтропийный сплав FeNiMnCr, который способен демонстрировать повышенную радиационную стойкость [17].

Чтобы повысить прочностные и функциональные свойства металлических материалов, часто используются различные методы деформационной и термомеханической обработки для формирования необходимых микроструктур. В частности, для повышения прочностных свойств металлических материалов применяются различные научно-технические подходы, которые базируются на принципах твердорастворного, дисперсионного и зернограничного упрочнения. Среди них особый интерес вызывает формирование УМЗ структуры методами ИПД, в основе которых лежит применение больших пластических деформаций в условиях повышенных давлений и относительно низких гомологических температур [9].

Как показано в работах [7; 8], применение ИПД способствует не только измельчению зеренной структуры в феррит-мартенситных и аустенитных сталях, но и повышению доли специальных границ и, соответственно, деформационному двойникованию. С другой стороны, известно, что двойники обладают способностью накап-

ливать и удерживать движущиеся в процессе пластической деформации дислокации. Поэтому в материалах с большим количеством двойников часто наблюдается значительное повышение прочностных свойств. Известно также, что двойниковые границы являются частью специальных границ, объемную долю которых можно зафиксировать с помощью исследований методом дифракции обратно рассеянных электронов. При этом на примере феррит-мартенситной стали недавно было продемонстрировано, что повышение доли специальных границ в УМЗ образцах до 7 % позволяет дополнительно увеличить предел прочности более чем на 30 % [8]. Вместе с тем доля специальных границ сильно зависит от температуры и энергии дефекта упаковки, которая, в свою очередь, практически не исследована в высокоэнтропийных сплавах.

Экспериментальные исследования свидетельствуют, что УМЗ металлы и сплавы, полученные методами интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), демонстрируют невысокую термическую стабильность зеренной структуры вследствие наличия большого количества границ зерен [9]. В частности, в УМЗ Cu и Ni значительный рост зерен наблюдается начиная с температуры $0,4T_{пл}$, а в алюминиевых сплавах – с температуры $0,5T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления.

УМЗ структура в металлических материалах может быть стабилизирована несколькими путями. Во-первых, за счет уменьшения подвижности границ зерен путем введения дополнительных препятствий на пути миграции границ, таких как частицы выделений [23]. Очевидно, что в этом случае в структуре материала должно быть большое количество ультрадисперсных частиц, термически стабильных при повышенных температурах.

Во-вторых, УМЗ структуры могут быть стабилизированы за счет снижения энергии границ зерен [23]. Это может быть достигнуто путем сегрегации легирующих элементов на границах зерен, которые снижают энергию упругих напряжений. При этом для повышения термической стабильности границ зерен атомный радиус легирующих элементов должен быть намного больше или намного меньше атомного радиуса основного элемента матрицы, а повышенное содержание легирующих элементов будет способствовать снижению энергии границ зерен до минимума.

В случае высокоэнтропийных сплавов наблюдается фазовая стабильность материала при нагреве, которая достигается тем, что для формирования сплава подбираются химические элементы, имеющие близкий атомный радиус. Вместе с тем в них содержится близкая к эквивалентной концентрация входящих в сплав элементов. При этом термическая стабильность УМЗ структуры в ВЭС еще не исследована.

После применения методов ИПД для формирования УМЗ структуры в материале образуется большое количество дефектов кристаллической структуры в виде границ зерен и повышенной плотности дислокаций, которые являются центрами коррозионного растворения материала. На скорость коррозии металлических материалов может повлиять также наличие дисперсных частиц, которые играют роль катода в гальванической паре с матрицей. Но вместе с тем считается, что высокоэнтропийные сплавы обладают высокой фазовой стабильностью и дисперсные частицы могут появиться

только в случае заметного отклонения химического состава от эквивалентного содержания химических элементов, формирующих сплав.

Цель работы – исследование влияния ультрамелкозернистой структуры на повышение прочности, термическую стабильность и коррозионную стойкость высокоэнтропийного сплава FeMnNiCr.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходного материала для исследования был выбран высокоэнтропийный сплав Fe₃₀Ni₃₀Mn₃₀Cr₁₀. Диски диаметром 20 мм и толщиной 2 мм отрезали от исходных литых прутков, которые затем подвергали кручению под высоким давлением (6 ГПа) при 20 и 300 °С с числом оборотов, равным 10.

Исследования микроструктуры проводили в просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги готовили методом двухсторонней струйной электрополировки на установке TenuPol-5 с использованием электролита следующего состава: 10 % хлорной кислоты и 90 % бутанола. Полировку проводили при температуре –25 °С и напряжении 45 В.

Для исследования термической стабильности образцов измеряли микротвердость после отжига в муфельной печи Nabertherm в диапазоне температур 200–700 °С с выдержкой по 30 мин. Микротвердость (HV) определяли методом Виккерса на приборе MicroMet 5101 с нагрузкой 1 Н и временем выдержки 10 с.

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре. Плоские образцы с размерами рабочей части 4×1×0,5 мм³ были деформированы со скоростью нагружения 10^{–3} с^{–1}. На каждое состояние было испытано по 3 образца.

Электрохимические испытания проводили в водном растворе 3,5 % NaCl при 37 °С на электрохимической станции Р-5Х («Элинс», Россия). Измерение электродного потенциала проводилось в течение 2 ч для достижения установившегося значения. Потенциодинамическую поляризацию (ПДП) проводили в диапазоне от –600 до +400 мВ относительно потенциала разомкнутой цепи со скоростью сканирования 0,25 мВ/с. В качестве эталона использовали хлорсеребряный электрод, заполненный 3,5 М раствором KCl. Противозлектрод представлял собой графитовый стержень. Результаты ПДП рассчитывали по методу Тафеля [18]. Поляризационное сопротивление R_p рассчитывали по наклону поляризационной кривой ±10 мВ относительно потенциала свободной коррозии.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Типичные ПЭМ изображения структуры образца, подвергнутого ИПДК при температуре 20 °С и дополнительной термической обработке (ТО) при температуре 450 °С (в дальнейшем это состояние будет обозначено как ИПДК20+ТО450, для других состояний будет использовано обозначение ИПДК x +ТО y , где x и y – температура), свидетельствовали об измельчении зеренной структуры до среднего размера зерен ~100 нм (рис. 1 а). При этом в структуре были видны многочисленные

двойники деформации (рис. 1 а, 1 б). Обработка ИПДК при температуре 300 °С и дополнительный отжиг при температуре 450 °С (в дальнейшем ИПДК300+ТО450) привели к формированию среднего размера зерна 200 нм (рис. 1 с). Наиболее крупные зерна достигали размера 500 нм, что свидетельствовало о начале процессов рекристаллизации при данной температуре обработки. Двойники в структуре сохранились, но их плотность немного уменьшилась (рис. 1 d).

Исследования термической стабильности показали, что максимальная микротвердость 6009 МПа достигнута на образце, подвергнутом обработке ИПДК300+ТО450 (рис. 2), что выше прочности образца в исходном состоянии более чем в 3 раза (1915 МПа). Максимальная микротвердость образца, подвергнутого обработке ИПДК20+ТО450, достигла 4208 МПа.

Механические испытания на растяжение также подтверждают достижение максимальной прочности на образце, подвергнутом ИПДК300+ТО450 (таблица 1). Прочность (временное сопротивление разрыву) у образца ИПДК300+ТО450 составила 1331 МПа, а у исходного образца, подвергнутого отжигу при температуре 450 °С, – 462 МПа.

Относительное удлинение до разрушения у исходного образца составило 63 %, в то время как у образца ИПДК300+ТО450 оно было равно 0,7 %.

На рис. 3 и рис. 4 показаны результаты электрохимических испытаний в виде зависимостей электродных потенциалов от времени и поляризационных кривых. В таблице 2 представлены результаты расчета коррозионных параметров образцов по поляризационным кривым.

Электродные потенциалы всех образцов стабилизируются примерно за 2 ч и находятся в диапазоне от –0,39 до –0,33 В. Для всех образцов наблюдаются колебания электродного потенциала в начальный момент времени и заметна тенденция к снижению, прежде чем он стабилизируется. Колебания могут быть связаны с локальным растворением оксидной пленки и накоплением продуктов коррозии, что в итоге приводит к пассивации поверхности и стабилизации электродного потенциала.

Как видно из таблицы 2, условия обработки значительно влияют на ЭДС свободной коррозии E_{corr} . Больше значение E_{corr} свидетельствует о пассивации поверхности, а меньшее, напротив, об активации.

Наилучшую коррозионную стойкость (наименьшее значение i_{corr}) имел образец в исходном состоянии после дополнительного отжига 450 °С (таблица 2).

После обработки ИПДК20 и ИПДК300 наблюдалось увеличение тока коррозии и снижение поляризационного сопротивления R_p по сравнению с исходным образцом, свидетельствующее об активации поверхности в связи с большим количеством дефектов кристаллической решетки в ИПДК-образцах.

Применение обработки ИПДК20+ТО450 и ИПДК300+ТО450 позволило сохранить ток коррозии и ЭДС свободной энергии на уровне коррозионной стойкости исходного образца, но при этом снизилось поляризационное сопротивление R_p .

Термическая обработка исходного образца при более высокой температуре 700 °С привела к снижению коррозионной стойкости: наблюдалось минимальное

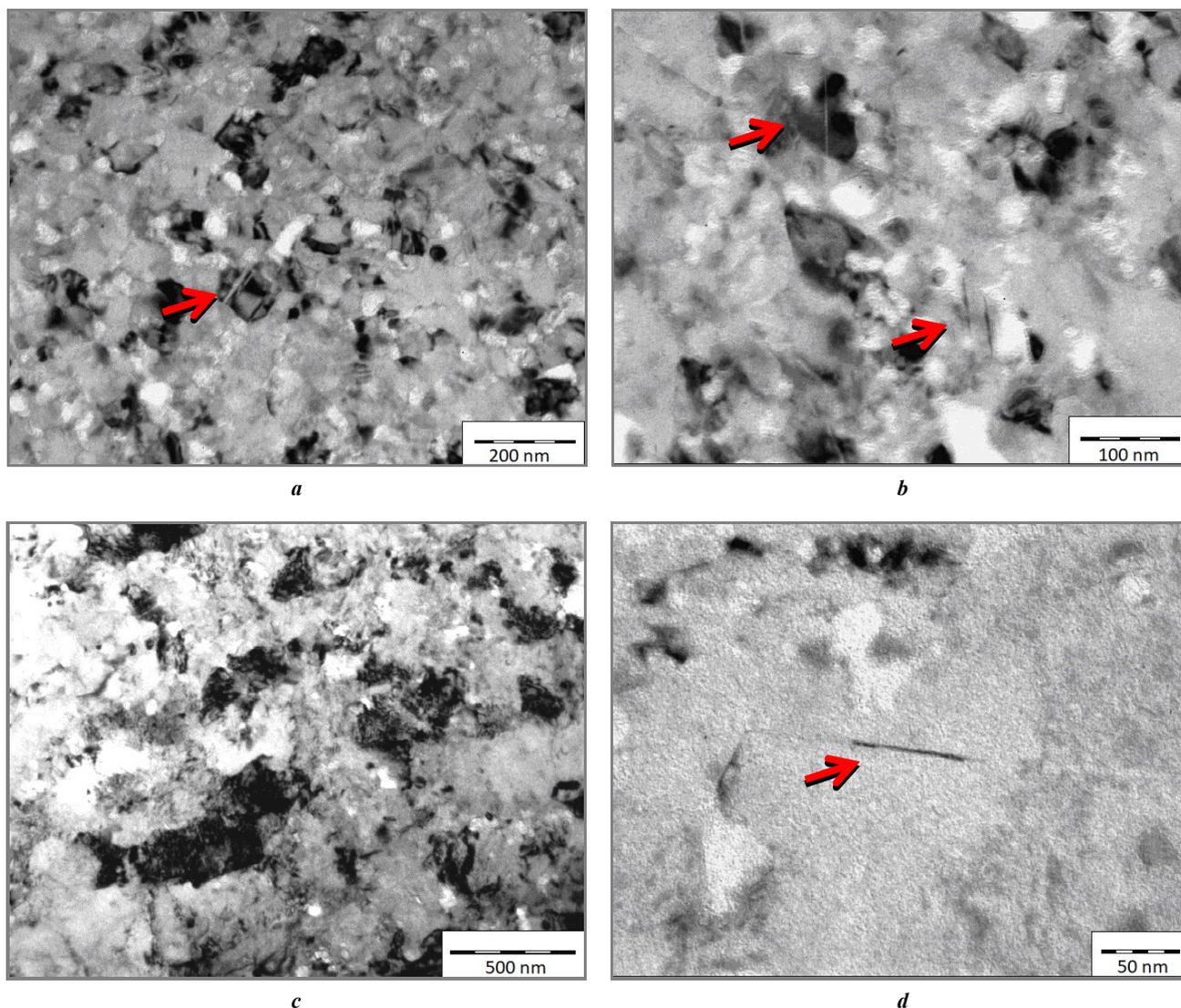


Рис. 1. ПЭМ изображения микроструктуры высокоэнтروпийного сплава после ИПДК при температуре 20 °С и дополнительного отжига при температуре 450 °С (а, б); после ИПДК при температуре 300 °С и дополнительного отжига при температуре 450 °С (с, д)

Fig. 1. TEM-images of the high-entropy alloy structure after HPT at temperature of 20 °C and additional annealing at temperature of 450 °C (a, b); after HPT at temperature of 300 °C and additional annealing at temperature of 450 °C (c, d)

значение E_{corr} , высокое значение тока коррозии i_{corr} и минимальное значение поляризационного сопротивления R_p .

Вместе с тем образцы ИПДК20+ТО700 и ИПДК300+ТО700 проявили лучшую коррозионную стойкость по всем параметрам (меньшие значения E_{corr} , i_{corr} и большее значение R_p) по сравнению с исходным образцом, подвергнутым термической обработке при той же температуре 700 °С.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследования методом ПЭМ показали, что в результате обработок ИПДК20+ТО450 и ИПДК300+ТО450 в сплаве $Fe_{30}Ni_{30}Mn_{30}Cr_{10}$ существенно измельчилась зеренная структура до размера зерен 100–200 нм, в структуре появились двойники деформации. Измель-

чение зеренной структуры после обработки методом ИПДК типично для металлических материалов. При этом минимальный средний размер зерна зависит от типа кристаллической решетки, твердости материала и температуры плавления.

Появление двойников деформации в высокоэнтропийном сплаве после обработки методом ИПДК может свидетельствовать о невысоких значениях энергии дефекта упаковки, поскольку материалы с низкой энергией дефекта упаковки проявляют склонность к двойникованию [19].

После измельчения зеренной структуры методом ИПДК и дополнительного отжига образцы проявили повышенные значения микротвердости и предела прочности. При этом они имели малую пластичность.

Возможными механизмами упрочнения в образце ИПДК300+ТО450 очевидно являются зернограничное

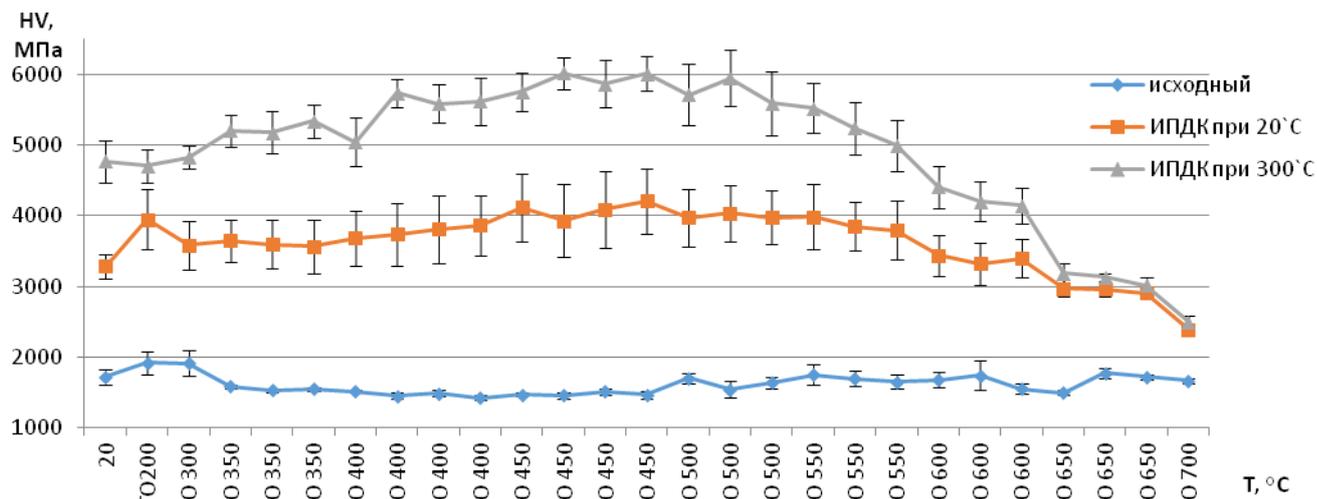


Рис. 2. Зависимость микротвердости от температуры отжига высокоэнтропийного сплава $Fe_{30}Ni_{30}Mn_{30}Cr_{10}$ после различных обработок

Fig. 2. The dependence of microhardness on the annealing temperature of the $Fe_{30}Ni_{30}Mn_{30}Cr_{10}$ high-entropy alloy after various treatments

Таблица 1. Результаты механических испытаний на растяжение
Table 1. The results of tensile tests

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Исходное+ТО450	462	160	63,2
ИПДК300+ТО450	1331	1300	0,7

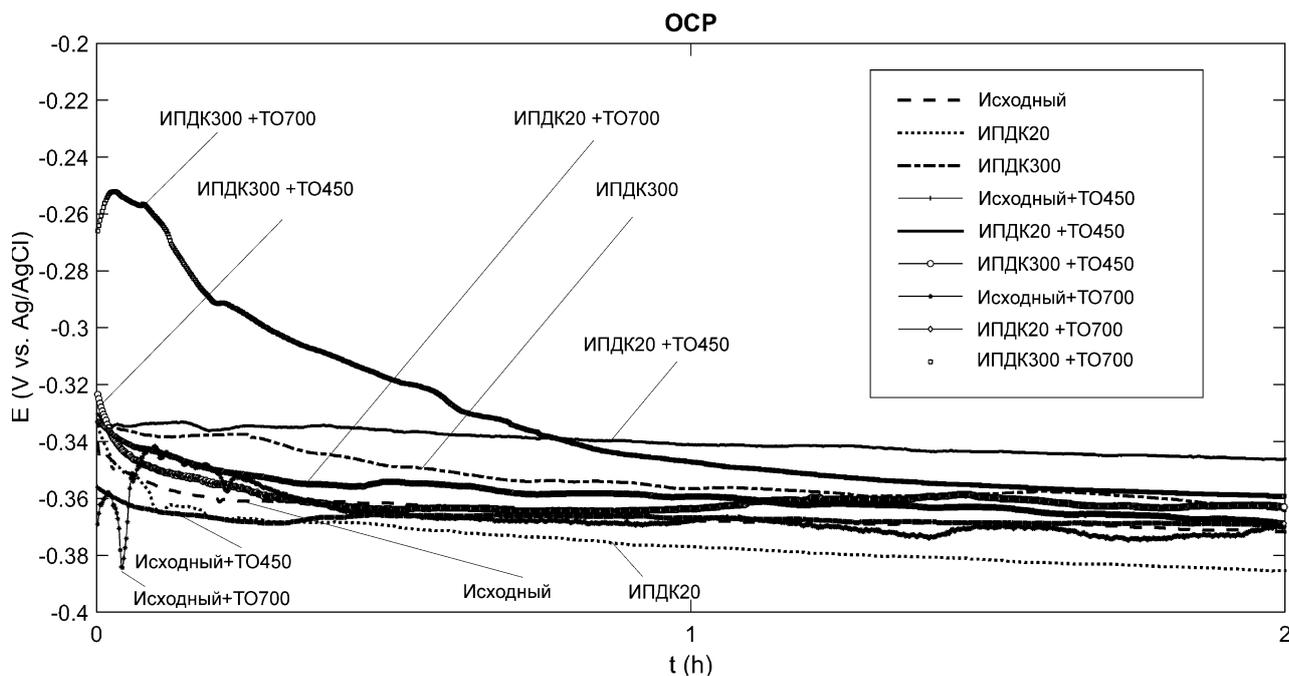


Рис. 3. Электродные потенциалы, полученные в результате электрохимических испытаний
Fig. 3. Corrosion potentials obtained as a result of electrochemical tests

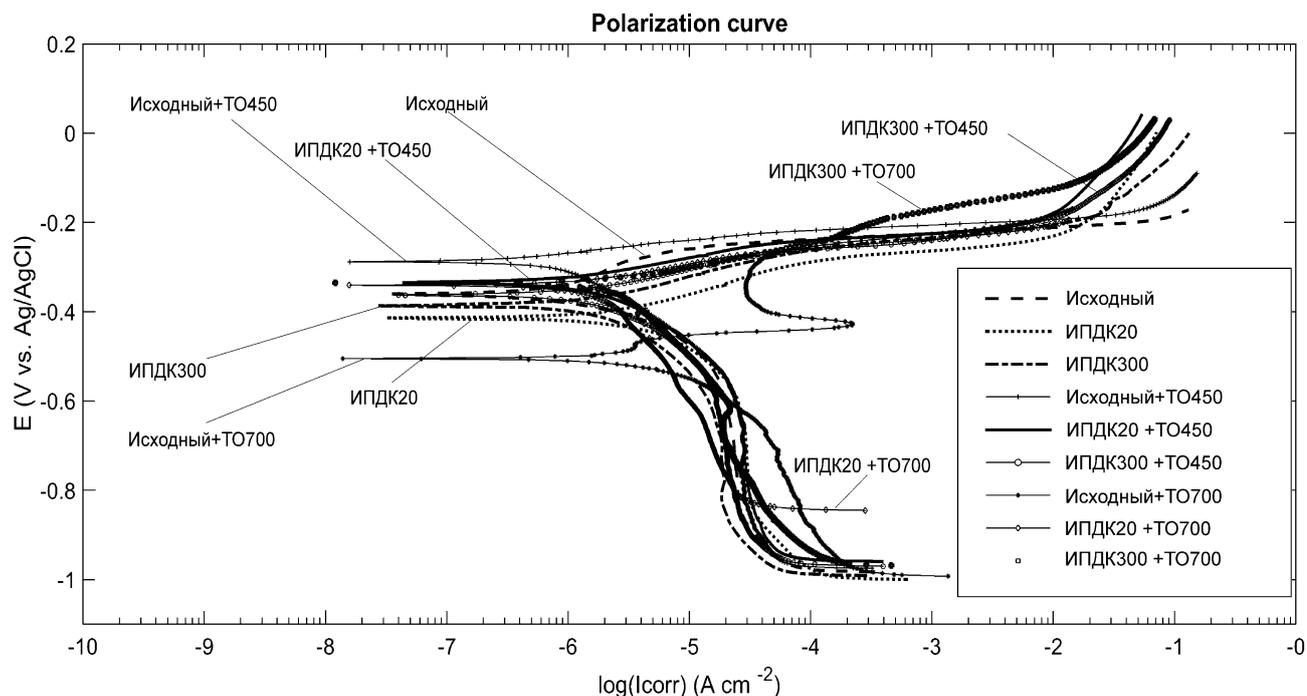


Рис. 4. Поляризационные кривые, полученные в результате электрохимических испытаний
 Fig. 4. Polarization curves obtained as a result of electrochemical tests

Таблица 2. Результаты расчета коррозионных параметров
 Table 2. The results of corrosion parameters calculation

Код образца	E_{corr} В	i_{corr} А/см ²	R_p , Ом·см ²
Исходный	-0,361±0,12	$1,91 \cdot 10^{-6} \pm 1,12 \cdot 10^{-7}$	$2,15 \cdot 10^4 \pm 0,23 \cdot 10^4$
ИПДК20	-0,414±0,10	$5,68 \cdot 10^{-6} \pm 3,42 \cdot 10^{-7}$	$6,90 \cdot 10^3 \pm 0,29 \cdot 10^3$
ИПДК300	-0,387±0,03	$2,50 \cdot 10^{-6} \pm 1,87 \cdot 10^{-7}$	$1,13 \cdot 10^4 \pm 0,11 \cdot 10^4$
Исходный+ТО450	-0,288±0,05	$0,96 \cdot 10^{-6} \pm 0,59 \cdot 10^{-7}$	$1,99 \cdot 10^4 \pm 0,41 \cdot 10^4$
ИПДК20+ТО450	-0,335±0,06	$1,86 \cdot 10^{-6} \pm 3,54 \cdot 10^{-7}$	$1,15 \cdot 10^4 \pm 6,28 \cdot 10^3$
ИПДК300+ТО450	-0,362±0,08	$2,23 \cdot 10^{-6} \pm 1,44 \cdot 10^{-7}$	$1,15 \cdot 10^4 \pm 5,40 \cdot 10^3$
Исходный+ТО700	-0,505±0,04	$6,10 \cdot 10^{-6} \pm 3,84 \cdot 10^{-7}$	$5,08 \cdot 10^3 \pm 0,49 \cdot 10^3$
ИПДК20+ТО700	-0,341±0,11	$1,64 \cdot 10^{-6} \pm 7,84 \cdot 10^{-7}$	$5,34 \cdot 10^3 \pm 0,67 \cdot 10^3$
ИПДК300+ТО700	-0,335±0,10	$2,79 \cdot 10^{-6} \pm 5,28 \cdot 10^{-7}$	$5,49 \cdot 10^3 \pm 0,46 \cdot 10^3$

упрочнение в соответствии с соотношением Холла – Петча [20], а также упрочнение за счет двойникования, поскольку в структуре образца были обнаружены двойники деформации, которые отсутствовали в исходном состоянии (рис. 1).

Уменьшение пластичности может быть связано с уменьшением среднего размера зерна в нанометрическую область, которое ведет к ограничению механизма дислокационного скольжения, часто наблюдаемого в УМЗ материалах [9]. Вместе с тем известно, что на пластич-

ность сплавов, содержащих двойники, дополнительное влияние могут оказывать также процессы двойникования [21]. Но в образце ИПДК300+ТО450 количества двойников видимо недостаточно для развития пластичности, которое наблюдается в TWIP-материалах [19].

В результате коррозионных испытаний было установлено, что образцы ИПДК20+ТО450, ИПДК300+ТО450 имеют достаточно высокую коррозионную стойкость, сравнимую с коррозионной стойкостью исходных образцов.

В целом следует отметить, что в высокоэнтропийных сплавах наблюдается высокая коррозионная стойкость, сопоставимая с коррозионной стойкостью нержавеющей стали 304L [22]. При этом измельчение зеренной структуры до размера зерна 100–200 нм в исследуемом высокоэнтропийном сплаве $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$ способствует повышению прочности образцов при сохранении их коррозионной стойкости.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Формирование ультрамелкозернистой структуры со средним размером зерна 100–200 нм в высокоэнтропийном сплаве $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$ путем применения интенсивной пластической деформации кручением и последующей термообработки позволило достигнуть значений прочности 1331 МПа и микротвердости 6009 МПа, что выше соответствующих значений образца в исходном состоянии более чем в 3 раза.

Ультрамелкозернистые образцы сплава $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$ сохраняют термическую стабильность микротвердости до температуры 450 °С и обладают высокой коррозионной стойкостью, сопоставимой с коррозионной стойкостью исходных образцов высокоэнтропийного сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Громов В.Е., Шлярова Ю.А., Коновалов С.В., Воробьев С.В., Перегудов О.А. Применение высокоэнтропийных сплавов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 10. С. 747–754. DOI: [10.17073/0368-0797-2021-10-747-754](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-747-754).
- Anaman S.Y., Ansah S., Cho H.-H., Jo M.-G., Suh J.-Y., Kang M., Lee J.-S., Hong S.-T., Han H.N. An investigation of the microstructural effects on the mechanical and electrochemical properties of a friction stir processed equiatomic CrMnFeCoNi high entropy alloy // Journal of Materials Science and Technology. 2021. Vol. 87. P. 60–73. DOI: [10.1016/j.jmst.2021.01.043](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.01.043).
- Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review // Materials Research Letters. 2014. Vol. 2. № 3. P. 107–123. DOI: [10.1080/21663831.2014.912690](https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690).
- Chen S.-T., Tang W.-Y., Kuo Y.-F., Chen S.-Y., Tsau C.-H., Shun T.-T., Yeh J.-W. Microstructure and properties of age-hardenable $\text{Al}_x\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ alloys // Materials Science and Engineering A. 2010. Vol. 527. № 21–22. P. 5818–5825. DOI: [10.1016/j.msea.2010.05.052](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.052).
- Tong C.-J., Chen M.-R., Chen S.-K., Yeh J.-W., Shun T.-T., Lin S.-J., Chang S.-Y. Mechanical performance of the $\text{Al}_x\text{CoCrCuFeNi}$ high-entropy alloy system with multiprincipal elements // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2005. Vol. 36. № 5. P. 1263–1271. DOI: [10.1007/s11661-005-0218-9](https://doi.org/10.1007/s11661-005-0218-9).
- Mary S.J., Nagalakshmi R., Eshiba R. High entropy alloys properties and its applications – an overview // European Chemical Bulletin. 2015. Vol. 4. № 6. P. 279–284. DOI: [10.17628/ecb.2015.4.279-284](https://doi.org/10.17628/ecb.2015.4.279-284).
- Sitdikov V.D., Islamgaliev R.K., Nikitina M.A., Sitdikova G.F. Comprehensive use of X-ray techniques to study the structure of ultrafine-grained ferritic/martensitic steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2019. Vol. 28. № 11. P. 7109–7118. DOI: [10.1007/s11665-019-04440-1](https://doi.org/10.1007/s11665-019-04440-1).
- Islamgaliev R.K., Nikitina M.A., Ganeev A.V., Sitdikov V.D. Strengthening mechanisms in ultrafine-grained martensitic steel // Materials Science and Engineering A. 2019. Vol. 744. P. 163–170. DOI: [10.1016/j.msea.2018.11.141](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.141).
- Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. СПб.: Эко-Вектор, 2017. 480 с.
- Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 4. С. 249–258. DOI: [10.17073/0368-0797-2021-4-249-258](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258).
- Sathiyamoorthi P., Kim H.S. High-entropy alloys with heterogeneous microstructure: Processing and mechanical properties // Progress in Materials Science. 2022. Т. 123. Article number 100709. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100709](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100709).
- Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Materialia. 2017. Vol. 122. P. 448–511. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.08.081](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081).
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Materials Science and Engineering A. 2004. Vol. 375–377. № 1–2 SPEC ISS. P. 213–218. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.257](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257).
- Klimova M., Shaysultanov D., Semenyuk A., Zhrebetsov S., Stepanov N. Effect of carbon on recrystallised microstructures and properties of CoCrFeMnNi-type high-entropy alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 851. Article number 156839. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.156839](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156839).
- Kourov N.I., Pushin V.G., Korolev A.V., Knyazev Y.V., Ivchenko M.V., Ustyugov Y.M. Peculiar features of physical properties of the rapid quenched AlCrFeCoNiCu high-entropy alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 636. P. 304–309. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.12.012](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.012).
- Kumar N.A.P.K., Li C., Leonard K.J., Bei H., Zinkle S.J. Microstructural stability and mechanical behavior of FeNiMnCr high entropy alloy under ion irradiation // Acta Materialia. 2016. Vol. 113. P. 230–244. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.05.007](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.007).
- Hoffman A., He L., Luebke M., Pommerenke H., Duan J., Cao P., Sridharan K., Lu Z., Wen H. Effects of Al and Ti additions on irradiation behavior of FeMnNiCr multiprincipal-element alloy // JOM. 2020. Vol. 72. № 1. P. 150–159. DOI: [10.1007/s11837-019-03871-4](https://doi.org/10.1007/s11837-019-03871-4).
- Scully J.R. Polarization resistance method for determination of instantaneous corrosion rates // Corrosion. 2000. Vol. 56. № 2. P. 199–217. DOI: [10.5006/1.3280536](https://doi.org/10.5006/1.3280536).
- De Cooman B.C., Estrin Y., Kim S.K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels // Acta Materialia. 2018. Vol. 142. P. 283–362. DOI: [10.1016/j.actamat.2017.06.046](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046).
- Gigax J.G., El-Atwani O., McCulloch Q., Aytuna B., Efe M., Fensin S., Maloy S.A., Li N. Micro-

- and mesoscale mechanical properties of an ultra-fine grained CrFeMnNi high entropy alloy produced by large strain machining // *Scripta Materialia*. 2020. Vol. 178. P. 508–512. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2019.11.042](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.11.042).
21. Huang S., Huang H., Li W., Kim D., Lu S., Li X., Holmström E., Kwon S.K., Vitos L. Twinning in metastable high-entropy alloys // *Nature Communications*. 2018. Vol. 9. № 1. Article number 2381. DOI: [10.1038/s41467-018-04780-x](https://doi.org/10.1038/s41467-018-04780-x).
 22. Hsu Y.J., Chiang W.C., Wu J.K. Corrosion behavior of FeCoNiCrCux high-entropy alloys in 3.5% sodium chloride solution // *Materials Chemistry and Physics*. 2005. Vol. 92. № 1. P. 112–117. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2005.01.001](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2005.01.001).
 23. Koch C.C., Scattergood R.O., Darling K.A., Semones J.E. Stabilization of nanocrystalline grain sizes by solute additions // *Journal of Materials Science*. 2008. Vol. 43. № 23-24. P. 7264–7272. DOI: [10.1007/s10853-008-2870-0](https://doi.org/10.1007/s10853-008-2870-0).
- ### REFERENCES
1. Gromov V.E., Shlyarova Y.A., Vorob'ev S.V., Kononov S.V., Peregudov O.A. Application of high-entropy alloys. *Steel in Translation*, 2021, vol. 51, no. 10, pp. 700–704. DOI: [10.17073/0368-0797-2021-10-747-754](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-10-747-754).
 2. Anaman S.Y., Ansah S., Cho H.-H., Jo M.-G., Suh J.-Y., Kang M., Lee J.-S., Hong S.-T., Han H.N. An investigation of the microstructural effects on the mechanical and electrochemical properties of a friction stir processed equiatomic CrMnFeCoNi high entropy alloy. *Journal of Materials Science and Technology*, 2021, vol. 87, pp. 60–73. DOI: [10.1016/j.jmst.2021.01.043](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.01.043).
 3. Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*, 2014, vol. 2, no. 3, pp. 107–123. DOI: [10.1080/21663831.2014.912690](https://doi.org/10.1080/21663831.2014.912690).
 4. Chen S.-T., Tang W.-Y., Kuo Y.-F., Chen S.-Y., Tsau C.-H., Shun T.-T., Yeh J.-W. Microstructure and properties of age-hardenable Al_xCrFe_{1.5}MnNi_{0.5} alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 21-22, pp. 5818–5825. DOI: [10.1016/j.msea.2010.05.052](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.052).
 5. Tong C.-J., Chen M.-R., Chen S.-K., Yeh J.-W., Shun T.-T., Lin S.-J., Chang S.-Y. Mechanical performance of the Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloy system with multiprincipal elements. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2005, vol. 36, no. 5, pp. 1263–1271. DOI: [10.1007/s11661-005-0218-9](https://doi.org/10.1007/s11661-005-0218-9).
 6. Mary S.J., Nagalakshmi R., Eshiba R. High entropy alloys properties and its applications – an overview. *European Chemical Bulletin*, 2015, vol. 4, no. 6, pp. 279–284. DOI: [10.17628/ecb.2015.4.279-284](https://doi.org/10.17628/ecb.2015.4.279-284).
 7. Sitdikov V.D., Islamgaliev R.K., Nikitina M.A., Sitdikova G.F. Comprehensive use of X-ray techniques to study the structure of ultrafine-grained ferritic/martensitic steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, vol. 28, no. 11, pp. 7109–7118. DOI: [10.1007/s11665-019-04440-1](https://doi.org/10.1007/s11665-019-04440-1).
 8. Islamgaliev R.K., Nikitina M.A., Ganeev A.V., Sitdikov V.D. Strengthening mechanisms in ultrafine-grained martensitic steel. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 744, pp. 163–170. DOI: [10.1016/j.msea.2018.11.141](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.141).
 9. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Lengdon T.Dzh. *Obemnyye nanostrukturnye materialy: fundamentalnye osnovy i primeneniya* [Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications]. Sankt Petersburg, Eko-Vektor Publ., 2017. 480 p.
 10. Osintsev K.A., Gromov V.E., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. High-entropy alloys: structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2021, vol. 64, no. 4, pp. 249–258. DOI: [10.17073/0368-0797-2021-4-249-258](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258).
 11. Sathiyamoorthi P., Kim H.S. High-entropy alloys with heterogeneous microstructure: Processing and mechanical properties. *Progress in Materials Science*, 2022, vol. 123, article number 100709. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100709](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100709).
 12. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 2017, vol. 122, pp. 448–511. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.08.081](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081).
 13. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2004, vol. 375-377, no. 1-2 SPEC ISS, pp. 213–218. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.257](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257).
 14. Klimova M., Shaysultanov D., Semenyuk A., Zherebtsov S., Stepanov N. Effect of carbon on recrystallised microstructures and properties of CoCrFeMnNi-type high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 851, article number 156839. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.156839](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156839).
 15. Kourov N.I., Pushin V.G., Korolev A.V., Knyazev Y.V., Ivchenko M.V., Ustyugov Y.M. Peculiar features of physical properties of the rapid quenched AlCrFeCoNiCu high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 636, pp. 304–309. DOI: [10.1016/j.jallcom.2014.12.012](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.012).
 16. Kumar N.A.P.K., Li C., Leonard K.J., Bei H., Zinkle S.J. Microstructural stability and mechanical behavior of FeNiMnCr high entropy alloy under ion irradiation. *Acta Materialia*, 2016, vol. 113, pp. 230–244. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.05.007](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.05.007).
 17. Hoffman A., He L., Luebbe M., Pommerenke H., Duan J., Cao P., Sridharan K., Lu Z., Wen H. Effects of Al and Ti additions on irradiation behavior of FeMnNiCr multi-principal-element alloy. *JOM*, 2020, vol. 72, no. 1, pp. 150–159. DOI: [10.1007/s11837-019-03871-4](https://doi.org/10.1007/s11837-019-03871-4).
 18. Scully J.R. Polarization resistance method for determination of instantaneous corrosion rates. *Corrosion*, 2000, vol. 56, no. 2, pp. 199–217. DOI: [10.5006/1.3280536](https://doi.org/10.5006/1.3280536).
 19. De Cooman B.C., Estrin Y., Kim S.K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia*, 2018, vol. 142, pp. 283–362. DOI: [10.1016/j.actamat.2017.06.046](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.046).
 20. Gigax J.G., El-Atwani O., McCulloch Q., Aytuna B., Efe M., Fensin S., Maloy S.A., Li N. Micro- and mesoscale mechanical properties of an ultra-fine grained CrFeMnNi high entropy alloy produced by

- large strain machining. *Scripta Materialia*, 2020, vol. 178, pp. 508–512. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2019.11.042](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.11.042).
21. Huang S., Huang H., Li W., Kim D., Lu S., Li X., Holmström E., Kwon S.K., Vitos L. Twinning in metastable high-entropy alloys. *Nature Communications*, 2018, vol. 9, no. 1, article number 2381. DOI: [10.1038/s41467-018-04780-x](https://doi.org/10.1038/s41467-018-04780-x).
22. Hsu Y.J., Chiang W.C., Wu J.K. Corrosion behavior of FeCoNiCrCux high-entropy alloys in 3.5% sodium chloride solution. *Materials Chemistry and Physics*, 2005, vol. 92, no. 1, pp. 112–117. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2005.01.001](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2005.01.001).
23. Koch C.C., Scattergood R.O., Darling K.A., Semones J.E. Stabilization of nanocrystalline grain sizes by solute additions. *Journal of Materials Science*, 2008, vol. 43, no. 23–24, pp. 7264–7272. DOI: [10.1007/s10853-008-2870-0](https://doi.org/10.1007/s10853-008-2870-0).

Thermal stability and corrosion resistance of ultrafine-grained high-entropy Fe₃₀Ni₃₀Mn₃₀Cr₁₀ alloy

© 2022

Konstantin M. Nesterov¹, PhD (Physics and Mathematics),

researcher of the Research Institute of Physics of Advanced Materials

Ruzil G. Farrakhov², PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair of Electronic Engineering

Veta R. Aubakirova³, PhD (Engineering), senior lecturer of Chair of Electronic Engineering

Rinat K. Islamgaliev⁴, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals

Arina R. Sirazeeva⁵, student

Adkham Abuayyash⁶, postgraduate student

Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

*E-mail: kmnesterov@mail.ru¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7053-3131>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6670-1537>³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8483-6408>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6234-7363>⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3841-2169>⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0319-0992>

Received 04.05.2022

Accepted 24.11.2022

Abstract: One of the promising research areas developing in recent times in the materials science is the development and research of high-entropy alloys containing several metal elements with the concentration close to equiatomic. The interest to them is generated by the fact that such alloys demonstrate the improved mechanical and functional properties. Another promising area improving strength of metallic materials is grain refinement using the severe plastic deformation methods. This work uses both approaches to form an ultrafine-grained (UFG) structure in the high-entropy Fe₃₀Ni₃₀Mn₃₀Cr₁₀ alloy. The paper presents the structure, strength, thermal stability, and corrosion resistance of a high-entropy alloy subjected to the high pressure torsion (HPT). The study of the structure carried out by scanning electron microscopy showed that the application of the HPT deformation leads to the formation of an UFG structure with an average grain diameter less than 200 nm depending on temperature of HPT processing. Microhardness measuring and tensile tests at room temperature showed that after grain refinement, an increase in microhardness and ultimate tensile strength occurs in a high-entropy alloy, which is more than three times higher compared to the initial coarse-grained sample. At the same time, the UFG samples of a high-entropy alloy manifested thermal stability of microhardness after annealing up to temperature of 500 °C. The electrochemical tests carried out in an aqueous solution of 3.5 % NaCl at the temperature of 37 °C demonstrated a high corrosion resistance of the UFG high-entropy alloy.

Keywords: thermal stability; heat treatment; corrosion resistance; high-entropy alloy; high pressure torsion deformation (HPT); corrosion tests; polarization curve.

Acknowledgments: R.K. Islamgaliev and K.M. Nesterov express their gratitude to the Russian Science Foundation for its financial support within the project No. 22-23-00714.

For citation: Nesterov K.M., Farrakhov R.G., Aubakirova V.R., Islamgaliev R.K., Sirazeeva A.R., Abuayyash A. Thermal stability and corrosion resistance of ultrafine-grained high-entropy Fe₃₀Ni₃₀Mn₃₀Cr₁₀ alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 81–89. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-4-81-89](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-4-81-89).

Разработка гибкого индукционного нагревателя внутренней изоляции сварного стыка трубопроводов

© 2022

Никитин Юрий Александрович, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры автоматизации технологических процессов

Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

E-mail: nikyu@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8419-8218>

Поступила в редакцию 25.04.2022

Принята к публикации 14.07.2022

Аннотация: Для обеспечения качества нанесения антикоррозионной изоляции сварных соединений в трубопроводах с внутренним защитным покрытием необходимо с высокой точностью выдерживать температурные режимы заданной зоны нагрева сварного стыка, включая скорость нагрева и поддержание в течение определенного времени температуры нагрева антикоррозионной изоляции. Поскольку в настоящее время промышленность не выпускает компактные и удобные в эксплуатации устройства для нагрева сварного стыка трубопроводов небольшого диаметра при нанесении внутренней изоляции в полевых условиях, требуется провести исследования, направленные на разработку данного типа устройств, и определить эффективность их применения на практике. В исследовании применяется индукционный метод нагрева с использованием гибкого индукционного нагревателя сварного стыка трубопроводов. Нагреватель отличается простотой установки на трубопроводы и позволяет обеспечить необходимые технологические режимы нагрева изоляции внутри трубопроводов. Приведены результаты моделирования тепловых процессов, исследовано распределение температуры вдоль состыкованных трубопроводов с использованием пакета COMSOL Multiphysics. Выявлено, что вследствие неравномерности нагрева стыка трубопроводов могут возникать отклонения температуры, выходящие за пределы заданного диапазона. Предложено решение данной проблемы, заключающееся в конструктивном решении разработанного гибкого индуктора. Для обеспечения требуемых показателей нагрева применена определенная укладка обмотки индуктора. Получены экспериментальные зависимости изменения температуры от времени нагрева внутри состыкованных трубопроводов в заданных зонах нагрева, показывающие соответствие требованиям технологии нанесения изоляционного покрытия, при выходе на требуемые режимы нагрева. Для нагрева трубопроводов диаметром 159 мм и толщиной стенки 8 мм мощность индукционного нагревателя составила не более 3 кВт. Разработанные нагреватели обеспечивают возможность быстрой и удобной установки на трубопроводы, безопасность и автоматизацию работ по нанесению изоляции. Проведенные исследования позволили решить важный аспект проблемы практического применения технологии противокоррозионной защиты сварного раструбного соединения трубопроводов небольшого диаметра в нефтегазовой отрасли промышленности.

Ключевые слова: сварной стык трубопровода; околовшовный участок; температурные режимы; индукционный нагреватель; гибкий индуктор.

Для цитирования: Никитин Ю.А. Разработка гибкого индукционного нагревателя внутренней изоляции сварного стыка трубопроводов // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 4. С. 90–101. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-90-101.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время на нефтяных и газовых месторождениях при строительстве нефтесборных и нагнетательных трубопроводов с внутренним защитным покрытием для противокоррозионной защиты сварных соединений внутри трубопроводов либо применяют термоусаживающиеся полимерные материалы, наносимые на сварной стык трубопроводов, либо используют бандаж, представляющий собой многослойный композиционный материал с низковязким эпоксидным связующим, также устанавливаемый внутри трубопровода в месте сварного стыка, защищающего сварной шов трубопроводов [1; 2].

Технические требования, температурные режимы, показатели прогрева околовшовой зоны труб зависят от конкретной технологии приклеивания на внутренней поверхности сварного шва изоляционного материала.

На данный момент они достаточно хорошо изучены и во многом зависят от производителя материала антикоррозионной изоляции [3]. Основная проблема применения термоусаживающихся полимерных или многослойных композиционных материалов, наносимых на сварной стык трубопроводов, а также наклеивания бандажных лент заключается в том, что требуется не только обеспечить нагрев определенного участка сварного стыка трубопроводов, но и поддерживать температурные режимы нагрева по времени и скорости нагрева в соответствии с заданной технологией нагрева, контролировать процесс нагрева, особенно если работы производятся в полевых условиях [4–6].

Известные методы электронагрева [7–9] не позволяют обеспечить эффективную работу данной технологии и в большинстве случаев являются неприемлемыми для внутреннего нагрева трубопроводов или требуют значительных затрат при их технической реализации. Разработчики и авторы технологии противокоррозионной

защиты сварного раструбного соединения и приклеивания на внутренней поверхности сварного шва изоляционного материала выдвинули гипотезу об эффективности использования в разработанной ими технологии именно метода индукционного нагрева [4]. Поскольку индукционный метод нагрева является бесконтактным методом нагрева металла [10], его следует считать наиболее приемлемым методом нагрева в технологии нанесения покрытий, однако проверить данную гипотезу для трубопроводов небольшого диаметра оказалось проблематичным. Это связано с тем, что обычно применение индукционного нагрева при изоляции сварных стыков труб в трассовых условиях [11; 12] требует использования мощных дорогостоящих индукционных установок [13–15] и специальной техники для реализации данной технологии¹, применяемой только для трубопроводов большого диаметра. Поэтому в настоящее время вопросы разработки индукционных нагревателей трубопроводов небольшого диаметра при реализации технологии нанесения изоляции в полевых условиях являются актуальными. Такие нагреватели должны быть компактными (иметь небольшую массу и габариты), безопасными и удобными в эксплуатации, иметь высокий уровень автоматизации [16; 17]. Обзор зарубежной и отечественной литературы и анализ современного состояния вопросов, связанных с технологией нанесения внутренних защитных покрытий сварного стыка трубопроводов небольшого диаметра, а также проведенные маркетинговые исследования показывают, что на сегодняшний день нет готовых решений для практического применения выпускаемых промышленностью индукционных нагревателей в рассматриваемой технологии. Таким образом, выявлена важная область, в которой необходимо расширить исследования, так как их недостаточно.

Цель исследования – разработка легкоъемного и быстро устанавливаемого гибкого индукционного нагревателя сварного стыка трубопроводов небольших диаметров, обеспечивающего автоматическое поддержание заданных температурных режимов как по времени, так и по скорости нагрева, и проверка эффективности его работы при натуральных испытаниях изготовленных опытных образцов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Порядок проведения исследования

Исследование включало несколько этапов.

Этап 1. Предварительно проведено моделирование тепловых процессов в околошовной зоне состыкованных труб заданных размеров с целью оценки возможности обеспечения температурных режимов, определения требуемой мощности нагрева и получения наглядного представления о распределении температуры вдоль околошовного участка состыкованных труб в процессе нагрева. Для моделирования использовался пакет COMSOL Multiphysics.

¹ ТИ 04-02-16 «Технологическая карта по нанесению термоусаживающейся манжеты «ТИАЛ-МПП» на сварные стыки труб в трассовых условиях с использованием индукционного нагрева».

Этап 2. Выбрана концепция реализации гибкого индуктора индукционного нагревателя и разработана его конструкция с соответствующим выбором: 1) материалов для практического изготовления индуктора; 2) преобразователя на требуемую мощность и частоту преобразования.

Этап 3. После стадии изготовления и отладки гибкого индуктора проведено натурное испытание индукционного нагревателя на состыкованных трубах с автоматизированной записью температурных режимов при различных стадиях нагрева в соответствии с заданной технологией.

Этап 4. Доработана конструкция гибкого индуктора с перераспределением и определенной укладкой витков его обмотки для обеспечения заданного технологией температурного режима нагрева внутри трубопроводов.

Требования к температурным режимам и зонам нагрева состыкованных труб

Важными составляющими постановки экспериментального исследования процесса нагрева околошовной зоны состыкованных труб явились требования, предъявляемые как к объекту нагрева, так и к конструкции индуктора и тепловым режимам прогрева околошовной зоны труб с целью соблюдения технологии приклеивания на внутренней поверхности сварного шва изоляционного материала (бандажа).

1. Индукционный нагреватель должен быть разработан для применения на трубопроводах диаметром 159 мм и толщиной стенки 8 мм.

2. Исходная температура труб при эксплуатации индукционного нагревателя – от –40 до +50 °С.

3. Нагреваемый участок трубы – 250 мм, т. е. по 125 мм от сварного стыка трубопроводов.

4. Индуктор нагревателя должен быть в гибкой защитной оболочке, съемной конструкции и иметь небольшой вес. Использование индуктора, требующего намотки, недопустимо.

5. Температура наружной поверхности труб на расстоянии 200 мм от сварного стыка не должна превышать 100 °С как в одну, так и в другую сторону от сварного стыка трубопроводов.

В месте стыка должны быть обеспечены следующие временные стадии:

- прогрев до 100 °С не более 10 мин;
- далее выдержка при температуре 100 °С не менее 3 мин;

- прогрев после 100 °С до соответствующей постановке эксперимента заданной средней температуры поверхности труб (например, 145 °С или выше в зависимости от состава применяемых композиционных материалов для изоляции сварного стыка трубопроводов) не более 10 мин;

- отклонения от заданного температурного режима не должны превышать ±5 °С.

Для корректного проведения исследований были определены точки установки датчиков температуры Т1, Т2, Т3, Т4, Т5 и Т6 (представлены на рис. 1) как наиболее удовлетворяющие условиям соблюдения технологии приклеивания изоляционного материала к внутренней поверхности состыкованных труб. При этом важным условием исследования являлась необходимость поддерживать температуру на внутренней поверхности

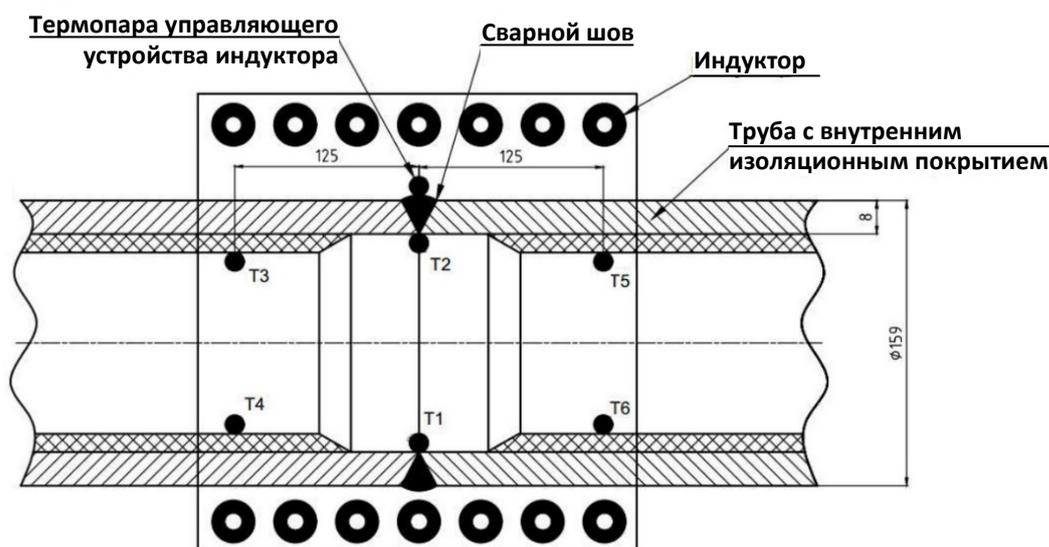


Рис. 1. Схема расположения точек контроля температуры
 Fig. 1. Diagram of the temperature control points location

трубы в точках Т1–Т6 после выхода на режим с отклонением не более $\pm 5\text{ }^\circ\text{C}$ от заданной планом эксперимента средней температуры.

Технические средства контроля температуры при нагреве

При проведении исследований использовались термопары ТХК (L)², закрепленные в точках Т1–Т6 (рис. 1) с помощью импульсной сварки. При нагреве состыкованных труб возможно перерегулирование температуры. Для исключения данного явления и обеспечения требуемого по времени выхода на заданный режим нагрева использован ПИД-терморегулятор ТРМ-1 фирмы «ОВЕН». Режим работы регулятора и настройки коэффициентов, устанавливаемых в ТРМ-1, были подобраны экспериментальным путем для получения заданной зависимости температуры от времени нагрева с наилучшими показателями качества регулирования.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Предварительное моделирование

Исходными данными при моделировании были приняты следующие:

- температура окружающей среды от -40 до $+50\text{ }^\circ\text{C}$;
- поверхность участка стыка двух трубопроводов теплоизолированная;
- процесс нагрева осуществляется в открытой окружающей среде, коэффициент теплопередачи $25\text{ Вт/м}^2\cdot^\circ\text{C}$;
- мощность нагревателя – 3000 Вт ;
- геометрические размеры модели соответствуют предъявленным выше конструктивным требованиям.

Результаты моделирования представлены на рис. 2 и рис. 3. Средняя температура нагрева околошовной зоны состыкованных труб при моделировании была принята равной $145\text{ }^\circ\text{C}$.

Из представленных графиков (рис. 2 и рис. 3) видно, что:

- по мере прогрева и перехода из одной стадии нагрева в другую происходит, с одной стороны, выравнивание температуры относительно средней в месте стыка труб, а с другой стороны, увеличивается разность температур слева и справа от стыка труб по горизонтальной плоскости;
- разница температур по окончании периода нагрева относительно средней заданной температуры может достигать $\pm 9,5\text{ }^\circ\text{C}$;
- могут быть обеспечены заданные условия нагрева, достаточно близкие к предъявляемым требованиям, но для выявления технической возможности обеспечения заданного технологического режима нагрева необходимо проведение натуральных экспериментов на реальных образцах индукторов.

Конструкция гибкого индуктора индукционного нагревателя

Используемые при исследовании образцы легко съемных индукторов состоят из отдельных элементов [18], таких как (рис. 4):

- плоская обмотка из многожильного медного провода в термостойкой изоляции, равномерно уложенная на полимерную ткань и залитая термостойким компаундом;
- теплоизоляционная защита, выполненная из негорючего высокотемпературного материала в термостойкой оболочке.

За счет своей конструкции гибкий легко съемный индуктор обеспечивает простоту установки на объект нагрева и равномерный нагрев стыков и манжет, при этом в процессе эксплуатации износу подвержена только

² ГОСТ Р 8.585–2001 ГСИ. Термопары. Номинальные статические характеристики преобразования. М.: Издательство стандартов, 2002. 77 с.

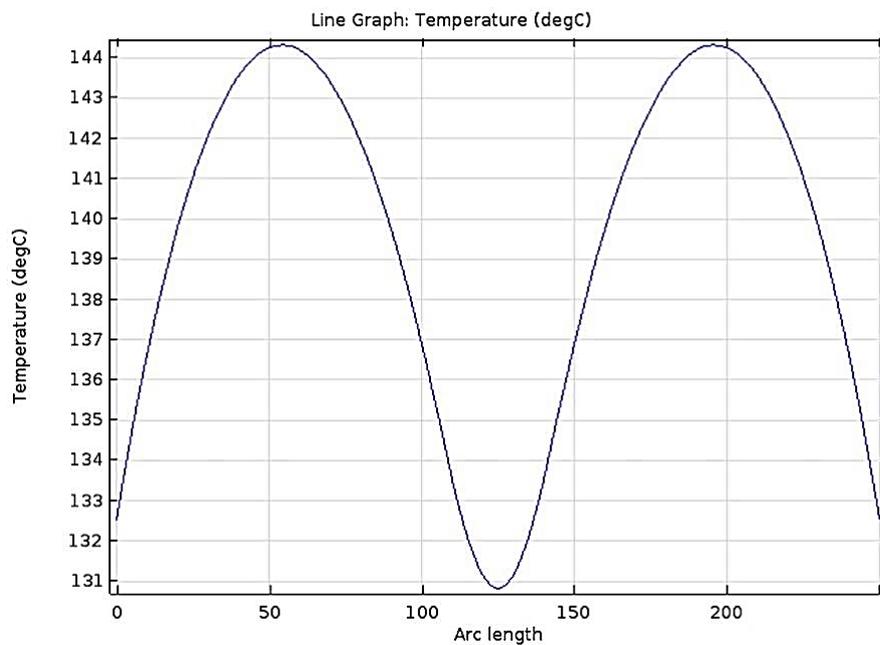


Рис. 2. Распределение температуры вдоль околошовного участка состыкованных труб (размеры по оси абсцисс приведены в мм, время нагрева 8 мин)

Fig. 2. Temperature distribution along the weld-adjacent area of joint pipes (X-axis size is indicated in mm, heating time is 8 minutes)

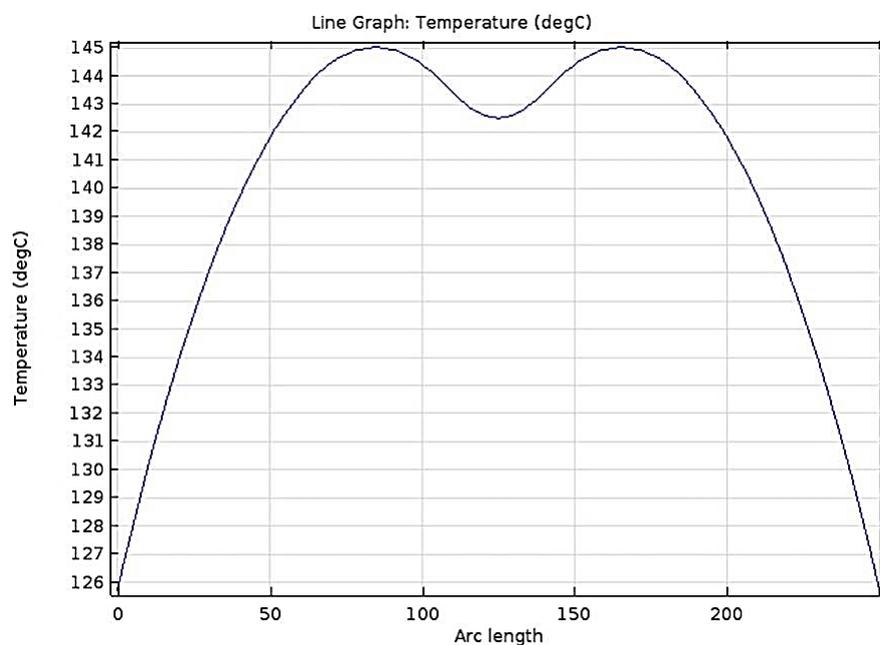


Рис. 3. Распределение температуры вдоль околошовного участка состыкованных труб в режиме поддержания заданной мощности нагрева (время нагрева 28 мин)

Fig. 3. Temperature distribution along the weld-adjacent area of joint pipes in the mode of keeping specified heating power (heating time is 28 minutes)

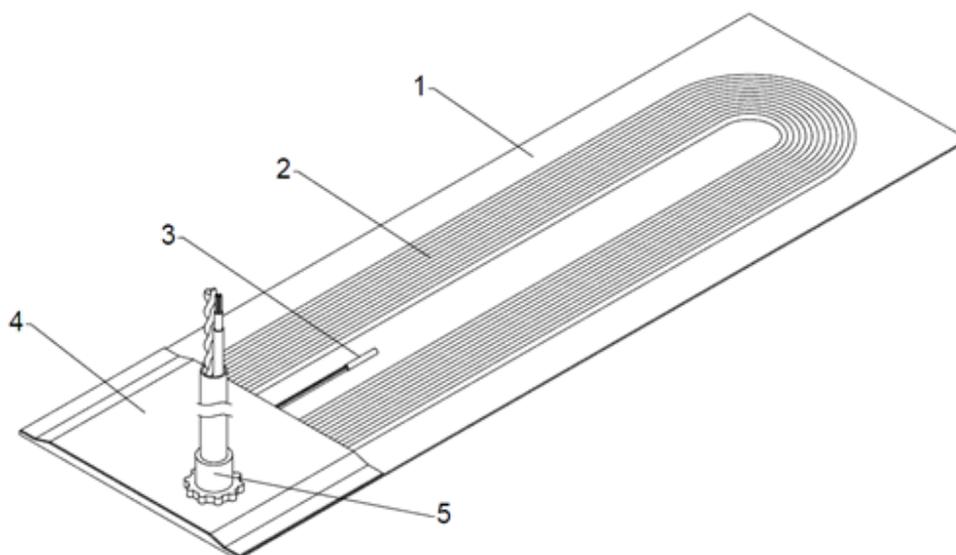


Рис. 4. Гибкий индуктор в разрезе:

- 1 – внутренний защитный слой из технической ткани;
 2 – кабель индуктора; 3 – датчик температуры;
 4 – внешний защитный слой из технической ткани; 5 – кабельный ввод

Fig. 4. Flexible inductor in section:

- 1 – inner protective layer made of industrial fabric;
 2 – inductor cable; 3 – temperature sensor;
 4 – external protective layer made of industrial fabric; 5 – cable enter

легко заменяемая теплоизоляционная защита. Нагреватель подключается к питающей сети 220/380 В в зависимости от мощности. Температура нагрева объекта до +200 °С.

Схемотехнические решения, примененные в преобразователе сетевого напряжения в высокочастотный ток, пропускаемый через обмотку индуктора (частота преобразования выбрана равной 22 кГц), построены на условии обеспечения минимальных потерь в полупроводниковых ключах [19; 20]. Поэтому в основе силовой части преобразователя использованы квазирезонансные схемы [21; 22], что позволило обеспечить низкие массогабаритные показатели индукционного нагревателя и легкость его установки на объект нагрева.

На рис. 5 приведены внешний вид разработанного индукционного нагревателя и результаты тепловизионной съемки нагрева стыка трубопроводов.

Из рис. 5 видно, что стык трубопроводов при термообработке прогреет до необходимой температуры за заданное время. Однако применение, как было предложено в [18], равномерно уложенного в обмотке индуктора провода приводит к тому, что максимальная температура в некоторых точках может превышать заданную для данной технологии величину, поэтому потребовалось дополнительное проведение исследований с целью обеспечения указанных выше требований по температурным режимам нагрева сварного стыка.

Натурные испытания

Для выявления отклонений от требуемых параметров нагрева околошовной зоны было проведено тщательное измерение разницы температур по окружности трубы во время нагрева. При этом монтаж индуктора

был выполнен встык, без нахлеста. Мощность, потребляемая индукционным нагревателем из сети при проведении экспериментальных исследований, не превышала 3 кВт.

На рис. 6 а, 7 а, 8 а приведены полученные экспериментальные зависимости температуры нагрева внутренней поверхности состыкованных труб в точках Т1–Т6 (рис. 1) при температуре нагрева наружной поверхности 155, 160, 165 °С. На основании графиков были построены наглядные диаграммы распределения температуры, представленные на рис. 6 б, 7 б, 8 б.

Анализ диаграммы, представленной на рис. 6 б, соответствующей температуре наружной поверхности труб 155 °С, показывает, что распределение температуры нагрева внутри труб на расстояниях 125 мм от их стыка как в одну, так и в другую сторону отличается не более чем на 4 °С. При этом допустимое отклонение в соответствии с техническими требованиями, указанными выше, составляет 5 °С.

Анализ диаграммы, представленной на рис. 7 б, соответствующей температуре наружной поверхности труб 160 °С, показывает, что распределение температуры нагрева внутри труб на расстояниях 125 мм от их стыка как в одну, так и в другую сторону отличается не более чем на 5 °С, за исключением правой крайней плоскости, в которой отличие от средней плоскости по горизонтали составляет 7 °С, а по вертикали – 10 °С, что превышает допустимое значение 5 °С в 2 раза.

Анализ диаграммы, представленной на рис. 8 б, соответствующей температуре наружной поверхности труб 165 °С, показывает, что распределение температуры нагрева внутри труб на расстояниях 125 мм от их стыка как в одну, так и в другую сторону отличается

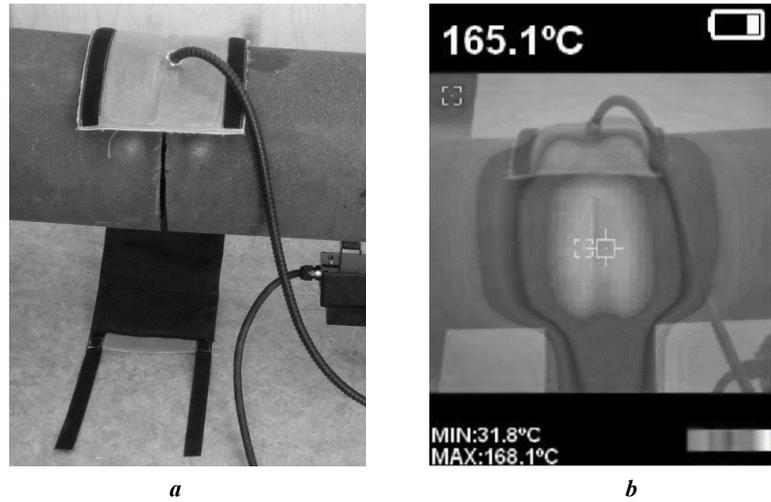


Рис. 5. Расположение отстегнутого гибкого индуктора на сварном стыке трубопроводов после нагрева (а) и тепловизионная съемка нагретого стыка трубопроводов гибким индуктором (b)
Fig. 5. The location of the unclipped flexible inductor on a pipeline welded joint after heating (a) and thermal imaging of a pipeline joint heated by flexible inductor (b)

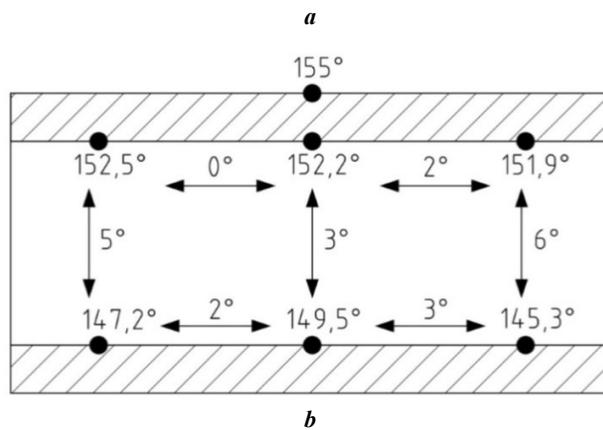
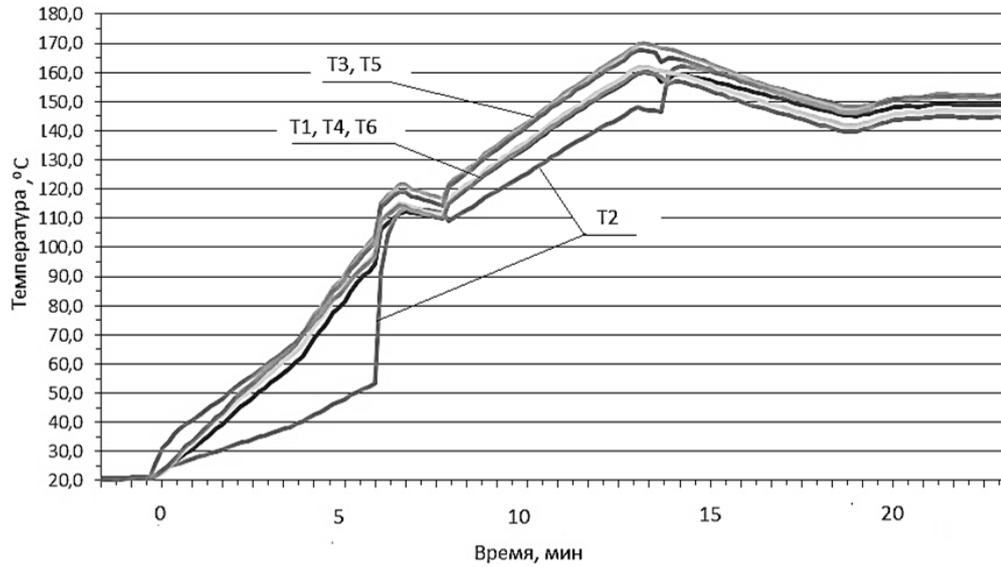


Рис. 6. Режим нагрева наружной поверхности труб 155 °С:
 а – изменение температуры нагрева внутри трубы в точках установки датчиков (Т1–Т6) в зависимости от времени нагрева;
 б – диаграммы распределения температуры внутри трубы
Fig. 6. The mode of heating the pipeline external surface to 155 °С:
 а – heating temperature change inside of a pipe at the points of installing sensors (Т1–Т6) depending on the heating time;
 б – diagrams of temperature distribution in a pipe

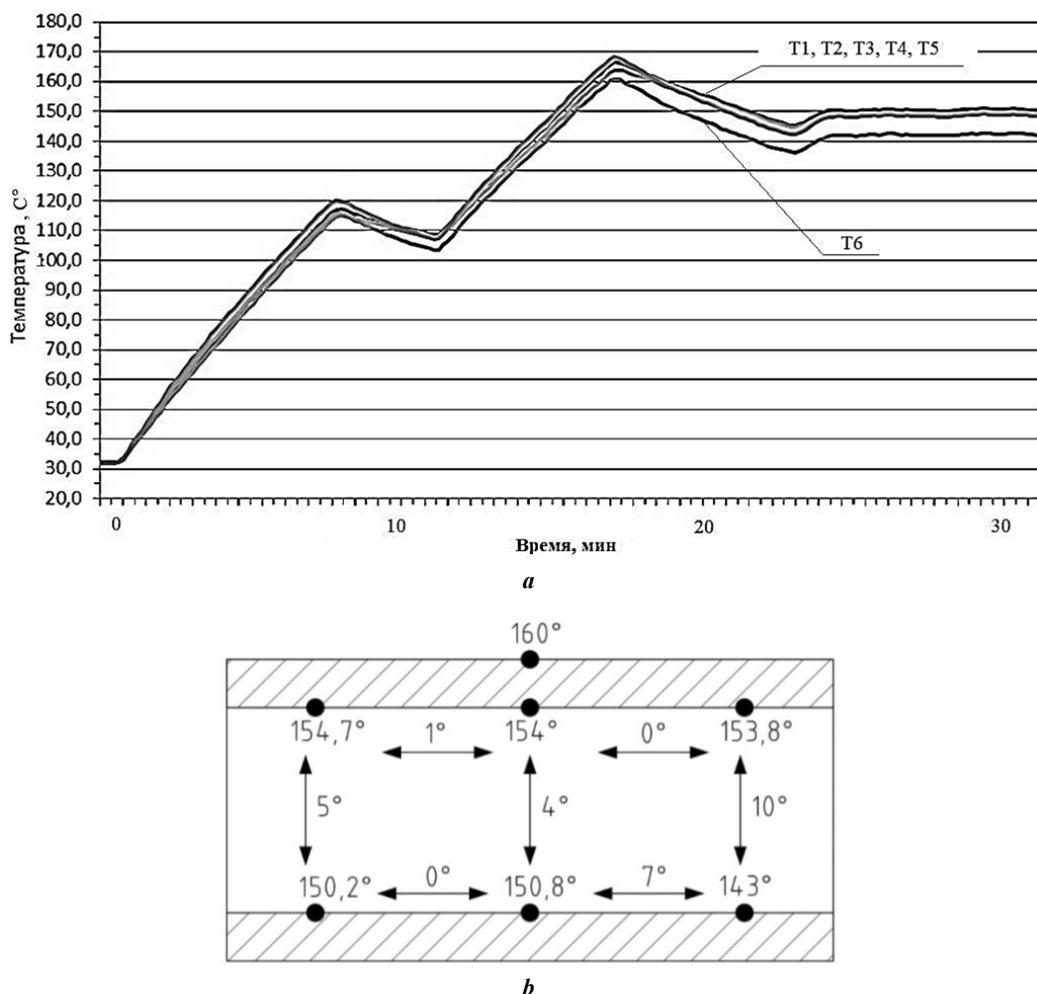


Рис. 7. Режим нагрева наружной поверхности труб 160 °С:

a – изменение температуры нагрева внутри трубы в точках установки датчиков (T1–T6) в зависимости от времени нагрева;

b – диаграммы распределения температуры внутри трубы

Fig. 7. The mode of heating the pipeline external surface to 160 °C:

a – heating temperature change inside of a pipe at the points of installing sensors (T1–T6) depending on the heating time;

b – diagrams of temperature distribution in a pipe

не более чем на 4 °С, за исключением правой крайней плоскости, в которой отличие от средней плоскости по горизонтали составляет 11 °С, а по вертикали – 14 °С, что превышает допустимое отклонение от нормы 5 °С в 3 раза.

Доработка и изменение конструкции гибкого индуктора

Так как рабочая температура нагрева наружной поверхности в средней плоскости должна быть 165 °С и в некоторых случаях выше, потребовалось обеспечить при этих температурах разницу между температурами нагрева внутренней поверхности в правой крайней и в средней плоскостях в пределах нормы, т. е. привести температуру нагрева внутренней поверхности в правой крайней плоскости в соответствие с температурой нагрева в левой крайней плоскости. Поэтому для обеспечения требуемых температурных режимов была доработана и изменена конструкция гибкого индуктора, и в первую очередь перераспределены определенным образом витки обмотки 2 индуктора (рис. 4) для снижения

выявленного краевого эффекта. Кроме того, для реализации условий соблюдения всех температурных режимов, востребованной технологией приклеивания на внутренней поверхности сварного шва состыкованных трубопроводов изоляционного материала, был скорректирован диапазон требуемых температур внутри трубы при выходе индукционного нагревателя на заданный режим нагрева наружной поверхности труб (рис. 9).

Экспериментальным путем в процессе исследований были определены геометрические размеры, количество витков и шаг укладки обмотки индуктора (расстояние между витками плоской обмотки).

В результате проведенных испытаний доработанного индуктора получены экспериментальные зависимости, представленные на рис. 10, анализ которых подтверждает положительные результаты по нагреву околосшовной зоны сварного стыка, удовлетворяющие требованиям технологии приклеивания изоляционного материала на внутренней поверхности трубопровода.

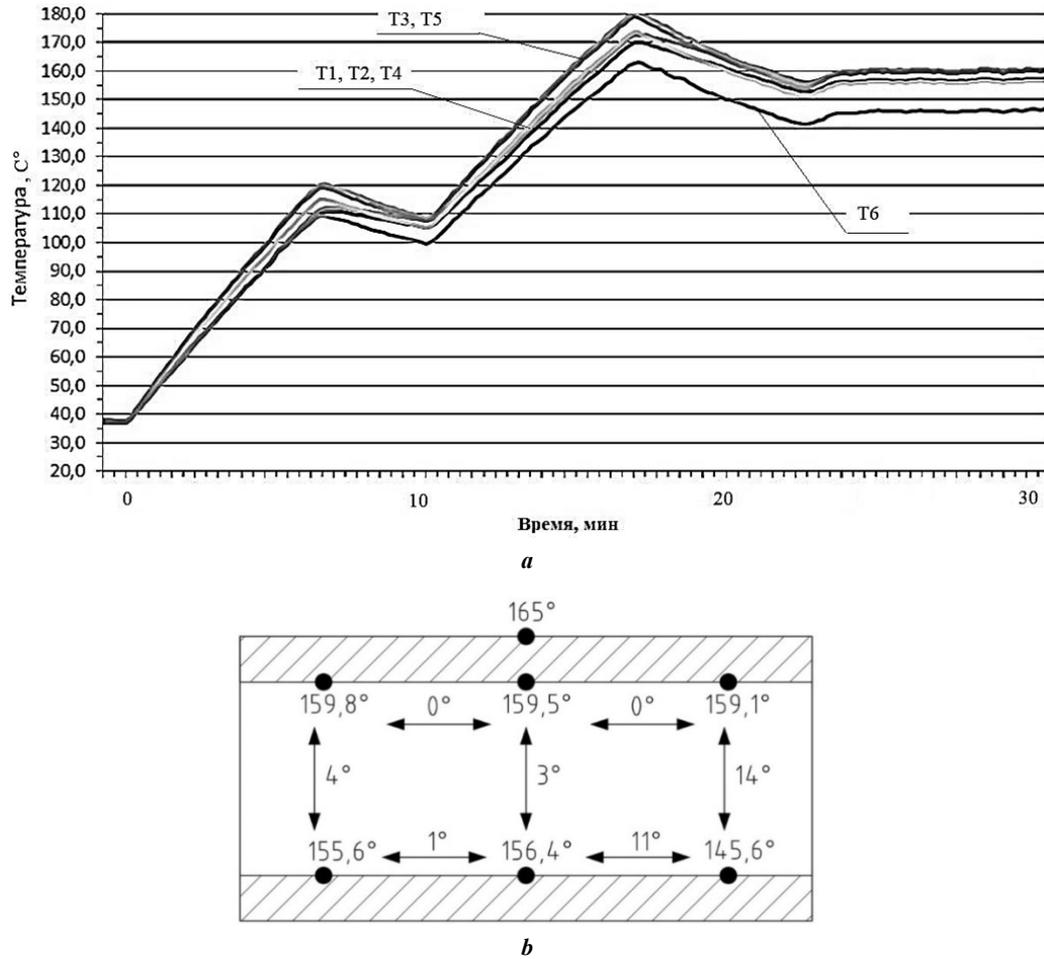


Рис. 8. Режим нагрева наружной поверхности труб 165 °С:
a – изменение температуры нагрева внутри трубы в точках установки датчиков (Т1–Т6) в зависимости от времени нагрева;
b – диаграммы распределения температуры внутри трубы

Fig. 8. The mode of heating the pipeline external surface to 165 °С:
a – heating temperature change inside of a pipe at the points of installing sensors (Т1–Т6) depending on the heating time;
b – diagrams of temperature distribution in a pipe

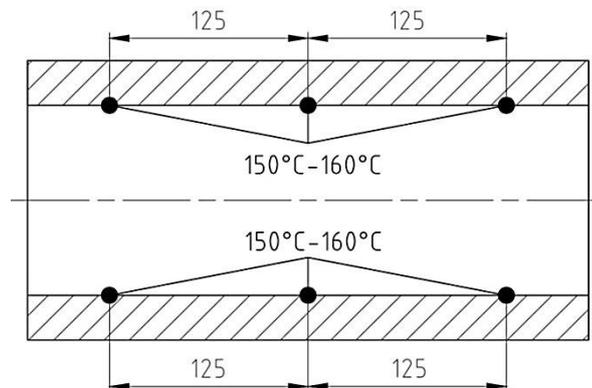


Рис. 9. Диапазон требуемых температур внутри трубы при выходе доработанного индуктора на заданный режим нагрева наружной поверхности труб
Fig. 9. The range of required temperatures inside of a pipe when the updated inductor enters the specified mode of heating of the pipeline external surface

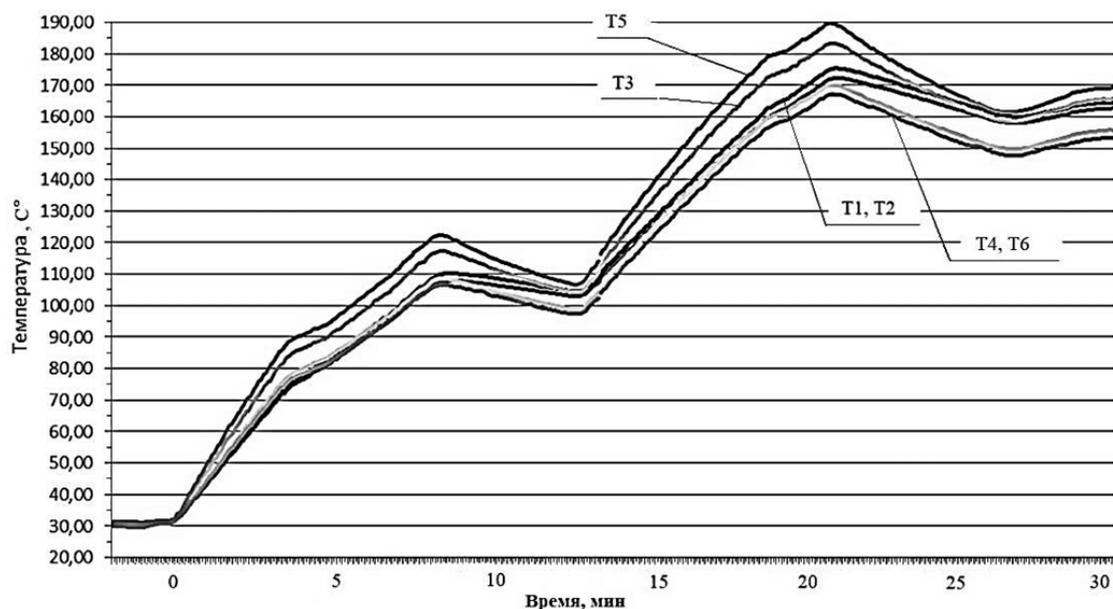


Рис. 10. Изменение температуры нагрева внутри трубы в точках установки датчиков (T1–T6) зависимости от времени нагрева при выходе на режим нагрева наружной поверхности труб 168 °C

Fig. 10. Heating temperature change inside of a pipe at the points of installing sensors (T1–T6) depending on heating time when entering the mode of heating of the pipe external surface to 168 °C

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты исследований показали, что с увеличением нагрева поверхности труб увеличивается отклонение температуры от заданной внутри трубопровода только в правой крайней плоскости, как по вертикали, так и по горизонтали. При предварительном проведении моделирования тепловых процессов в пакете COMSOL Multiphysics данного краевого эффекта выявлено не было. Выявленное отклонение температуры внутри трубопровода в крайней правой плоскости связано с конструктивными особенностями индуктирующей обмотки гибкого индуктора, ее геометрией и способностью наведения электромагнитного поля. Для исключения отклонений от требуемых значений температуры были проведены работы по изменению конструкции гибкого индуктора, подбору витков индуктора, изменению расположения витков индуктора на плоскости, изменению расстояния между некоторыми витками обмотки (шага укладки обмотки). В результате был определен необходимый конструктив индуктора, значительно снижающий выявленный краевой эффект. Это позволило обеспечить заданные температуры в важных с точки зрения применяемой технологии зонах нагрева сварного стыка трубопроводов.

Дальнейшие исследования гибкого индукционного нагревателя необходимо связать с анализом и синтезом системы автоматического регулирования процесса нагрева с целью правильного выбора коэффициентов ПИД-регулятора для оптимального процесса регулирования и исключения перерегулирования при выходе на требуемый установившийся режим нагрева.

Полученные в настоящей работе результаты позволяют внести существенный вклад в развитие современных технических средств, используемых при реализа-

ции внутренней защиты от коррозии сварного стыка газонефтепроводов.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Определены геометрические размеры, количество витков и шаг укладки обмотки гибкого индуктора для нагрева сварного соединения трубопроводов диаметром 159 мм и толщиной стенки 8 мм. Мощность индукционного нагревателя при этом составляет не более 3 кВт при температуре окружающей среды от –40 до +50 °C.

Разработан легкосъемный быстро устанавливаемый гибкий индукционный нагреватель, который обеспечивает требуемый температурный режим нагрева внутри трубопроводов небольшого диаметра в соответствии с технологией нанесения внутренней антикоррозионной защиты сварного стыка трубопроводов. Разработанный гибкий индукционный нагреватель имеет небольшую массу и габариты, обеспечивает автоматизацию и легкость проведения работ по нанесению внутренней изоляции на трубопроводы в полевых условиях и может найти широкое применение в нефтегазовой отрасли промышленности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуменюк А.В. Увеличение срока службы нефтепромышленного оборудования за счет применения новых технических решений и современных антикоррозионных защитных покрытий // Нефть. Газ. Новации. 2016. № 5. С. 64–67. EDN: [WGBUQT](#).
2. Ерченков В.В., Крылов Е.А. Защита газонефтепроводов от коррозии // Труды Российского государст-

- венного университета нефти и газа имени И.М. Губкина. 2009. № 2. С. 32–36. EDN: [MTWVLJ](#).
3. Протасов В.Н. Теория и практика применения полимерных покрытий в оборудовании и сооружениях нефтегазовой отрасли. М.: Недра, 2007. 374 с. EDN: [QNBNEH](#).
 4. Протасов В.Н., Штырев О.О. Способ Протасова В.Н. противокоррозионной защиты сварного раструбного соединения: патент на изобретение РФ № 2584016. 2016.
 5. Протасов В.Н., Коробов Д.А. Обеспечение требуемого уровня качества внутренней противокоррозионной изоляции сварных соединений стальных элементов нефтепромысловых трубопроводов с внутренним эпоксидным покрытием // Территория НЕФТЕГАЗ. 2018. № 12. С. 48–55. EDN: [YPXOAH](#).
 6. Кершенбаум В.Я., Протасов В.Н., Коробов Д.А., Штырев О.О. Методические основы разработки технических требований к противокоррозионной изоляции неразъемных соединений сложных технических систем на примере сварных соединений нефтепромысловых трубопроводов из стальных элементов с полимерными покрытиями // Территория НЕФТЕГАЗ. 2020. № 3-4. С. 70–78. EDN: [UWJCVA](#).
 7. Фонарев З.И. Электроподогрев трубопроводов, резервуаров и технологического оборудования в нефтяной промышленности. Л.: Недра, 1984. 148 с.
 8. Струпинский М.Л., Хренков Н.Н., Кувалдин А.Б. Проектирование и эксплуатация систем электрического обогрева в нефтегазовой отрасли. М.: Инфра-Инженерия, 2015. 270 с.
 9. Пантелеймонов Е.А. Оборудование для термообработки сварных соединений трубопроводов // Автоматическая сварка. 2012. № 4. С. 53–56. EDN: [TEBPXR](#).
 10. Демидович В.Б. Развитие технологий индукционного нагрева (к 140-летию со дня рождения Вологодина Валентина Петровича) // Электричество. 2021. № 5. С. 51–55. DOI: [10.24160/0013-5380-2021-5-51-55](#).
 11. Борисов В.Б. Изоляция стыков трубопроводов в трассовых условиях, проблемы и решения // Территория НЕФТЕГАЗ. 2012. № 4. С. 30–31. EDN: [OXYKBH](#).
 12. Петрусенко Е.В. Применение индукционного нагрева при изоляции сварных стыков труб в трассовых условиях // Территория НЕФТЕГАЗ. 2016. № 7-8. С. 58–61. EDN: [WKGBGT](#).
 13. Kuvaldin A.B., Fedin M.A., Strupinskiy M.L., Khrenkov N.N. Development and research of characteristics of linear inductors for heating of steel ferromagnetic plates and tubes // Acta Technica CSAV (Ceskoslovensk Akademie Ved). 2018. Vol. 63. № 3. P. 459–466. EDN: [YBKWRN](#).
 14. Макулов И.А., Никитин Ю.А. Оборудование и особенности применения индукционного нагрева в нефтегазовой промышленности // Промышленный электрообогрев и электроотопление. 2014. № 3. С. 50–53. EDN: [SYPBWJ](#).
 15. Рогинская Л.Э., Горбунов А.С., Меднов А.А. Преобразователи частоты для электротехнологических процессов, включающих индукционный нагрев // Интеллектуальная электротехника. 2021. № 2. С. 72–82. EDN: [EMLNEZ](#).
 16. Lucia O., Maussion P., Dede E.J., Burdío J.M. Induction Heating Technology and Its Applications: Past Developments, Current Technology, and Future Challenges // IEEE Transactions on Industrial Electronics. 2014. Vol. 61. № 5. P. 2509–2520. DOI: [10.1109/TIE.2013.2281162](#).
 17. Esteve V., Jordan J., Dede E.J., Sanchis-Kilders E., Martinez P.J., Maset E., Gilabert D. Optimal LLC Inverter Design with SiC MOSFETs and Phase Shift Control for Induction Heating Applications // IEEE Transactions on Industrial Electronics. 2022. Vol. 69. № 11. P. 11100–11111. DOI: [10.1109/TIE.2021.3121730](#).
 18. Никитин Ю.А., Осипов В.В., Никитин А.Ю. Обогреватель трубопроводной арматуры, трубопроводов и емкостей: патент на полезную модель РФ № 165070. 2016.
 19. Силкин Е.М. Транзисторные преобразователи частоты для индукционного нагрева // Электротехника. 2004. № 10. С. 24–30.
 20. Kelemen A., Kutasi N. Modelling and Analysis of the Induction Heating Converters // Advances in Induction and Microwave Heating of Mineral and Organic Materials. 2011. P. 49–74. DOI: [10.5772/14057](#).
 21. Муркин М.Н., Земан С.К., Ярославцев Е.В. Исследование коммутационных процессов в инверторе тока // Известия Томского политехнического университета. 2009. Т. 315. № 4. С. 111–116. EDN: [KYRLJN](#).
 22. Ngo T., Nguyen N. LLC Inverter Design Procedure for Induction Heating with Quantitative Analysis of Power Transfer // Science & Technology Development Journal Engineering and Technology. 2021. Vol. 4. № 1. P. 739–747. DOI: [10.32508/stdjet.v4i1.751](#).

REFERENCES

1. Gumenyuk A.V. The increase of service life of oilfield equipment through application of new engineering solutions and advanced anti-corrosion protective coatings. *Neft. Gaz. Novatsii*, 2016, no. 5, pp. 64–67. EDN: [WGBUQT](#).
2. Erchenkov V.V., Krylov E.A. Protection of oil and gas pipelines against corrosion. *Trudy Rossiyskogo gosudarstvennogo universiteta nefi i gaza imeni I.M. Gubkina*, 2009, no. 2, pp. 32–36. EDN: [MTWVLJ](#).
3. Protasov V.N. *Teoriya i praktika primeneniya polimernykh pokrytiy v oborudovanii i sooruzheniyakh neftegazovoy otrasli* [Theory and practice of application of polymer coatings in equipment and facilities of the oil and gas industry]. Moscow, Nedra Publ., 2007. 374 p. EDN: [QNBNEH](#).
4. Protasov V.N., Shtyrev O.O. *Sposob Protasova V.N. protivokorroziionnoy zashchity svarnogo rastrubnogo soedineniya* [V.N. Protasov method of anticorrosive protection of a welded bell-to-bell joint], patent na izobretenie RF no. 2584016, 2016.
5. Protasov V.N., Korobov D.A. Goal quality assurance of inner anti-corrosive protection of welded joints in epoxy coated steel pieces of oilfield pipelines. *Territoriya NEFTEGAZ*, 2018, no. 12, pp. 48–55. EDN: [YPXOAH](#).
6. Kershenbaum V.Ya., Protasov V.N., Korobov D.A., Shtyrev O.O. Methodological bases of development of technical requirements for anticorrosive insulation of permanent joints of complex technical systems on the example of welded joints of oil field pipelines made of steel elements with polymer coatings. *Territoriya NEFTEGAZ*, 2020, no. 3-4, pp. 70–78. EDN: [UWJCVA](#).

7. Fonarev Z.I. *Elektropodogrev truboprovodov, rezervuarov i tekhnologicheskogo oborudovaniya v neftyanoy promyshlennosti* [Electrical heating of pipelines, tanks and process equipment in the oil industry]. Leningrad, Nedra Publ., 1984. 148 p.
8. Strupinskiy M.L., Khrenkov N.N., Kuvaldin A.B. *Proektirovanie i ekspluatatsiya sistem elektricheskogo obogreva v neftegazovoy otrasli* [Design and operation of electric heating systems in the oil and gas industry]. Moscow, Infra-Inzheneriya Publ., 2015. 270 p.
9. Panteleymonov E.A. Equipment for thermal treatment of pipeline welded joints. *Avtomaticheskaya svarka*, 2012, no. 4, pp. 53–56. EDN: [TEBPXR](#).
10. Demidovich V.B. Development of induction heating technologies (to the 140th anniversary of the birth of Valentin Petrovich Vologdin). *Elektrichestvo*, 2021, no. 5, pp. 51–55. DOI: [10.24160/0013-5380-2021-5-51-55](#).
11. Borisov V.B. Pipeline joints insulation within field conditions, problems and solutions. *Territoriya NEFTEGAZ*, 2012, no. 4, pp. 30–31. EDN: [OXYKBH](#).
12. Petrusenko E.V. Application of induction heating with insulation of welded pipe joints in field conditions. *Territoriya NEFTEGAZ*, 2016, no. 7-8, pp. 58–61. EDN: [WKGBGT](#).
13. Kuvaldin A.B., Fedin M.A., Strupinskiy M.L., Khrenkov N.N. Development and research of characteristics of linear inductors for heating of steel ferromagnetic plates and tubes. *Acta Technica CSAV (Ceskoslovensk Akademie Ved)*, 2018, vol. 63, no. 3, pp. 459–466. EDN: [YBKWRN](#).
14. Makulov I.A., Nikitin Yu.A. Equipment and application features of induction heating in oil-and-gas industry. *Promyshlennyy elektroobogrev i elektrootoplenie*, 2014, no. 3, pp. 50–53. EDN: [SYPBWJ](#).
15. Roginskaya L.E., Gorbunov A.S., Mednov A.A. Frequency converters for induction heating electrotechnological processes. *Intellektualnaya elektrotehnika*, 2021, no. 2, pp. 72–82. EDN: [EMLNEZ](#).
16. Lucía O., Maussion P., Dede E.J., Burdío J.M. Induction Heating Technology and Its Applications: Past Developments, Current Technology, and Future Challenges. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 2014, vol. 61, no. 5. pp. 2509–2520. DOI: [10.1109/TIE.2013.2281162](#).
17. Esteve V., Jordan J., Dede E.J., Sanchis-Kilders E., Martinez P.J., Maset E., Gilabert D. Optimal LLC Inverter Design with SiC MOSFETs and Phase Shift Control for Induction Heating Applications. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 2022, vol. 69, no. 11, pp. 11100–11111. DOI: [10.1109/TIE.2021.3121730](#).
18. Nikitin Yu.A., Osipov V.V., Nikitin A.Yu. *Obogrevatel truboprovodnoy armatury, truboprovodov i emkostey* [Heater for pipeline fittings, pipelines and reservoirs], patent na poleznuyu model RF no. 165070, 2016.
19. Silkin E.M. Transistorized frequency converters for induction heating. *Elektrotehnika*, 2004, no. 10, pp. 24–30.
20. Kelemen A., Kutasi N. Modelling and Analysis of the Induction Heating Converters. *Advances in Induction and Microwave Heating of Mineral and Organic Materials*, 2011, pp. 49–74. DOI: [10.5772/14057](#).
21. Murkin M.N., Zeman S.K., Yaroslavtsev E.V. Studying switching processes in current inverter. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2009, vol. 315, no. 4, pp. 111–116. EDN: [KYRLJN](#).
22. Ngo T., Nguyen N. LLC Inverter Design Procedure for Induction Heating with Quantitative Analysis of Power Transfer. *Science & Technology Development Journal Engineering and Technology*, 2021, vol. 4, no. 1, pp. 739–747. DOI: [10.32508/stdjet.v4i1.751](#).

Development and research of a flexible induction heater of internal insulation of a welded joint of pipelines

© 2022

Yury A. Nikitin, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair of Technological Process Automation

Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

E-mail: nikyu@yandex.ruORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8419-8218>

Received 25.04.2022

Accepted 14.07.2022

Abstract: To ensure the quality of applying anti-corrosion insulation of welded joints inside pipelines with the internal protective coating, it is necessary to keep temperature regimes of a welded joint specified heating zone with high accuracy, including the heating rate and keeping the heating temperature of anti-corrosion insulation for a certain time. Nowadays, the industry does not produce compact and easy-to-use devices for heating welded joints of small-diameter pipelines when applying internal insulation in the field environment, so it is necessary to study the development of such types of devices and identify the efficiency of their use in practice. During the study, the author applies the induction heating method using a flexible induction heater of a pipeline welded joint. The heater is easy-to-install and ensures the required technological modes of heating the insulation inside the pipelines. The paper presents the results of modeling thermal processes, and, using the COMSOL Multiphysics package, studies temperature distribution along the joined pipelines. The study identified that due to uneven heating of a pipeline joint, temperature deviations falling outside the specified range occur. The author proposes a solution for this problem, which is a structural solution for the developed flexible inductor. The author used a specific laying of inductor winding to ensure the required heating characteristics. The experimental dependences of temperature change on the heating time inside the joined pipelines at the specified heating zones, which indicate the compliance with the requirement for the technology of insulating coating application, when entering various

heating modes are obtained. The induction heater power required for heating the pipeline with a diameter of 159 mm and wall thickness of 8 mm was no more than 3 kW. The developed heaters provide the possibility of quick and convenient installation on pipelines, safety, and automation of insulation application. The study solves an important aspect of the problem of practical use of the technology of anti-corrosion protection of a welded bell-and-bell joint of pipelines of small diameters in the oil-and-gas industry.

Keywords: pipeline welded joint; weld-adjacent area; temperature modes; induction heater; flexible inductor.

For citation: Nikitin Yu.A. Development and research of a flexible induction heater of internal insulation of a welded joint of pipelines. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 90–101. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-90-101.

Влияние формы заготовок на остаточные напряжения при линейной сварке трением

© 2022

Паутов Анатолий Николаевич^{*1}, старший преподаватель кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий
*Медведев Александр Юрьевич*², доктор технических наук, профессор кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий
*Галимов Виталий Рустемович*³, аспирант, старший преподаватель кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий
*Коленченко Ольга Вячеславовна*⁴, кандидат технических наук, доцент кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий

Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

*E-mail: pautov.an@ugatu.su

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3953-8062>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0945-0270>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8040-0570>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2993-7425>

Поступила в редакцию 29.04.2022

Принята к публикации 12.08.2022

Аннотация: Линейная сварка трением – перспективная технология изготовления титановых моноколес компрессоров газотурбинных двигателей, к которым предъявляются жесткие требования по циклической прочности и точности размеров. Перспективным является направление по замене традиционно применяемых стыковых соединений на более технологичные Т-образные, которые обеспечат снижение затрат на обработку деталей перед сваркой. Внедрение Т-образных соединений требует дополнительных исследований специфики распределения тепла, формирования напряженно-деформированного состояния в процессе и после сварки. В связи с этим актуальны исследования остаточных напряжений в Т-образных соединениях титановых сплавов, полученных линейной сваркой трением. В работе исследуются остаточные напряжения в соединении, имитирующем соединение лопатка – диск. Рассматриваются результаты сварки, где на детали, имитирующей лопатку, выфрезерован рельеф меньшего сечения. Предложена конечно-элементная модель, охватывающая стадии проковки, охлаждения и снятия деталей со сборочного приспособления. Модель разработана в пакете ANSYS Workbench и описывает напряженно-деформированное состояние сваренных деталей, позволяя оценить распределение и уровень остаточных сварочных напряжений. Отличительной особенностью модели является учет несимметричного распределения температуры, полученный конечно-разностным решением тепловой задачи сварки Т-образного соединения, а также имитация формы шва, полученная в результате металлографических исследований сваренных образцов. Представленная модель позволяет оценить остаточные напряжения в соединениях. Распределения остаточных напряжений в исследованных Т-образных соединениях отличаются от таковой в стыковых – во всех исследованных случаях в сварном шве действуют сжимающие напряжения, уравнивающиеся растягивающими, действующими на расстоянии 1 мм от стыка. Формирование сжимающих напряжений в сварном шве обусловлено пластической деформацией под действием ковочного усилия.

Ключевые слова: линейная сварка трением; сварка давлением; остаточные напряжения; Т-образные соединения; напряженно-деформированное состояние; численное моделирование; титановые сплавы; моделирование температурного поля.

Для цитирования: Паутов А.Н., Медведев А.Ю., Галимов В.Р., Коленченко О.В. Влияние формы заготовок на остаточные напряжения при линейной сварке трением // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 4. С. 102–112. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-102-112.

ВВЕДЕНИЕ

Линейная сварка трением (ЛСТ) относится к перспективным способам получения соединений деталей как из одного материала, так и комбинации разных материалов. При ЛСТ нагрев осуществляется за счет работы сил трения, возникающих при линейном возвратно-поступательном движении (ВПД) соединяемых частей свариваемого изделия (рис. 1) относительно друг друга.

Одной из основных сфер применения ЛСТ является приварка титановых лопаток к ступице в моноколесах

осевых компрессоров газотурбинных двигателей. Для моноколес, имеющих жесткие допуски на отклонения формы и размеров и эксплуатирующихся в условиях циклического нагружения, крайне важен вопрос прогнозирования уровня остаточных напряжений (ОН).

Для оценки ОН применяются экспериментальные методы, среди которых наибольшее развитие за последнее десятилетие получили разрушающие методы (высвобождение с регистрацией деформаций) и неразрушающие (рентгенодифракционный и нейтронография), а также расчетные, основанные на оценке напряженно-деформированного состояния аналитическими

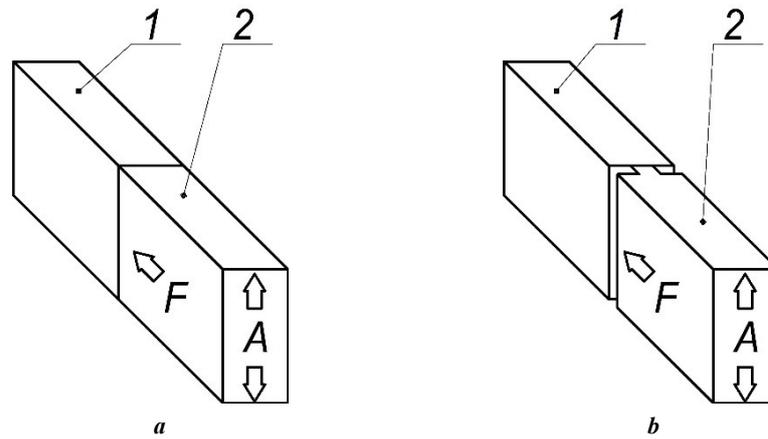


Рис. 1. Схема процесса линейной сварки трением:

a – с симметричным рельефом; **b** – с несимметричным рельефом.

1 – неподвижный элемент, 2 – подвижный элемент,

F – усилие проковки, *A* – направление возвратно-поступательного движения

Fig. 1. Linear friction welding process diagram:

a – with a symmetrical pattern; **b** – with a nonsymmetrical pattern.

1 – stationary element, 2 – moving element, *F* – forging force, *A* – in and out direction

либо численными методами [1]. Перечисленные методы применяются также и для исследования полей ОН в соединениях, полученных ЛСТ [2].

В работе [3] изучали уровни ОН в области сварного шва, полученного ЛСТ образцов с симметричным рельефом для титановых сплавов Ti–6Al–4V и Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo. Измерения проводились с использованием рентгенодифракционного метода и сравнивались с измерениями, полученными с помощью метода высвобождения. Было обнаружено, что пиковые растягивающие ОН, создаваемые процессом сварки, выше для более тугоплавкого сплава Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo (750 МПа), чем для Ti–6Al–4V (650 МПа). Значения ОН в направлении, перпендикулярном плоскости стыка (направление *z*), оказались намного ниже по сравнению с действующими в плоскости стыка, причем в направлении, перпендикулярном ВПД ($Y=26$ мм), ОН на 30 % больше, чем в направлении ВПД ($X=13$ мм).

В [4] изучали влияние давления проковки на ОН при ЛСТ образцов из титанового сплава Ti–6Al–4V с сечением $Y=7$ мм, $X=13$ мм с симметричным рельефом. Рентгенодифракционным методом выявлено, что увеличение давления проковки снижает оба компонента растягивающих ОН в плоскости стыка, а составляющую ОН в направлении осадки снижает практически до нулевых значений. Максимальные значения ОН наблюдаются в направлении *OX* и составляют порядка 670 МПа. Аналогичные распределения получены в [5] из сплава TC17 методом высвобождения на образцах с сечением $X=70$ мм, $Z=20$ мм (максимальные значения растягивающих напряжений в этом случае составили 300–350 МПа).

В [6] с помощью нейтрографии изучали ОН при ЛСТ образцов с сечением $X=13$ мм, $Z=14$ мм с симметричным рельефом для титановых сплавов MDG10051R и MDG10050. Было выявлено, что в области стыка растягивающие ОН составляют: по оси *X* примерно 360–380 МПа, по *Z* – 380–400 МПа и по *Y* – 200–210 МПа.

На расстоянии более 5 мм от стыка растягивающие ОН переходят в сжимающие.

В [7] при исследовании ОН при ЛСТ образцов с сечением $X=50$ мм, $Z=2$ мм с симметричным рельефом для среднеуглеродистой стали (ISO-C45, JIS-S45C) использовали рентгенодифракционный метод. Результаты сравнивали с измерениями, полученными с помощью метода высвобождения. Была выявлена хорошая корреляция между двумя методами, однако наблюдалось различие в величине максимальных значений ОН, связанная, скорее всего, с погрешностью метода высвобождения. С увеличением давления проковки со 100 до 400 МПа растягивающие ОН по оси *OX* снижаются с 450 до 240 МПа.

Экспериментальные исследования ОН соединений, полученных ЛСТ, ведутся достаточно активно всеми методами, перечисленными выше. Исследованиям подвергаются как соединения деталей из одного материала, так и комбинации разных групп материалов, но большая часть работ посвящена титановым сплавам. Приведенные результаты показывают, что распределение ОН определяется формой и размерами свариваемого сечения, а также условиями сварки. Рентгенодифракционный метод и нейтрография обеспечивают регистрацию ОН только на поверхности объекта исследования, а метод высвобождения относится к разрушающим методам, что существенно осложняет их применение на практике.

Для оценки послесварочного напряженно-деформированного состояния широко применяется моделирование термомеханических процессов при сварке. Авторы [8], изучая с помощью рентгенодифракционного метода ОН при ЛСТ образцов с сечением $Z=14,8$ мм, $X=33,6$ мм с симметричным рельефом из алюминиевого сплава AA2024, выявили, что при переходе к алюминиевым сплавам значительно изменяется картина распределения ОН. В частности, по направлению *X* в области стыка ОН составляют порядка 100 МПа. На расстоянии 8–10 мм от стыка наблюдаются максимальные

растягивающие ОН порядка 480–500 МПа. На расстоянии 20–22 мм от стыка максимальные сжимающие напряжения равны 300–350 МПа. Кроме того, выполнялось конечно-элементное моделирование в двухмерной постановке всего цикла сварки с имитацией ВПД и выхода грата с перестроением сетки в процессе расчетов. Результаты проведенного моделирования достаточно достоверно описывают изменение величины осадки. Также модель позволяет определить распределение ОН, которое качественно сходится с экспериментальными данными, тогда как количественно величина ОН верна только приблизительно. Кроме того, модель позволяет зафиксировать изменение температуры в процессе ЛСТ, максимум которой соответствует горячей штамповке.

Авторами [9] проведено конечно-элементное моделирование с использованием двухмерной модели, имитирующей нагрузки в процессе ЛСТ и деформации, в том числе выход грата на образцах из титанового сплава ВТ6 с симметричным рельефом. Получены растягивающие ОН (по оси OX – 600 МПа, по OY – 950–1000 МПа, по OZ – 150–180 МПа). Результаты были верифицированы рентгенодифракционным методом.

В работе [10] выполнялось конечно-элементное моделирование ОН в трехмерной постановке для образцов с сечением $Z=20$ мм, $X=40$ мм из титанового сплава ВТ6 с симметричным рельефом, учитывающее удаление части металла в грат за счет послойного удаления нагретого металла в области сварного шва и не учитывающее ВПД. Результаты сравнивались с работами ранее рассмотренных авторов [3; 4; 6] рентгенодифракционным методом и нейтронографией. Выявлено, что направление ВПД практически не оказывает влияния на ОН. Величина составляющих ОН зависит от формы заготовок, и, как правило, большие значения ОН совпадают с большим размером образца. Увеличение частоты и амплитуды ВПД приводит к увеличению ОН и сужению зоны его распространения.

Авторы [11] изучали ОН при ЛСТ на образцах с сечением $X=14$ мм, $Z=10$ мм с симметричным и несимметричным рельефом для никелевых сплавов GH4169 и FGH96. Выполнялось конечно-элементное моделирование в трехмерной постановке всего цикла сварки с имитацией ВПД и выхода грата. Модель продемонстрировала асимметричное распределение полей температур и ОН, причем форма распределения ОН схожа с результатами из работы [8]: имеют место ярко выраженные пики растягивающих напряжений в околосварной зоне, в области сварного шва наблюдаются также растягивающие напряжения, но в три раза меньшего значения, причем со стороны более пластичного материала пик растягивающих ОН несколько выше.

Конечно-элементная модель [12] в двухмерной постановке для образцов из титанового сплава ВТ6 с несимметричным рельефом имитирует нагрузки в процессе ЛСТ и деформации, в том числе и выход грата на образцах. В результате было получено несимметричное распределение температуры – больше нагревается тонкая деталь. Очистка стыка затруднена по сравнению с образцами с симметричным рельефом

Приведенные данные показывают, что для моделирования послесварочного напряженно-деформированного состояния применяются двух- и трехмерные конечно-элементные модели. Трехмерное моделирование

более трудоемко, сложнее в реализации, но дает возможность учесть геометрию реальных конструкций.

Традиционно приварка лопаток в моноколесах осуществляется встык, однако ведутся работы по замене стыковых соединений на более технологичные Т-образные. Переход к Т-образным соединениям обеспечит снижение затрат на обработку деталей перед сваркой, однако потребует дополнительных исследований специфики распределения тепла, формирования напряженно-деформированного состояния в процессе и после сварки. Процесс ЛСТ Т-образных соединений представляет собой несимметричную задачу как в плане напряженно-деформированного состояния, так и в плане распределения тепла. Перед началом моделирования необходимо сначала определить поле температур, возникающее в области сварного соединения, а потом, используя эту температуру как исходные данные, приступить к основным стадиям моделирования.

При этом традиционный подход к моделированию, используемый в мировой практике, основан на решении симметричной относительно плоскости стыка тепловой задачи [13–15]. Известен подход, при котором тепловая мощность, генерируемая трением, определяется по данным об усилении и скорости, записываемым сварочным оборудованием [16]. В этом случае для оценки распределения ОН достаточно решения тепловой задачи для фазы нагрева (при наличии возвратно-поступательного движения) и деформационной задачи на стадии проковки, что существенно упрощает процесс моделирования при сохранении удовлетворительной схожести с экспериментальными данными [17]. Моделирование всего цикла ЛСТ дает возможность учесть выход грата и определять температуры в области сварки непосредственно в процессе моделирования, что, безусловно, полезно, однако такой подход сложнее в реализации и значительно более трудоемок по сравнению с моделированием только стадии проковки, когда действует усилие сжатия при остывании металла и преимущественно происходит формирование ОН при ЛСТ.

В последние годы появились модели, пригодные для оценки температуры в условиях отсутствия симметрии, ориентированные преимущественно на исследование процесса получения биметаллических соединений [18]. Отличительной особенностью таких моделей является наличие обеих деталей в расчете и учет асимметрии в распределении тепловой мощности в деталях.

В настоящее время механизм образования ОН в Т-образных соединениях, полученных ЛСТ, мало изучен и требует дополнительного изучения.

Цель исследования – расчетная оценка послесварочного напряженно-деформированного состояния в Т-образных соединениях путем решения трехмерной деформационной задачи на стадии проковки при несимметричном относительно плоскости стыка распределении температур.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для сварки были использованы образцы из сплава ВТ6 по ОСТ 90013-81 с сечением в месте сварного стыка на неподвижной детали 13×26 мм. Для имитации Т-образного соединения лопатка – диск на одной из деталей (имитаторе лопатки) изготавливался рельеф

(рис. 2 а) сечением $N \times 26$ мм. Были изготовлены имитаторы лопатки 3 типоразмеров с размером выступа N , равным 6, 8 и 10 мм.

Режимы ЛСТ деталей с различной формой рельефа обеспечивали во всех случаях давление нагрева и проковки равным 100 МПа. Амплитуда и частота ВПД, величина осадки нагрева принимались равными соответственно 2 мм, 50 Гц и 2 мм.

Из сваренных образцов изготавливались шлифы для измерения ширины сварного шва и величины осадки каждой из деталей по схеме (рис. 2 б).

Для оценки температурного поля при ЛСТ была использована конечно-разностная одномерная модель, обеспечивающая учет несимметричного относительно плоскости стыка распределения тепла.

В данной работе материал обеих свариваемых деталей был один и тот же, теплофизические свойства обеих заготовок принимались одинаковыми. Неравномерность тепловых полей была обусловлена двумя факторами: 1) различной осадкой; 2) различной площадью сечения, через которое проходит тепловой поток.

Определение доли осадки каждой из деталей осуществлялось путем обмера изменения размера образцов после сварки. Различная осадка образцов характеризует различный отвод тепла деталями из стыка в грат.

Различие в площади сечения свариваемых заготовок влияет на градиент температуры в изделии и отведение тепла теплопроводностью в глубь заготовки. Так как использована одномерная конечноразностная модель, температурный поток, отводимый каждой деталью из стыка вглубь, определяется как

$$\Delta t(\tau) = \frac{\Delta}{2 \cdot \lambda \cdot F} \cdot N(\tau), \quad (1)$$

где Δt – приращение температуры, К;
 Δ – размер элемента сетки, мм;

λ – коэффициент теплопроводности изделия, Вт/(см·К);
 N – вводимая трением тепловая мощность, Вт;
 F – площадь сечения, через которое проходит тепловой поток, мм².

Как видно из (1), в детали меньшего сечения приращение температур больше. При учете двух вышеуказанных факторов возникает асимметрия расчетного теплового потока в каждой из заготовок, что в конечном счете приводит к различию температур в слоях, непосредственно прилегающих к плоскости трения. Для того чтобы нивелировать разницу температур вблизи плоскости трения, вводится фиктивный тепловой поток, соответствующий граничным условиям IV рода [16], который учитывает неравномерное распределение тепла между заготовками в зависимости от изменения двух вышеописанных факторов.

Размер элементов Δ был принят равным 0,05 мм, размер временного шага $\tau = 10^{-4}$ с. Размер расчетной области заготовок составил 15 мм, а продолжительность расчета – 1,5 с (15000 шагов), что позволило охватить весь процесс сварки и часть охлаждения после остановки для моделирования процесса проковки.

Для решения основной поставленной задачи использовался пакет программ ANSYS Workbench, с помощью которого имитировались нагрузки, возникающие в процессе ЛСТ и после для трех типоразмеров образцов. Использовалась модернизированная методика [19], согласно которой в процессе расчета учитываются следующие стадии:

- нагрев с приложением сварочного усилия F , равного 15,6, 20,8 и 26 кН для сечений подвижных деталей с размером N , равным 6, 8 и 10 мм соответственно, и закрепление образцов в оснастке (рис. 3 а);
- охлаждение с приложением сварочного усилия F и закрепление образцов в оснастке (рис. 3 б);
- высвобождение образцов из оснастки (рис. 3 с).

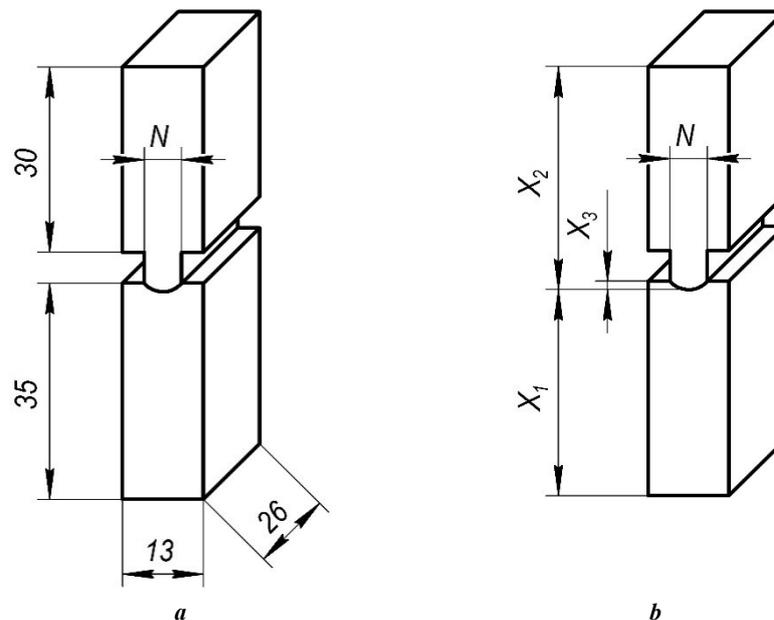


Рис. 2. Образец: а – полученный ЛСТ; б – схема обмера осадки компонентов
 Fig. 2. Sample: а – produced by linear friction welding; б – component upset measurement diagram

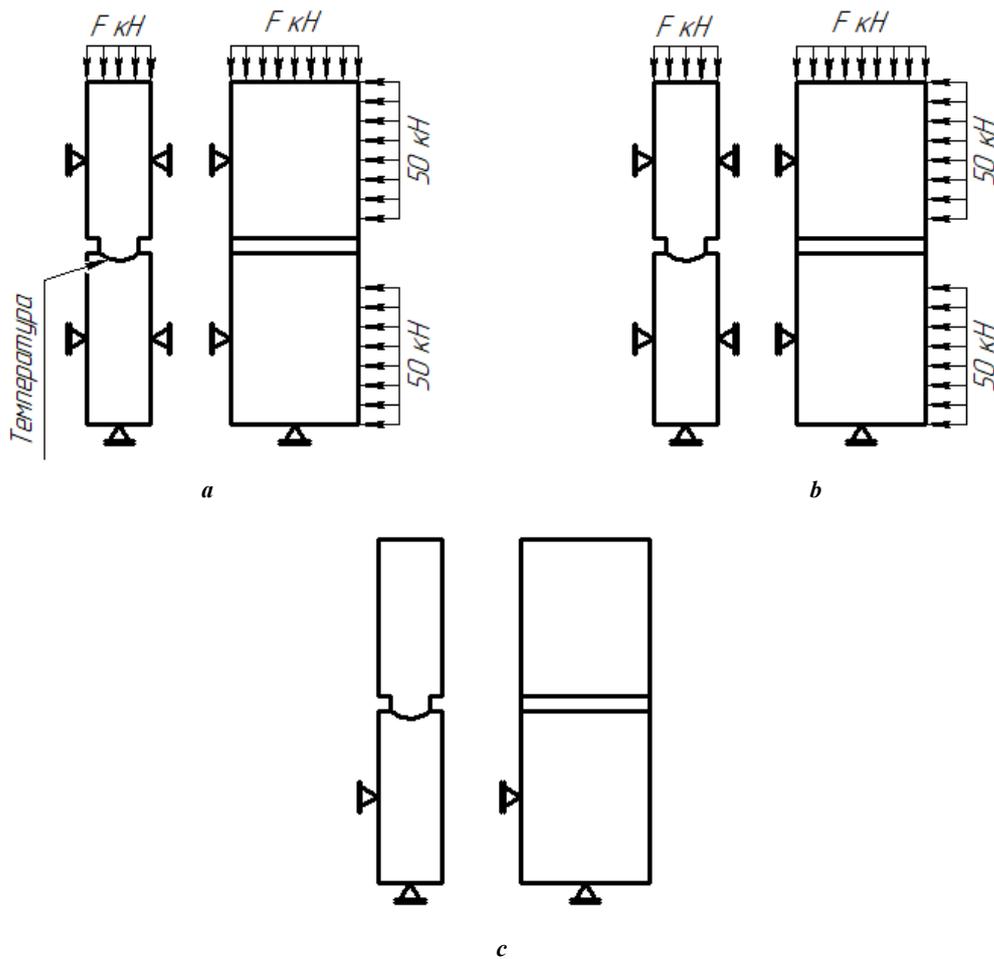


Рис. 3. Стадии процесса моделирования: **a** – нагрев; **b** – охлаждение; **c** – высвобождение из оснастки [19]
 Fig. 3. Modeling process stages: **a** – heating; **b** – cooling; **c** – release from fitting-out [19]

Для каждой стадии решались связанные задачи термического и механического анализов. Результаты анализа каждой стадии принимались как предварительная нагрузка для последующих стадий.

Свойства титанового сплава ВТ6 получены методом OPENCALTHAD по усредненному химическому составу и введены в ANSYS Workbench через Engineering Data.

Геометрическая модель была построена в пакете КОМПАС-3D и импортирована стандартными средствами ANSYS Workbench. Изогнутая в виде желоба форма сварного шва строилась на основе результатов металлографических исследований. Обе части образца разбивались на два фрагмента плоскостью, отступающей от впадины желоба сварного шва на 5 мм. В последующем уменьшался размер элементов сетки для двух фрагментов, расположенных ближе к области сварного шва. Полученные четыре фрагмента объединялись в две детали с применением пакета ANSYS Design Modeler.

На полученные геометрические модели накладывались следующие граничные условия:

- коэффициент поверхностной теплоотдачи $30 \text{ Вт/К}\cdot\text{м}^2$ [20] по всей наружной поверхности образцов;
- на поверхность сварного шва задавались температуры согласно термическим циклам, полученным на третьем этапе;

- ограничения, имитирующие оснастку, задавались с помощью функции нулевого перемещения поверхности по одной из осей;

- усилия, имитирующие воздействие оснастки, и сварочное усилие F задавались с помощью функции приложения распределенного усилия по направлению одной из осей;

- между частями образца на стадии нагрева задавался тип контакта «без проникновения», а на стадиях охлаждения и высвобождения из оснастки – «связанный».

Для решения задачи методом конечных элементов геометрические модели были разбиты на элементы. В работе использовалась сетка, состоящая при тепловой задаче из двадцати узловых элементов SOLID 90, которые при переходе к деформационной задаче преобразовывались в SOLID 186 размером не более 1,0 мм в области сварного шва.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Макроскопическое строение Т-образного сварного соединения представлено на рис. 4, где видно, что сварной шов формируется в форме желоба. Результаты замеров величины осадки, ширины шва и глубины желоба шва по схеме, изображенной рис. 2 б, представлены в таблице 1.

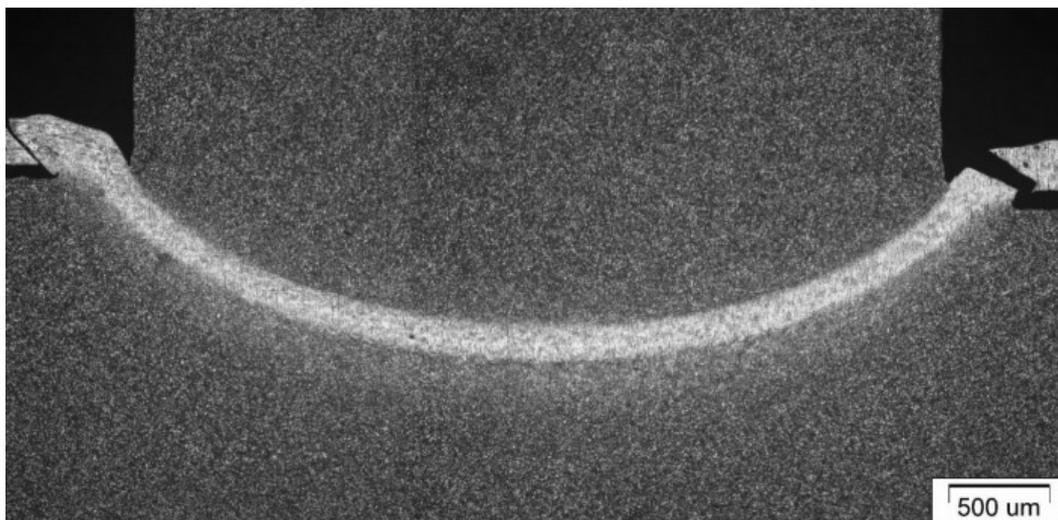


Рис. 4. Пример макрошлифа образца с сечением сварного шва 6×26 мм
Fig. 4. An example of sample macro-section with the weld seam profile of 6×26 mm

Таблица 1. Результаты замеров образцов
Table 1. Specimens' measurement results

Сечение, мм	Длина после осадки неподвижной детали (X_1), мм	Длина после осадки подвижной детали (X_2), мм	Глубина желоба (X_3), мм
6×26	33,9	34,1	0,9
8×26	34	34	1
10×26	33,6	33,6	1,4

Распределения температур при сварке с учетом полученных данных об осадке деталей были вычислены для каждого из исследованных типоразмеров. Графики термических циклов сварки представлены на рис. 5. Как видно, максимальная температура, достигаемая в стыке при сварке, снижается по мере уменьшения площади сечения меньшей из деталей.

На рис. 6 показаны эпюры распределения напряжений по Мизесу для всех вариантов сечений сварного образца на стадии после высвобождения из оснастки.

На рис. 7 показаны составляющие напряжений по осям координат для всех вариантов сечений сварного образца на стадии после высвобождения из оснастки.

Изображения распределения эквивалентных напряжений по Мизесу для всех исследуемых образцов (рис. 6) наглядно показывают, что после высвобождения образцов из оснастки ОН уравниваются в области протяженностью не более 5 мм в обе стороны от стыка. Причем с увеличением свариваемого сечения максимальные напряжения снижаются.

Из рис. 6 и рис. 7 видно, что наибольшие напряжения возникают в поперечном OX и продольном OZ направлениях.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализ термических циклов показывает, что в Т-образных соединениях отсутствует площадка постоянной

температуры в стыке, характерная для сварки образцов из одного материала и с одним сечением. Причем для случая, когда сечения мало отличаются (образец с шириной 10 мм), максимальная температура в стыке (1640 К) близка к максимальной температуре при сварке образцов одинакового сечения. Таким образом, можно сделать вывод, что для достижения квазистационарного состояния в образцах с несимметричным рельефом нужно достижение больших значений осадки по сравнению со сваркой симметричных изделий, а величина осадки будет зависеть от отношения площадей – чем оно ближе к единице, тем быстрее будет достигнуто квазистационарное состояние.

Следует отметить, что форма сварного соединения (рис. 4) представляет собой дугу, вдавленную в образец большего сечения. В таком случае возможность применения модели с плоским источником нагрева будет ограничиваться разницей в площадях свариваемых образцов и степени кривизны сварного соединения. Для случая, где площадь меньшей детали будет сильно отличаться от основной детали, нужно будет применять модель с модифицированным источником или переходить к другому методу моделирования.

Результаты анализа макроструктуры сварного соединения свидетельствуют о том, что осадка при сварке Т-образного соединения происходит за счет деформации обеих деталей, причем деформация имитатора ступицы приводит к заглублению сварного шва в ее тело (рис. 4).

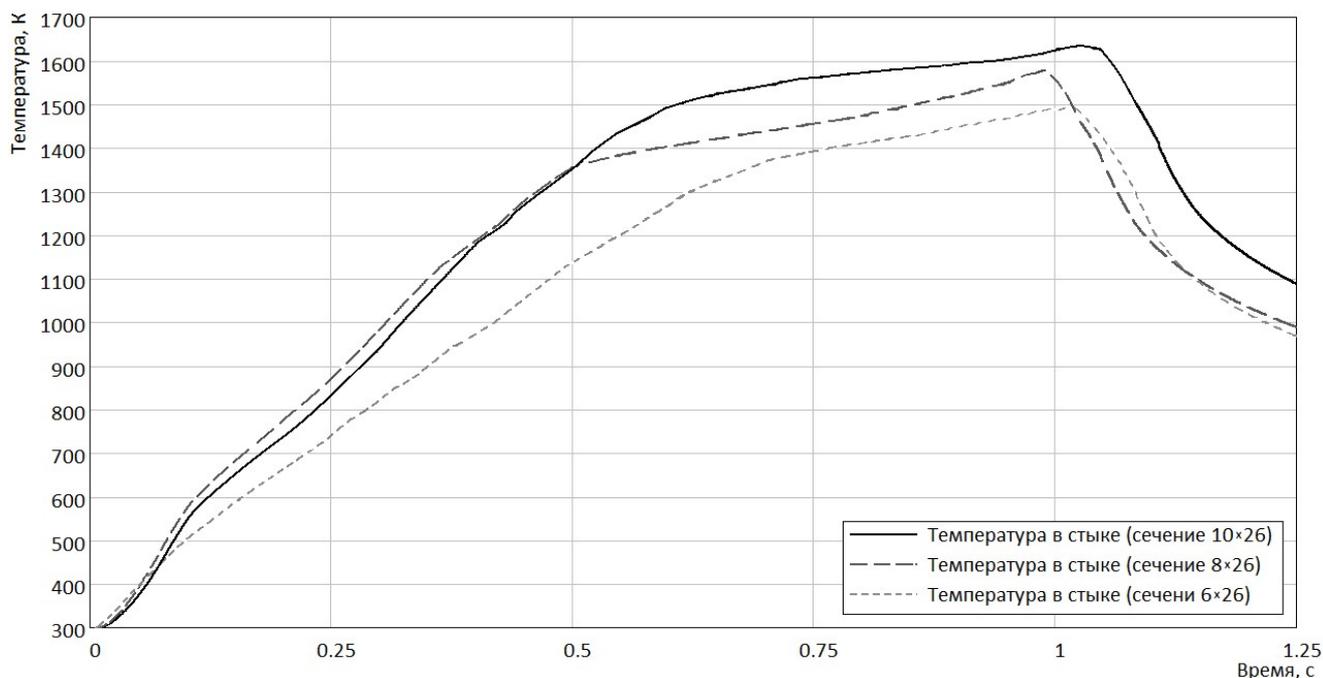


Рис. 5. Термические циклы в плоскости стыка
Fig. 5. Thermal cycles in an interface surface

Из рис. 6 и рис. 7 видно, что составляющая напряжений OX , ось которых направлена параллельно длинной стороне свариваемого сечения образца, не превышает 320–350, 35–50 и 15–20 МПа в области до 1 мм по обе стороны от свариваемого стыка, в областях свыше 1 мм от свариваемого стыка со стороны ступицы и со стороны лопатки соответственно.

Из рис. 6 и рис. 7 видно, что составляющая напряжений OZ , ось которых направлена параллельно короткой стороне свариваемого сечения образца, не превышает 250–300, 50–80 и 30–40 МПа в области до 1 мм по обе стороны от свариваемого стыка, в областях свыше 1 мм от свариваемого стыка со стороны ступицы и со стороны лопатки соответственно.

В зоне, не превышающей 1 мм в обе стороны от стыка, наблюдаются сжимающие напряжения, а далее по обе стороны от нее растягивающие, что кардинальным образом отличается от зафиксированных в работах [3; 4] по исследованию ОН для образцов с симметричным рельефом. На рис. 7 четко видно, что растягивающие напряжения распределяются несимметрично относительно стыка и примерно в 2 раза выше со стороны ступицы. Растягивающие напряжения в направлении по короткой стороне в 1,5–2 раза выше, чем по длинной. Сжимающие напряжения по направлению OZ на 15–20 % меньше, чем по направлению OX . Такое поведение, скорее всего, связано с высокой эффективностью проковки для сварных соединений рассмотренной конструкции.

Из рис. 6 и рис. 7 видно, что составляющая напряжений OY , соосная направлению вектора усилия проковки в области стыка, не превышает 25–30 и 5–12 МПа сжимающих и растягивающих напряжений соответственно. Это в 8–12 раз меньше, чем у продольной и поперечной составляющих. Такое кратное

снижение ОН объясняется комбинацией двух факторов: значительно большей протяженностью в направлениях OX и OZ относительно OY зоны нагретого в процессе ЛСТ металла и компенсацией температурной усадки за счет усилия проковки. Напряжения в направлении проковки имеют неярко выраженную тенденцию к росту по мере уменьшения ширины шва N , что может свидетельствовать об увеличении асимметрии в распределении напряжений и деформаций по мере уменьшения размера N .

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Разработанная численная модель напряженно-деформированного состояния при проковке Т-образных соединений сплавов титана учитывает отсутствие симметрии температурного поля относительно плоскости стыка и позволяет получить распределение остаточных напряжений в зоне сварного соединения.

Полученные распределения остаточных напряжений отличаются от зафиксированных другими исследователями для образцов с симметричным рельефом – во всех исследованных случаях сварной шов представляет собой зону действия сжимающих напряжений. Максимальные значения сжимающих напряжений в продольном направлении составляют 320–350 МПа и 250–300 МПа в поперечном.

Сжимающие напряжения компенсируются растягивающими напряжениями, располагающимися по обе стороны от стыка на расстоянии свыше 1 мм от него. Величина растягивающих напряжений достигает 50 МПа в продольном направлении (OX) и 80 МПа в поперечном (OZ), причем большие значения напряжений отмечены в более толстой детали.

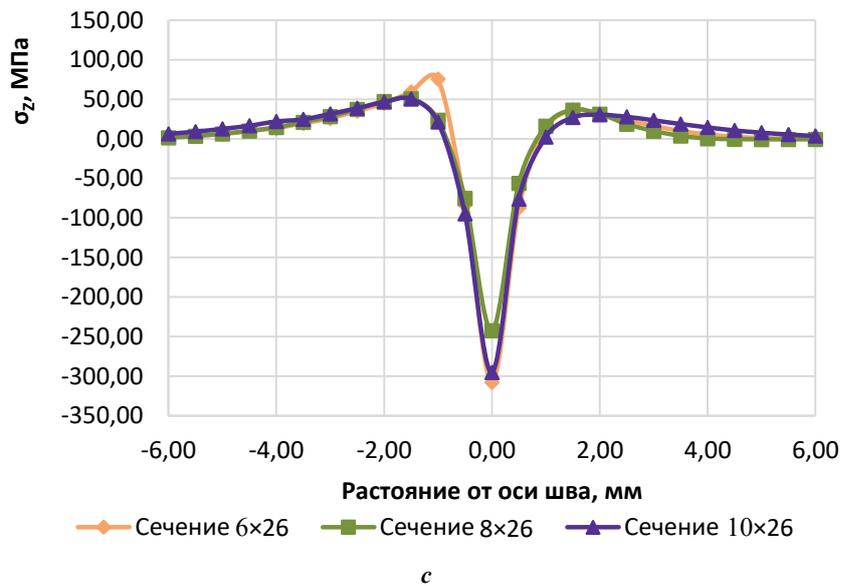
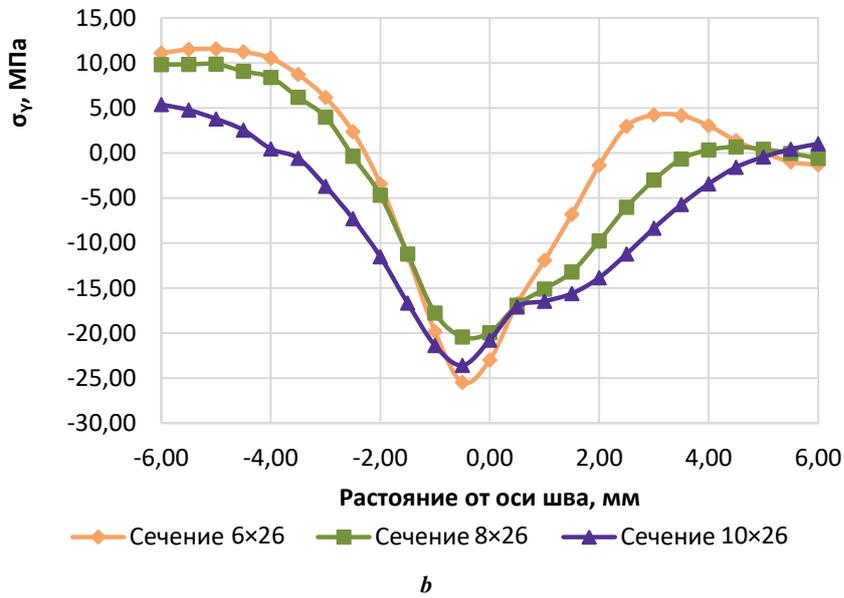
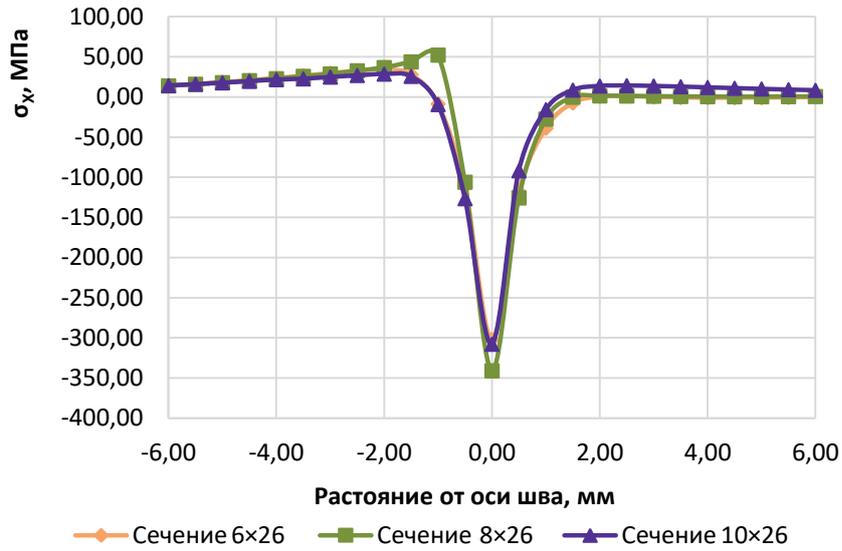


Рис. 7. Изменение составляющих ОН относительно свариваемого стыка по осям: **а** – OX; **б** – OY; **с** – OZ
 Fig. 7. Change in residual stress components relative to a welded joint along the axes: **a** – OX; **b** – OY; **c** – OZ

Напряжения в направлении проковки малы по сравнению с компонентами σ_z и σ_x , но имеется тенденция к их росту по мере уменьшения ширины шва N .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Tabatabaeian A., Ghasemi A.R., Shokrieh M.M., Marzbanrad B., Baraheni M., Fotouhi M. Residual Stress in Engineering Materials: A Review // *Advanced engineering materials*. 2022. Vol. 24. № 3. Article number 2100786. DOI: [10.1002/adem.202100786](https://doi.org/10.1002/adem.202100786).
2. McAndrew A.R., Colegrove P.A., Bühr C., Flipo B.C.D., Vairis A. A literature review of Ti-6Al-4V linear friction welding // *Progress in Materials Science*. 2018. Vol. 92. P. 225–257. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2017.10.003](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.003).
3. Frankel P., Preuss M., Steuwer A., Withers P.J., Bray S. Comparison of residual stresses in Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo linear friction welds // *Materials Science and Technology*. 2009. Vol. 25. № 5. P. 640–650. DOI: [10.1179/174328408X332825](https://doi.org/10.1179/174328408X332825).
4. Romero J., Attallah M.M., Preuss M., Karadge M., Bray S.E. Effect of the forging pressure on the microstructure and residual stress development in Ti-6Al-4V linear friction welds // *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57. № 18. P. 5582–5592. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.07.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.055).
5. Liu C., Dong C.-L. Internal residual stress measurement on linear friction welding of titanium alloy plates with contour method // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*. 2014. Vol. 24. № 5. P. 1387–1392. DOI: [10.1016/S1003-6326\(14\)63203-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63203-9).
6. Daymond M.R., Bonner N.W. Measurement of strain in a titanium linear friction weld by neutron diffraction // *Physica B: Condensed Matter*. 2003. Vol. 325. P. 130–137. DOI: [10.1016/S0921-4526\(02\)01514-4](https://doi.org/10.1016/S0921-4526(02)01514-4).
7. Gadallah R., Tsutsumi S., Aoki Y., Fujii H. Investigation of residual stress within linear friction welded steel sheets by alternating pressure via X-ray diffraction and contour method approaches // *Journal of Manufacturing Processes*. 2021. Vol. 64. P. 1223–1234. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.02.055](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.02.055).
8. Song X., Xie M., Hofmann F., Jun T.S., Connolley T., Reinhard C., Atwood R.C., Connor L., Drakopoulos M., Harding S., Korsunsky A.M. Residual stresses in Linear Friction Welding of aluminium alloys // *Materials and Design*. 2013. Vol. 50. P. 360–369. DOI: [10.1016/j.matdes.2013.03.051](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.051).
9. Turner R., Ward R.M., March R., Reed R.C. The magnitude and origin of residual stress in Ti-6Al-4V linear friction welds: An investigation by validated numerical modeling // *Metallurgical and materials transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2012. Vol. 43. № 1. P. 186–197. DOI: [10.1007/s11663-011-9563-9](https://doi.org/10.1007/s11663-011-9563-9).
10. Bühr C., Ahmad B., Colegrove P.A., McAndrew A.R., Guo H., Zhang X. Prediction of residual stress within linear friction welds using a computationally efficient modelling approach // *Materials and Design*. 2018. Vol. 139. P. 222–233. DOI: [10.1016/j.matdes.2017.11.013](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.013).
11. Geng P., Qin G., Zhou J. A computational modeling of fully friction contact-interaction in linear friction welding of Ni-based superalloys // *Materials and Design*. 2020. Vol. 185. Article number 108244. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108244](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108244).
12. Lee L.A., McAndrew A.R., Buhr C., Beamish K.A., Colegrove P.A. 2D linear friction weld modelling of a Ti-6Al-4V T-joint // *Journal of Engineering Science and Technology Review*. 2015. Vol. 8. № 6. P. 44–48. DOI: [10.25103/jestr.086.12](https://doi.org/10.25103/jestr.086.12).
13. Li W., Vairis A., Preuss M., Ma T. Linear and rotary friction welding review // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61. № 2. P. 71–100. DOI: [10.1080/09506608.2015.1109214](https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214).
14. Li W.-Y., Ma T., Li J. Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters // *Materials and Design*. 2010. Vol. 31. № 3. P. 1497–1507. DOI: [10.1016/j.matdes.2009.08.023](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.08.023).
15. Schröder F., Ward R.M., Walpole A.R., Turner R.P., Attallah M.M., Gebelin J.-C., Reed R.C. Linear friction welding of Ti6Al4V: experiments and modeling // *Materials Science and Technology*. 2015. Vol. 31. № 3. P. 372–384. DOI: [10.1179/1743284714Y.000000575](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.000000575).
16. McAndrew A.R., Colegrove P.A., Addison A.C., Flipo B.C.D., Russel M.J. Energy and force analysis of Ti-6Al-4V linear friction welds for computational modeling input and validation data // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2014. Vol. 45. № 13. P. 6118–6128. DOI: [10.1007/s11661-014-2575-8](https://doi.org/10.1007/s11661-014-2575-8).
17. Bühr C., Colegrove P.A., McAndrew A.R. A computationally efficient thermal modelling approach of the linear friction welding process // *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. Vol. 252. P. 849–858. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2017.09.013](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.013).
18. Medvedev A.U., Galimov V.R., Gatiyatullin I.M., Murugova O.V. Finite difference model of temperature fields in linear friction welding // *Solid State Phenomena*. 2020. Vol. 303. P. 175–180. DOI: [10.4028/www.scientific.net/ssp.303.175](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.303.175).
19. Nikiforov R., Medvedev A., Tarasenko E., Vairis A. Numerical simulation of residual stresses in linear friction welded joints // *Journal of Engineering Science and Technology Review*. 2015. Vol. 8. № 6. P. 49–53. DOI: [10.25103/jestr.086.13](https://doi.org/10.25103/jestr.086.13).
20. Pervaiz S., Deiab, I., Wahba, E., Rashid A., Nicolescu M. A numerical and experimental study to investigate convective heat transfer and associated cutting temperature distribution in single point turning // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 94. № 1-4. P. 897–910. DOI: [10.1007/s00170-017-0975-9](https://doi.org/10.1007/s00170-017-0975-9).

REFERENCES

1. Tabatabaeian A., Ghasemi A.R., Shokrieh M.M., Marzbanrad B., Baraheni M., Fotouhi M. Residual Stress in Engineering Materials: A Review. *Advanced engineering materials*, 2022, vol. 24, no. 3, article number 2100786. DOI: [10.1002/adem.202100786](https://doi.org/10.1002/adem.202100786).
2. McAndrew A.R., Colegrove P.A., Bühr C., Flipo B.C.D., Vairis A. A literature review of Ti-6Al-4V linear friction welding. *Progress in Materials Science*. 2018, vol. 92, pp. 225–257. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2017.10.003](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.003).

3. Frankel P., Preuss M., Steuwer A., Withers P.J., Bray S. Comparison of residual stresses in Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo linear friction welds. *Materials Science and Technology*, 2009, vol. 25, no. 5, pp. 640–650. DOI: [10.1179/174328408X332825](https://doi.org/10.1179/174328408X332825).
4. Romero J., Attallah M.M., Preuss M., Karadge M., Bray S.E. Effect of the forging pressure on the microstructure and residual stress development in Ti-6Al-4V linear friction welds. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57, no. 18, pp. 5582–5592. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.07.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.055).
5. Liu C., Dong C.-L. Internal residual stress measurement on linear friction welding of titanium alloy plates with contour method. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 2014, vol. 24, no. 5, pp. 1387–1392. DOI: [10.1016/S1003-6326\(14\)63203-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63203-9).
6. Daymond M.R., Bonner N.W. Measurement of strain in a titanium linear friction weld by neutron diffraction. *Physica B: Condensed Matter*, 2003, vol. 325, pp. 130–137. DOI: [10.1016/S0921-4526\(02\)01514-4](https://doi.org/10.1016/S0921-4526(02)01514-4).
7. Gadallah R., Tsutsumi S., Aoki Y., Fujii H. Investigation of residual stress within linear friction welded steel sheets by alternating pressure via X-ray diffraction and contour method approaches. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 64, pp. 1223–1234. DOI: [10.1016/j.jmappro.2021.02.055](https://doi.org/10.1016/j.jmappro.2021.02.055).
8. Song X., Xie M., Hofmann F., Jun T.S., Connolley T., Reinhard C., Atwood R.C., Connor L., Drakopoulos M., Harding S., Korsunsky A.M. Residual stresses in Linear Friction Welding of aluminium alloys. *Materials and Design*, 2013, vol. 50, pp. 360–369. DOI: [10.1016/j.matdes.2013.03.051](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.051).
9. Turner R., Ward R.M., March R., Reed R.C. The magnitude and origin of residual stress in Ti-6Al-4V linear friction welds: An investigation by validated numerical modeling. *Metallurgical and materials transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 2012, vol. 43, no. 1, pp. 186–197. DOI: [10.1007/s11663-011-9563-9](https://doi.org/10.1007/s11663-011-9563-9).
10. Bühr C., Ahmad B., Colegrove P.A., McAndrew A.R., Guo H., Zhang X. Prediction of residual stress within linear friction welds using a computationally efficient modelling approach. *Materials and Design*, 2018, vol. 139, pp. 222–233. DOI: [10.1016/j.matdes.2017.11.013](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.013).
11. Geng P., Qin G., Zhou J. A computational modeling of fully friction contact-interaction in linear friction welding of Ni-based superalloys. *Materials and Design*, 2020, vol. 185, article number 108244. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108244](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108244).
12. Lee L.A., McAndrew A.R., Buhr C., Beamish K.A., Colegrove P.A. 2D linear friction weld modelling of a Ti-6Al-4V T-joint. *Journal of Engineering Science and Technology Review*, 2015, vol. 8, no. 6, pp. 44–48. DOI: [10.25103/jestr.086.12](https://doi.org/10.25103/jestr.086.12).
13. Li W., Vairis A., Preuss M., Ma T. Linear and rotary friction welding review. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61, no. 2, pp. 71–100. DOI: [10.1080/09506608.2015.1109214](https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214).
14. Li W.-Y., Ma T., Li J. Numerical simulation of linear friction welding of titanium alloy: Effects of processing parameters. *Materials and Design*, 2010, vol. 31, no. 3, pp. 1497–1507. DOI: [10.1016/j.matdes.2009.08.023](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.08.023).
15. Schröder F., Ward R.M., Walpole A.R., Turner R.P., Attallah M.M., Gebelin J.-C., Reed R.C. Linear friction welding of Ti6Al4V: experiments and modeling. *Materials Science and Technology*, 2015, vol. 31, no. 3, pp. 372–384. DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000575](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000575).
16. McAndrew A.R., Colegrove P.A., Addison A.C., Flipo B.C.D., Russel M.J. Energy and force analysis of Ti-6Al-4V linear friction welds for computational modeling input and validation data. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2014, vol. 45, no. 13, pp. 6118–6128. DOI: [10.1007/s11661-014-2575-8](https://doi.org/10.1007/s11661-014-2575-8).
17. Bühr C., Colegrove P.A., McAndrew A.R. A computationally efficient thermal modelling approach of the linear friction welding process. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 252, pp. 849–858. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2017.09.013](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.09.013).
18. Medvedev A.U., Galimov V.R., Gatiyatullin I.M., Murugova O.V. Finite difference model of temperature fields in linear friction welding. *Solid State Phenomena*, 2020, vol. 303, pp. 175–180. DOI: [10.4028/www.scientific.net/ssp.303.175](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/ssp.303.175).
19. Nikiforov R., Medvedev A., Tarasenko E., Vairis A. Numerical simulation of residual stresses in linear friction welded joints. *Journal of Engineering Science and Technology Review*, 2015, vol. 8, no. 6, pp. 49–53. DOI: [10.25103/jestr.086.13](https://doi.org/10.25103/jestr.086.13).
20. Pervaiz S., Deiab, I., Wahba, E., Rashid A., Nicolescu M. A numerical and experimental study to investigate convective heat transfer and associated cutting temperature distribution in single point turning. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 94, no. 1-4, pp. 897–910. DOI: [10.1007/s00170-017-0975-9](https://doi.org/10.1007/s00170-017-0975-9).

The influence of a workpiece shape on residual stresses during linear friction welding

© 2022

Anatoly N. Pautov^{*1}, senior lecturer of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies

*Aleksandr Yu. Medvedev*², Doctor of Sciences (Engineering),

professor of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies

*Vitaly R. Galimov*³, postgraduate student,

senior lecturer of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies

*Olga V. Kolenchenko*⁴, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies

Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

*E-mail: pautov.an@ugatu.su

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3953-8062>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0945-0270>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8040-0570>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2993-7425>

Received 29.04.2022

Accepted 12.08.2022

Abstract: Linear friction welding is an advanced technology for manufacturing titanium blisks for gas-turbine engine compressors, which are subjected to stringent requirements for cyclic strength and dimensional accuracy. Substitution of conventional butt joints with more technological T-shape joints is a promising area, which provides reducing of the pre-welding machining costs. The introduction of T-form joints requires additional research of thermal distribution specifics and strain-stress state formation in the welding process and after its end. Therefore, the study of residual stresses in titanium alloy T-shape joints produced by linear friction welding is topical. The paper investigates the residual stresses in imitating welded blisk joints. The authors consider the results of welding where the blade imitator has a reamed relief of a smaller section. The finite element model covering forging, cooling, and disassembly of welded specimens is offered. The authors developed the model in ANSYS Workbench to describe the strain-stress state of welded specimens, which allows for estimating the residual stress levels and spreading. The main distinctive feature of the model is an accounting of asymmetric temperature distribution obtained by finite-difference solving of a T-shape joint thermal problem and weld shape simulation obtained as a result of welded joints metallographic research. The presented model allows the evaluation of the residual stresses in joints. The distribution of residual stresses in T-shaped welded joints is specific – compressive stresses existing in a weld are balanced by tensile stresses acting at a distance of 1 mm from the joint. The formation of compressive stresses in a weld is caused by plastic deformation due to the forging force action.

Keywords: linear friction welding; pressure welding; residual stresses; T-shape welds; stress-strain state; numerical simulation; titanium alloys; thermal field modeling.

For citation: Pautov A.N., Medvedev A.Yu., Galimov V.R., Kolenchenko O.V. The influence of a workpiece shape on residual stresses during linear friction welding. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 102–112. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-102-112.

НАШИ АВТОРЫ

Абдулрахман Хайдар Нофалевич, кандидат физико-математических наук, доцент.
Адрес: Ростовский государственный университет путей сообщения,
344038, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Ростовского Стрелкового Полка Народного Ополчения, 2.
E-mail: Abdulrahm.haidar@gmail.com

Абуайяш Адхам, аспирант.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: adhamabuayash4@gmail.com

Арышенский Евгений Владимирович, кандидат технических наук, доцент,
научный руководитель ОНИЛ № 4.
Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,
443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.
E-mail: ar-evgenii@yandex.ru

Аубакирова Вета Робертовна, кандидат технических наук,
старший преподаватель кафедры электронной инженерии.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: veta_mr@mail.ru

Афанасьева Анна Алексеевна, инженер ЦКП «Новые материалы и технологии».
Адрес: Комсомольский-на-Амуре государственный университет,
681013, Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, пр-т Ленина, 27.
E-mail: ani.afanasjeva@gmail.com

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор.
Адрес 1: Камышинский технологический институт (филиал)
Волгоградского государственного технического университета,
403870, Россия, г. Камышин, ул. Ленина, 6А.
Адрес 2: Саратовский государственный аграрный университет имени Н.И. Вавилова,
410012, Россия, г. Волгоград, Театральная площадь, 1.
E-mail: bpu@mail.ru

Галимов Виталий Рустемович, аспирант,
старший преподаватель кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: galimov.vr@ugatu.ru

Гундеров Дмитрий Валерьевич, доктор физико-математических наук, профессор,
ведущий научный сотрудник.
Адрес 1: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
Адрес 2: Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра
Российской академии наук,
450054, Россия, г. Уфа, пр-т Октября, 71.
E-mail: dimagun@mail.ru

Гундерова Софья Дмитриевна, студент.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: gynderova@mail.ru

Дриц Александр Михайлович, кандидат технических наук,
ведущий научный сотрудник ОНИЛ № 4, директор по развитию бизнеса и технологий.
Адрес 1: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,
443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.
Адрес 2: АО «Аркионик СМЗ»,
443051, Россия, г. Самара, ул. Алма-Атинская, 29.
E-mail: dritsam@gmail.com

Дударева Наталья Юрьевна, доктор технических наук, профессор.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,

450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: dudareva.nyu@ugatu.su

Зорин Игорь Александрович, лаборант ОНИЛ № 4, студент.

Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,

443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.

E-mail: zorin_20@mail.ru

Ивашин Павел Валентинович, кандидат технических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: ivashinpv@gmail.com

Исламгалиев Ринат Кадыханович, доктор физико-математических наук, профессор,

профессор кафедры материаловедения и физики металлов.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,

450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: rinatis@mail.ru

Киришцева Виктория Игоревна, аспирант кафедры «Высшая математика».

Адрес: Ростовский государственный университет путей сообщения,

344038, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Ростовского Стрелкового Полка Народного Ополчения, 2.

E-mail: Milaya_vika@list.ru

Коленченко Ольга Вячеславовна, кандидат технических наук,

доцент кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,

450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: kolenchenko.ov@ugatu.su

Коновалов Сергей Валерьевич, доктор технических наук, профессор,

главный научный сотрудник ОНИЛ № 4, проректор по научной и инновационной деятельности.

Адрес 1: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва,

443086, Россия, г. Самара, ул. Московское шоссе, 34.

Адрес 2: Сибирский государственный индустриальный университет,

654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

Криштал Михаил Михайлович, доктор физико-математических наук, профессор.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: krishtal@tltstu.ru

Круглов Александр Борисович, кандидат физико-математических наук, доцент.

Адрес: Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

115409, Россия, г. Москва, Каширское шоссе, 31.

E-mail: AVKruglov@mephi.ru

Кудрявцев Егор Алексеевич, кандидат технических наук, научный сотрудник.

Адрес: Центр коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ»,

380033, Россия, г. Белгород, ул. Королева, 2а, корп. 4.

E-mail: kudryavtsev@bsu.edu.ru

Лебедев Юрий Анатольевич, кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник.

Адрес: Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра

Российской академии наук,

450054, Россия, г. Уфа, пр-т Октября, 71.

E-mail: lebedev@anrb.ru

Медведев Александр Юрьевич, доктор технических наук, профессор кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: medvedev.ayu@ugatu.su

Мукутадзе Мурман Александрович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Высшая математика».
Адрес: Ростовский государственный университет путей сообщения, 344038, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Ростовского Стрелкового Полка Народного Ополчения, 2.
E-mail: murman1963@yandex.ru

Назарьев Александр Викторович, кандидат технических наук, инженер-конструктор 1-й категории.
Адрес: Филиал АО «Научно-производственный центр автоматизации и приборостроения имени академика Н.А. Пилюгина» – «Производственное объединение "Корпус"», 410019, Россия, г. Саратов, ул. Осипова, 1.
E-mail: alex121989@mail.ru

Нестеров Константин Михайлович, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник НИИ физики перспективных материалов.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: kmnesterov@mail.ru

Никитин Юрий Александрович, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры автоматизации технологических процессов.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: nikyu@yandex.ru

Паутов Анатолий Николаевич, старший преподаватель кафедры сварочных, литейных и аддитивных технологий.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: pautov.an@ugatu.su

Полунин Антон Викторович, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник.
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: anpol86@gmail.com

Сиразеева Арина Ренадовна, студент.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: sirazeeva.arina@mail.ru

Стоцкий Андрей Геннадьевич, младший научный сотрудник.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: stockii_andrei@mail.ru

Твердохлебов Андрей Яковлевич, инженер.
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: andr.tverd@gmail.com

Фадеев Валерий Сергеевич, доктор технических наук, профессор, генеральный директор.
Адрес: ООО «ИНФОТЕХ», 117420, Россия, г. Москва, ул. Намёткина, 10Б, стр. 1.
E-mail: infotech.mos@gmail.com

Фаррахов Рузиль Галиевич, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры электронной инженерии.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: farrahov.rg@ugatu.su

Шведова Валентина Евгеньевна, аспирант кафедры «Высшая математика».
Адрес: Ростовский государственный университет путей сообщения,
344038, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Ростовского Стрелкового Полка Народного Ополчения, 2.
E-mail: Shvedovavalya@yandex.ru

OUR AUTHORS

Abdulrahman Khaidar Nofalevich, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor.

Address: Rostov State Transport University,

344038, Russia, Rostov-on-Don, Rostovskogo Strelkovogo Polka Narodnogo Opolcheniya Square, 2.

E-mail: Abdulrahm.haidar@gmail.com

Abuayyash Adham, postgraduate student.

Address: Ufa University of Science and Technology,

450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.

E-mail: adhamabuayash4@gmail.com

Afanaseva Anna Alekseevna, engineer

of the Center for Collective Use “Advanced Materials and Technologies”.

Address: Komsomolsk-na-Amure State University,

681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Prospekt, 27.

E-mail: ani.afanasjeva@gmail.com

Aryshensky Evgeny Vladimirovich, PhD (Engineering),

Associate Professor, scientific supervisor of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4).

Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,

443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse Street, 34.

E-mail: ar-evgenii@yandex.ru

Aubakirova Veta Robertovna, PhD (Engineering), senior lecturer of Chair of Electronic Engineering.

Address: Ufa University of Science and Technology,

450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.

E-mail: veta_mr@mail.ru

Bashkov Oleg Viktorovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Head of Chair “Materials Science and Technology of Advanced Materials”.

Address: Komsomolsk-na-Amure State University,

681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Prospekt, 27.

E-mail: bashkov@knastu.ru

Bochkarev Petr Yuryevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor.

Address 1: Kamyshin Technological Institute (branch) of Volgograd State Technical University,

403870, Russia, Kamyshin, Lenin Street, 6A.

Address 2: N.I. Vavilov Saratov State Agrarian University,

410012, Russia, Volgograd, Teatralnaya Square, 1.

E-mail: bpy@mail.ru

Drits Aleksandr Mikhailovich, PhD (Engineering),

leading researcher of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4),

Director of Business and Technology Development.

Address 1: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,

443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse Street, 34.

Address 2: JSC “Arconic SMZ”,

443051, Russia, Samara, Alma-Atinskaya Street, 29.

E-mail: dritsam@gmail.com

Dudareva Natalya Yuryevna, Doctor of Sciences (Engineering), Professor.

Address: Ufa University of Science and Technology,

450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.

E-mail: dudareva.nyu@ugatu.su

Fadeev Valery Sergeevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

General Director.

Address: OOO INFOTECH,

117420, Russia, Moscow, Namyotkin Street, 10B, building 1.

E-mail: infotech.mos@gmail.com

Farrakhov Ruzil Galievich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair of Electronic Engineering.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: farrakhov.rg@ugatu.su

Galimov Vitaly Rustemovich, postgraduate student, senior lecturer of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: galimov.vr@ugatu.su

Gunderov Dmitry Valeryevich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, leading researcher.
Address 1: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
Address 2: Institute of Physics of Molecules and Crystals of Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, 450054, Russia, Ufa, Prospekt Oktyabrya, 71.
E-mail: dimagun@mail.ru

Gunderova Sofia Dmitrievna, student.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: gynderova@mail.ru

Islamgaliev Rinat Kadykhanovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: rinatis@mail.ru

Ivashin Pavel Valentinovich, PhD (Engineering), senior researcher.
Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: ivashinpv@gmail.com

Kirishchieva Viktoria Igorevna, postgraduate student of Chair of Higher Mathematics.
Address: Rostov State Transport University, 344038, Russia, Rostov-on-Don, Rostovskogo Strelkovogo Polka Narodnogo Opolcheniya Square, 2.
E-mail: Milaya_vika@list.ru

Kolenchenko Olga Vyacheslavovna, PhD (Engineering), assistant professor of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: kolenchenko.ov@ugatu.su

Konovalov Sergey Valeryevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4), Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities.
Address 1: Academician S.P. Korolev Samara National Research University, 443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse Street, 34.
Address 2: Siberian State Industrial University, 654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.
E-mail: konovalov@sibsiu.ru

Krishtal Mikhail Mikhailovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor.
Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: krishtal@tlt.su.ru

Kruglov Aleksandr Borisovich, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor.
Address: National Research Nuclear University MEPhI,
115409, Russia, Moscow, Kashirskoe shosse, 31.
E-mail: ABKruglov@mephi.ru

Kudryavtsev Egor Alekseevich, PhD (Engineering), researcher.
Address: Center for Collective Use “Technologies and Materials of NRU “BelSU”,
380033, Russia, Belgorod, Korolev Street, 2a, building 4.
E-mail: kudryavtsev@bsu.edu.ru

Lebedev Yuriy Anatolyevich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher.
Address: Institute of Physics of Molecules and Crystals of Ufa Federal Research Center
of the Russian Academy of Sciences,
450054, Russia, Ufa, Prospekt Oktyabrya, 71.
E-mail: lebedev@anrb.ru

Medvedev Aleksandr Yurievich, Doctor of Sciences (Engineering),
Professor of Chair of Welding, Foundry and Additive Technologies.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: medvedev.ayu@ugatu.su

Mukutadze Murman Aleksandrovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Head of Chair of Higher Mathematics.
Address: Rostov State Transport University,
344038, Russia, Rostov-on-Don, Rostovskogo Strelkovogo Polka Narodnogo Opolcheniya Square, 2.
E-mail: murman1963@yandex.ru

Nazaryev Aleksandr Viktorovich, PhD (Engineering), 1st category design engineer.
Address: Branch of the FSUE “Academician Pilyugin Scientific-Production Center
of Automatics and Instrument-Building” – “Industrial Association “Korpus”,
410019, Russia, Saratov, Osipov Street, 1.
E-mail: alex121989@mail.ru

Nesterov Konstantin Mikhailovich, PhD (Physics and Mathematics),
researcher of the Research Institute of Physics of Advanced Materials.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: kmnesterov@mail.ru

Nikitin Yury Aleksandrovich, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of Chair of Technological Process Automation.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: nikyu@yandex.ru

Pautov Anatoly Nikolaevich, senior lecturer of Chair of Welding,
Foundry and Additive Technologies.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: pautov.an@ugatu.su

Polunin Anton Viktorovich, PhD (Engineering), leading researcher.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: anpol86@gmail.com

Shvedova Valentina Evgenyevna, postgraduate student of Chair of Higher Mathematics.
Address: Rostov State Transport University,
344038, Russia, Rostov-on-Don, Rostovskogo Strelkovogo Polka Narodnogo Opolcheniya Square, 2.
E-mail: Shvedovavalya@yandex.ru

Sirazeeva Arina Renadovna, student.

Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.

E-mail: sirazeeva.arina@mail.ru

Stotsky Andrey Gennadievich, junior researcher.

Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.

E-mail: stockii_andrei@mail.ru

Tverdokhlebov Andrey Yakovlevich, engineer.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: andr.tverd@gmail.com

Zorin Igor Aleksandrovich, laboratory assistant of the Industrial Research Laboratory No. 4 (ONIL-4),
a student.

Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse Street, 34.

E-mail: zorin_20@mail.ru

На обложке: Микроструктура образца фрикционного материала вставки муфты стрелочного электропривода (увеличение 400 крат). Автор фото: А.А. Афанасьева, инженер, старший преподаватель (Комсомольский-на-Амуре государственный университет, Комсомольск-на-Амуре, Россия).