

№7
(149)
2025

ISSN 2307-6046



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



ТРУДЫ ВИАМ



ТРУДЫ ВИАМ

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЭЛЕКТРОННЫЙ ЖУРНАЛ

ИЗДАЕТСЯ С 2013 ГОДА

№ 7 (149) июль 2025

Учредитель периодического издания:

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакционный совет

Председатель совета – главный редактор:

Каблов Е.Н. академик РАН, профессор (НИЦ «Курчатовский институт»)

Заместитель председателя совета – заместитель главного редактора:

Антипов В.В. докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт»)

Члены совета:

Демонис И.М.	канд. техн. наук
Кокорин В.Н.	докт. техн. наук, профессор (Ульяновский государственный технический университет)
Кондрашов С.В.	докт. техн. наук (МГТУ им. Н.Э. Баумана)
Лаптев А.Б.	докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)
Леонтьев Л.И.	академик РАН, профессор (РАН)
Ночовная Н.А.	докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)
Пенязьков О.Г.	академик НАН Беларуси, профессор (Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова, Беларусь)
Райтер Г.	докт. наук (ALD Vacuum Technologies GmbH, Германия)
Старцев В.О.	докт. техн. наук (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)
Стороженко П.А.	академик РАН, профессор (АО «ГНИИХТЭОС»)
Тимофеев А.Н.	докт. техн. наук (ОАО «Композит»)
Аграфенина Е.А.	ответственный секретарь (НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Издатель: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Редакция:

редакторы – Е.А. Аграфенина, Н.В. Ананьева;
корректор – И.С. Туманова; верстка – М.С. Закржевская

Адрес редакции:

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Тел.: +7 (499) 263-89-50, +7 (499) 263-87-37; факс: +7 (499) 267-86-09;
e-mail: admin@viam.ru; сайт: <http://viam-works.ru>

Свидетельство о регистрации средства массовой информации Эл № ФС77-82678 от 27.01.2022

Распространяется бесплатно посредством информационно-телекоммуникационной сети Интернет.

Журнал включен в перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата и доктора наук.

Журнал входит в Российский индекс научного цитирования (РИНЦ),
реферативно-информационную базу данных RSCI (Russian Science Index на платформе Web of Science)
Журнал входит в Международную ассоциацию издателей (PILA – Publishers International Linking Association).
Всем статьям, публикуемым в журнале, присваиваются индексы DOI (Digital Object Identifier).

В сведениях об авторах указываются данные, актуальные на момент предоставления рукописи в редакцию.

ТРУДЫ ВИАМ

TRUDY VIAM

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL JOURNAL

СОДЕРЖАНИЕ

Жаропрочные сплавы и стали

Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления

Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Особенности формирования микроструктуры паяных соединений жаропрочных никелевых сплавов с иридием

Горлов Д.С., Александров Д.А., Черединов П.Д. Возможности применения ионно-плазменной технологии при создании износостойкого покрытия для защиты деталей с низкой температурой отпуска

Легкие сплавы

Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В., Алиханян А.А., Леонов А.А. Магниевые сплавы как основа металлomатричных композиционных материалов: исследование структуры и свойств

Композиционные материалы

Копылов А.В., Прокопенков В.Г., Славин А.В., Курносое А.О. Исследование процесса водопоглощения стеклопластика на основе полых волокон на базе анализа природоподобных технологий

Защитные и функциональные покрытия

Кожухаров М.С., Ахмадиева К.Р., Боков В.В., Измалков Д.А. Способы удаления влагозащитных электроизоляционных покрытий

CONTENTS

Heat-resistant alloys and steels

Nerush S.V., Chubov D.G., Kaplanskiy Yu.Yu., Suhov D.I. Investigation of experimental nickel-based heat-resistant alloy obtained by selective laser melting method

Sviridov A.V., Afanasiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Features of formation of microstructure of soldered joints of nickel super alloys with iridium

Gorlov D.S., Alexandrov D.A., Cheredinov P.D. The possibilities of using ion-plasma technology in the creation of a wear-resistant coating to protect parts with low tempering temperature

Light-metal alloys

Volkova E.F., Akinina M.V., Mostyaev I.V., Alihanyan A.A., Leonov A.A. Magnesium alloys as the basis of metal matrix composite materials: a study of structure and properties

Composite materials

Kopylov A.V., Prokopenkov V.G., Slavin A.V., Kurnosov A.O. Study of water absorption process of hollow-fiber fiberglass based on analysis of nature-like technologies

Protective and functional coatings

Kozhukharov M.S., Akhmadieva K.R., Bokov V.V., Izmailkov D.A. Methods of removal of moisture-proof electrical insulating coatings

Грунин А.А., Сидоров Д.В., Шавнев А.А. 92
Реализация технологии химического газо-
фазного осаждения карбида кремния
в электронике. Часть 2

Grunin A.A., Sidorov D.V., Schavnev A.A.
Implementation of technology for chemical
vapor deposition of silicon carbide in elec-
tronics. Part 2

Старцев В.О. 105
Климатическое старение
систем лакокрасочных покрытий. Часть 3.
Сопоставление результатов натурных
и ускоренных климатических испытаний
с учетом эффекта сезонности

Startsev V.O. Climate aging of paint coating
systems. Part 3. Comparison of results of
natural and accelerated climatic tests taking
into account the effect of seasonality

Испытания материалов

Material tests

Осияненко Н.В., Косарина Е.И., Демидов А.А., Гримова А.П. 119
Определение ха-
рактеристик радиографических пленок

Osiyanenko N.V., Kosarina E.I., Demidov A.A., Grimova A.P. Determination of characteristics
of radiographic films

Медведев П.Н., Моисеева Н.С., Кочубей А.Я., Журавлева П.Л. 130
Структурные
факторы, определяющие применимость
неразрушающего рентгеновского дифрак-
ционного метода оценки остаточных
напряжений. Часть 2

Medvedev P.N., Moiseeva N.S., Kochubey A.Ya., Zhuravleva P.L. Structural
factors determining applicability of the non-
destructive X-ray diffraction method for asses-
sing residual stress. Part 2

Леднев И.С. 141
Магнитные методы неразру-
шающего контроля изделий авиационной
техники

Lednev I.S. Magnetic methods of non-
destructive testing of aircraft products

Научная статья

УДК 778.64:669.018.44

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

С.В. Неруш¹, Д.Г. Чубов¹, Ю.Ю. Капланский¹, Д.И. Сухов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Адаптация литейных жаропрочных никелевых сплавов для аддитивных технологий нецелесообразна, так как такие материалы не могут удовлетворить постоянно повышающимся требованиям к синтезированным материалам, в частности по сопротивлению ползучести или длительной прочности при повышенных температурах. Рассмотрен новый экспериментальный состав жаропрочного никелевого сплава, разработанный применительно к аддитивным технологиям для метода селективного лазерного сплавления. По свойствам материал не уступает сплавам данной системы, полученным традиционными методами.

Ключевые слова: сплавы на основе никеля, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление, направление синтеза, механические свойства

Для цитирования: Неруш С.В., Чубов Д.Г., Капланский Ю.Ю., Сухов Д.И. Исследование экспериментального жаропрочного сплава на основе никеля, полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.

Scientific article

INVESTIGATION OF EXPERIMENTAL NICKEL-BASED HEAT-RESISTANT ALLOY OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING METHOD

S.V. Nerush¹, D.G. Chubov¹, Yu.Yu. Kaplanskiy¹, D.I. Suhov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Adaptation of foundry heat-resistant nickel-based superalloys for additive technologies is inexpedient, since such materials cannot meet the ever-increasing requirements for synthesized materials, in particular, for creep resistance or long-term strength at elevated temperatures. In the present work we consider a new experimental composition of heat-resistant nickel-based superalloys developed in relation to additive technologies for the selective laser melting method, which is not inferior to the alloys of this system in terms of properties obtained by conventional methods.

Keywords: nickel-based alloys, additive technologies, selective laser melting, direction of synthesis, mechanical properties

For citation: Nerush S.V., Chubov D.G., Kaplanskiy Yu.Yu., Suhov D.I. Investigation of experimental nickel-based heat-resistant alloy obtained by selective laser melting method. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-3-12.

Введение

Одной из самых важных и актуальных задач аддитивных технологий (АТ) является создание новых никелевых сплавов с механическими свойствами при высоких рабочих температурах, сопоставимыми с характеристиками литейных сплавов [1–3].

Получение таких материалов сопряжено с рядом проблем. Например, эти сплавы подвержены растрескиванию в результате деформационного старения, но тщательный контроль режимов АТ в процессе производства (стратегия сканирования, подача газа и т. д.) и условий после печати (обработка, скорость нагрева) позволяет в определенной степени минимизировать такие риски. Аналогичным образом устойчивость к трещинам можно повысить, подобрав геометрические размеры детали таким образом, чтобы уменьшить влияние дефектов, концентрирующих напряжения, таких как поры и трещины.

Растрескивание в результате деформационного старения происходит под действием двух основных механизмов: остаточные напряжения и выделение γ' -фазы. Величина остаточных напряжений может быть уменьшена путем предварительного нагрева порошка, что минимизирует диапазон температур для термического сжатия и расширения. Как показано в патенте [4], остаточные напряжения можно минимизировать за счет управления процессом печати, в частности благодаря использованию тонких слоев порошка и преднамеренно перекрывающихся лазерных сканов. В патенте [5] также показано, что за счет особенно быстрого повышения температуры термической обработки после снятия напряжения напечатанных образцов можно снизить риск растрескивания в результате деформационного старения.

Другой механизм, реализуемый в подобных сплавах, который также не может быть легко нивелирован оптимизацией режимов АТ, – это горячее растрескивание. Горячее растрескивание происходит на последних стадиях процесса затвердевания из-за формирования колоссальных напряжений в синтезированном материале и в значительной степени зависит от химического состава сплава [6]. Например, при применении в АТ к горячему растрескиванию склонны такие несвариваемые или ограниченно свариваемые сплавы, как MAR M-247 [7], Hastelloy X [8], ЖС32 [9]. При этом трещины могут наблюдаться даже в таких материалах, как свариваемый никелевый сплав ЭП648 [10], ограниченно свариваемые никелевые сплавы ВЖ738 [11] и ВЖ939 [12], но не обнаруживаются в структуре традиционно используемых в отечественной аддитивной практике свариваемых сплавов на основе никеля (ВЖ159) [13, 14] и кобальта (В4К, MAR-M509) [15, 16].

В жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) добавляют различные легирующие элементы для улучшения механических свойств и стабильности микроструктурной составляющей при повышенных температурах. Даже обычные стали и титановые сплавы не сохраняют стабильность при повышенных температурах (>600 °C), поэтому альтернативой становятся железоникелевые, никелевые и кобальтовые сплавы. Благодаря высокотемпературным свойствам они называются суперсплавами. Например, в сплавах системы Fe–Ni–Co упрочнение происходит за счет выделения дисперсных частиц в твердом растворе, но они все равно менее устойчивы к воздействию температур в сравнении со сплавами на основе Co, упрочненными карбидами. Примечательно, что сплавы на основе системы Fe–Ni демонстрируют наиболее эффективный механизм упрочнения при повышенных температурах благодаря образованию упрочняющих выделений, таких как γ' - и γ'' -фазы. Железо, никель и кобальт являются основными легирующими элементами для сплавов, эксплуатируемых при высоких температурах, которые имеют матрицу с гранецентрированной кристаллической решеткой (ГЦК). Однако в отличие от никеля, который сохраняет единую кристаллическую структуру типа ГЦК

при любой температуре, железо и кобальт являются аллотропными металлическими элементами, т. е. обладают двумя различными кристаллическими структурами в зависимости от времени и легирующих элементов в твердом растворе [17].

Механизм упрочнения в ЖНС может быть обусловлен легирующими элементами, которые избирательно вводятся в аустенитную никелевую матрицу. Например, Cr, Fe, Co, Mo, W, Hf, Re и Ru предпочтительно находятся в γ -матрице и способствуют упрочнению твердого раствора сплавов на основе никеля. В то время как другие элементы, такие как Al, Ti, Nb и Ta, имеют тенденцию к образованию других соединений с разными стехиометрическими соотношениями: Ni_3Al (γ') или Ni_3Nb (γ'') с упорядоченными кристаллическими структурами, т. е. L1_2 или D0_{22} соответственно. Другими примерами являются элементы В, С и Zr, которые имеют тенденцию к сегрегации по границам зерен в виде упрочняющих растворов-кластеров или выделений в сочетании с Ti, Ta, Hf, Cr и Mo.

В основном структура сплавов на основе никеля состоит из аустенитной ГЦК γ -никелевой матрицы и ряда других вторичных фаз. Примерами являются карбидные фазы ГЦК-типа (например, MC, M_6C , M_{23}C_6 , M_7C_3); γ' -фаза, которая представляет собой упорядоченную фазу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$; γ'' -фаза, которая представляет собой упорядоченную фазу Ni_3Nb ; η -фаза, которая представляет собой гексагональную плотноупакованную структуру Ni_3Ti (или Ni_6TiAlNb); δ -фаза, которая является орторомбическим упорядоченным интерметаллическим соединением Ni_3Nb . Благодаря упорядоченной кристаллической структуре фазы γ' , γ'' , δ и η имеют особое значение для упрочнения сплавов на основе никеля. Это связано с тем, что для прохождения дислокаций через границы этих фаз требуется дополнительная энергия. Упорядочение увеличивает энергию антифазных границ и дефекта упаковки, что, в свою очередь, повышает эффект упрочняющих фаз при высоких температурах. Упрочняющий эффект упорядоченных фаз можно объяснить тем, что определенные элементы всегда занимают конкретные места в их кристаллических структурах. Например, в упорядоченной ГЦК γ' -фазе (т. е. $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) атомы никеля всегда занимают центрированные по граням позиции в кубической кристаллической структуре, а атомы Ti и Al – угловые позиции, напротив, в неупорядоченных структурах атомы могут занимать любые места, поэтому присутствие каждого атома идентифицируется объемной или массовой долей в известной кристаллической структуре элементарной ячейки.

Вследствие сложного влияния композиционных легирующих элементов в сплавах на основе никеля большинство зарубежных исследований по-прежнему сосредоточено на коммерческих сплавах, порошки которых получают методом газовой атомизации, таких как свариваемые сплавы на основе никеля, включая IN718 [18] и IN625 [19], а также несвариваемые, включая CM247LC [20], IN738LC [21], CMSX-4 [22], MAR M-247 [7], Rene 104 [23] и Rene 142 [24]. Обнаружено, что γ' -образующие элементы, такие как Al, Co, Cr, Ta и W, значительно увеличивают вязкость предварительно легированных порошков по сравнению с порошками чистого Ni [25].

Как правило, различные процессы АТ разрабатываются на основе типа исходного материала и технологий послойного сплавления. В процессах АТ, основанных на сплавлении металлов, исходным материалом является металлический порошок. Система сплавления основана на источнике тепла, таком как лазер или электронный луч, в котором металл сплавляется при повышенных скоростях (10^4 – 10^6 К/с). В настоящее время селективное лазерное сплавление (СЛС) обеспечивает наилучшую воспроизводимость и соответствие размеров заготовок по сравнению с другими методами АТ. Следовательно, данная технология хорошо изучена в научных кругах и используется

в различных отраслях, таких как медицина (титан, нержавеющие стали и кобальтохромовые сплавы), аэрокосмическая и оборонная промышленность (сплавы на основе никеля) и энергетика (нержавеющие стали и сплавы на основе никеля).

Все существующие сплавы на никелевой и кобальтовой основе, применяемые в АТ, при температурах 800 °С и более уступают литейным по характеристикам длительной прочности и ползучести. Поэтому задача получения новых никелевых сплавов, не склонных к горячему растрескиванию при синтезе и сопоставимых по свойствам с литейными, является актуальной. Для этого необходимо точно корректировать химические составы ограниченно свариваемых сплавов и разработать новые подходы к созданию сплавов на никелевой основе для АТ.

Цель данной работы – исследование структуры и свойств экспериментального состава ЖНС с рабочей температурой 900 °С, примененного для АТ и особенно устойчивого к горячему растрескиванию.

Материалы и методы

Исследован экспериментальный состав ЖНС с потенциальной рабочей температурой 900–950 °С, который обладает устойчивостью к горячему растрескиванию при получении методом СЛС.

Металлопорошковая композиция (МПК) экспериментального состава ЖНС изготовлена на промышленном тигельном атомизере с максимальной температурой нагрева 1700 °С и давлением до 0,667 Па. В качестве исходного материала использовали литые прутковые заготовки, изготовленные в вакуумной индукционной печи.

Химический состав литых прутковых заготовок контролировали методами атомно-эмиссионной спектроскопии (определение содержания Ni, Al, Co, Cr, Mo, Nb, Ta, W, Ti) и сжигания образца в потоке кислорода (определение содержания C, B).

Изготовленные литые прутковые заготовки использовали для получения фракции МПК размером 10–63 мкм. Схема изготовления целевой фракции МПК включает подготовку и загрузку в тигель литых шихтовых заготовок, плавку и распыление расплава инертным газом, выгрузку порошка, рассев на фракции и аэродинамическую сепарацию. Гранулометрический состав изготовленных партий МПК определяли по ГОСТ 8.777–2011 методом дифракции лазерного излучения в жидкости на лазерном анализаторе частиц.

Микроструктуру анализировали с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Для исследуемого экспериментального сплава проведена термическая обработка, состоящая из двухступенчатого отжига с последующим двухступенчатым старением.

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497–2023, испытания на длительную прочность – согласно ГОСТ 10145–81 на образце с диаметром рабочей части $5,00 \pm 0,02$ мм и начальной расчетной длиной $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$, где F_0 – начальная площадь поперечного сечения.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Микроструктура исследуемого экспериментального состава никелевого сплава до и после термической обработки, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа с увеличением $\times 25000$, показана на рис. 1 в параллельном (Z) и перпендикулярном (XY) направлениях относительно направления синтеза.

В структуре синтезированного материала в состоянии после синтеза (до термической обработки) трещин не обнаружено. Эпитаксиальный рост из частично переплавленных предыдущих слоев позволяет сформировать равномерную структуру. Из анализа микроструктур, показанных в направлениях ХУ, можно сделать вывод, что фронт роста преимущественно ячеистый. Размер ячеек составляет от 0,4 до 2 мкм. Расстояние между первичными ячейками свидетельствует о высокой скорости затвердевания.

Микроструктура синтезированного материала после термической обработки представляет собой разноразмерные зерна γ -твердого раствора, упрочненного дисперсными частицами γ' -фазы и дисперсными карбидами. Содержание γ' -фазы в структуре данного экспериментального состава ЖНС составляет ~37 %. Исходя из анализа структуры, представленной на рис. 1, в, можно сделать вывод о прохождении неполной рекристаллизации в процессе проведения термической обработки.

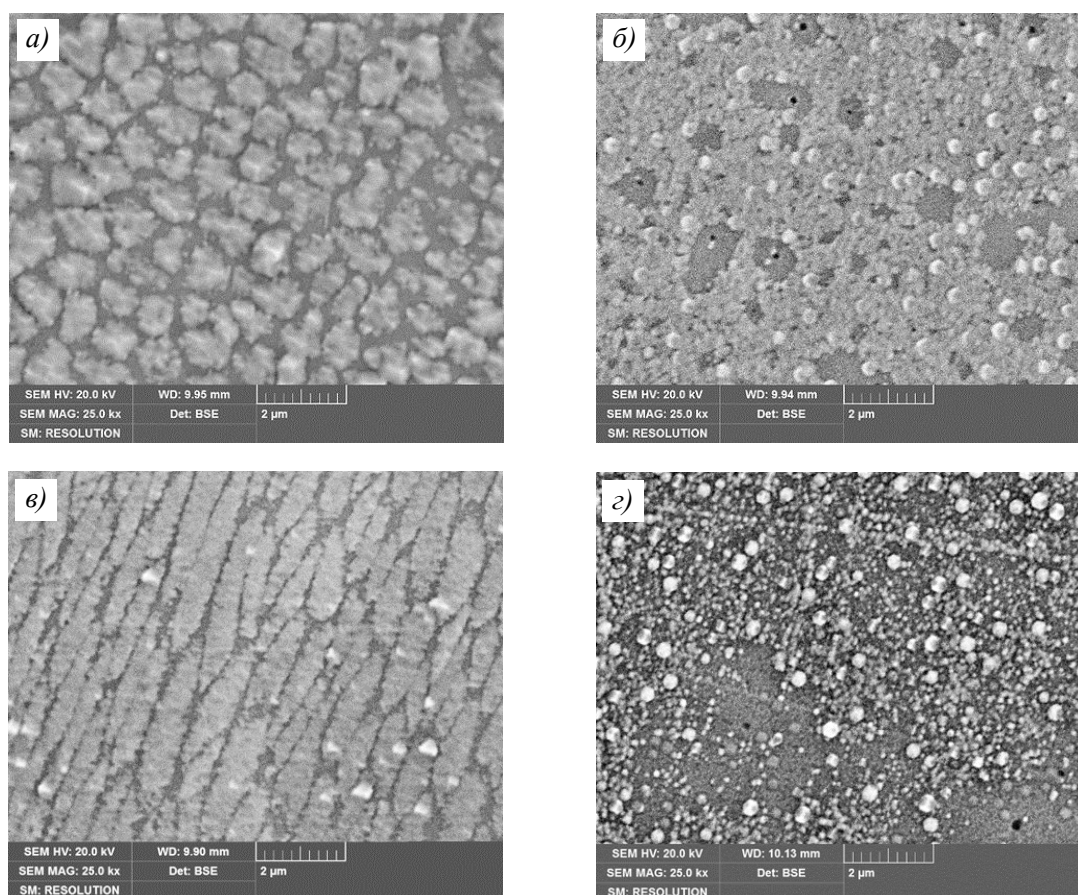


Рис. 1. Микроструктуры экспериментального состава жаропрочного никелевого сплава в направлениях ХУ (а, в) и ХЗ (б, г) до (а, б) и после (в, г) термической обработки

На рис. 2 представлены результаты испытания экспериментального состава ЖНС на растяжение при комнатной температуре и 800, 900, 950 °С. Все измерения в ориентации выращивания демонстрируют уменьшение предела прочности и относительного удлинения при увеличении температуры. Эффекты уменьшения относительного удлинения при определенных температурах обычно наблюдаются для никелевых сплавов, но причину такого снижения для всего интервала температур 800–1000 °С по сравнению с комнатной необходимо установить в дальнейших работах.

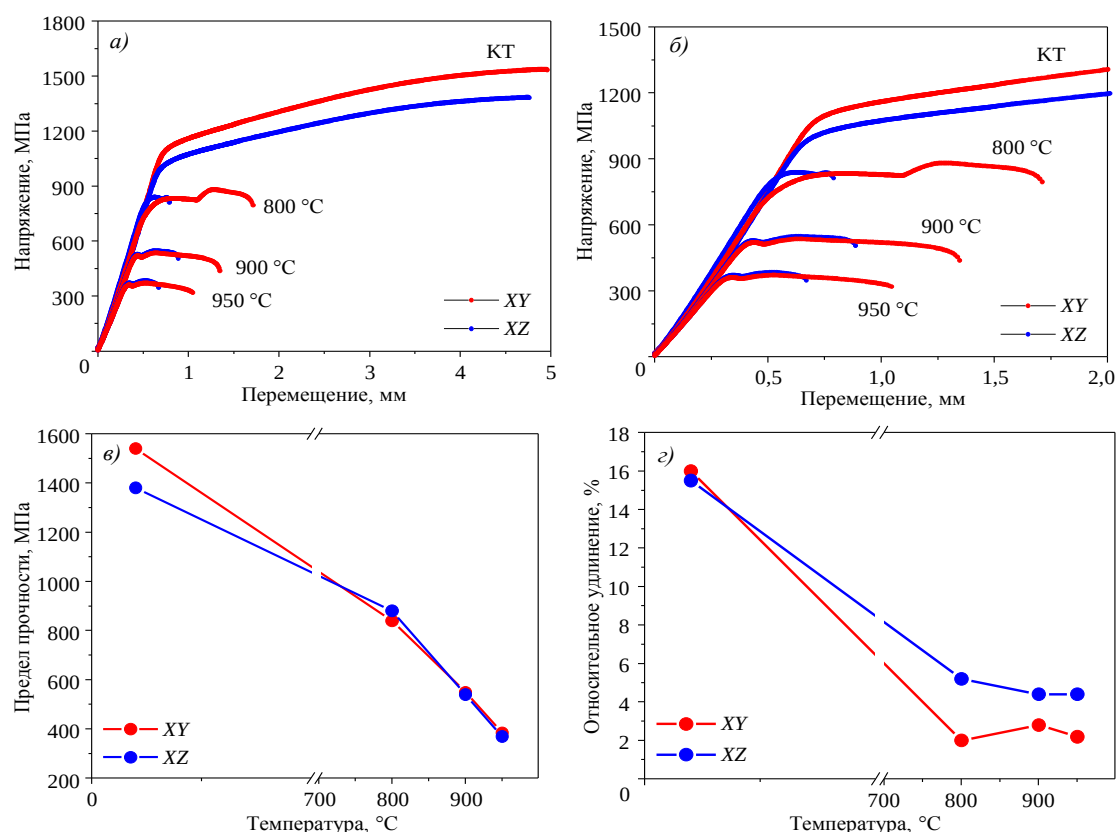


Рис. 2. Кривые растяжения экспериментального состава жаропрочного никелевого сплава при комнатной температуре (КТ), 800, 900, 950 °C (а, б), зависимости предела прочности (в) и относительного удлинения (г) от температуры испытания

Результаты испытаний образцов из нового экспериментального ЖНС на длительную прочность при разных температурах и напряжениях в направлении ХУ в сравнении со сплавами, адаптированными для АТ в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, представлены в таблице. Разработанный специально для АТ новый экспериментальный состав ЖНС демонстрирует преимущество в сравнении с адаптированными для АТ сплавами на основе никеля и кобальта. Это связано с составом, специально разработанным именно для синтеза исследуемого материала, с меньшей склонностью к образованию горячих трещин и рекристаллизации. Новый экспериментальный состав имеет рабочую температуру вплоть до 950 °C и по результатам испытаний на длительную прочность превосходит все имеющиеся аналоги ЖНС с содержанием γ' -фазы до 40 %, которые известны для АТ, а также сплавы на основе кобальта.

**Длительная прочность нового экспериментального состава
и сплавов на основе никеля и кобальта**

Сплав	Температура, °C	Напряжение, МПа	Время до разрушения (долговечность), ч
Экспериментальный состав	800	400	109
	900	150	191
	950	90	197
ВЖЛ939 [10]	800	275	134
ЭП648 [10]		145	102
ВЖ159 [10]		176	270
ВЛК1 [14]		210	>100

Заключения

Исходная микроструктура исследованного экспериментального состава ЖНС до термической обработки характеризуется твердым раствором γ -фазы с ячеистой морфологией и размером от 0,4 до 2 мкм с мелкодисперсными включениями γ' -фазы и карбидов. После термической обработки структура претерпевает неполную рекристаллизацию, из твердого раствора выделяется γ' -фаза в количестве ~37 %.

Испытания на растяжение при комнатной температуре и при температурах 800, 900, 950 °С показали, что в различных ориентациях выращивания уменьшаются предел прочности и относительное удлинение при увеличении температуры.

Согласно результатам измерения длительной прочности, при температурах 800, 900 и 950 °С новый экспериментальный состав ЖНС имеет преимущество перед адаптированными для АТ сплавами на основе никеля и кобальта.

Рабочая температура нового экспериментального состава достигает 950 °С. По длительной прочности рассмотренный состав превосходит все имеющиеся аналоги жаропрочных сплавов на основе никеля с содержанием γ' -фазы до 40 %, которые известны для АТ, а также сплавы на основе кобальта.

Дальнейшие исследования данного экспериментального состава ЖНС должны быть направлены, с одной стороны, на определение комплекса свойств материала, в том числе пределов длительной прочности и выносливости, с другой стороны, на тонкие исследования его структуры, например, для объяснения причин снижения характеристик пластичности для всего интервала температур 800–1000 °С.

Список источников

1. Najmon J.C., Raeisi S., Tovar A. Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry // *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019. P. 7–31. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00002-9.
2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С., Дынин Н.В. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 3. Адаптация и создание материалов // *Электromеталлургия*. 2022. № 4. С. 15–25.
3. Капланский Ю.Ю., Мазалов П.Б. Мировые тенденции развития тугоплавких высокоэнтропийных сплавов для теплонагруженных узлов аэрокосмической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
4. Additive manufacturing: pat. US 9352421 B2; appl. 06.02.2014; publ. 31.05.2016.
5. Method for post-built heat treatment of additively manufactured components made of gamma-prime strengthened superalloys: pat. US 9670572 B2; appl. 06.05.2015; publ. 06.06.2017.
6. Мовенко Д.А., Шуртаков С.В. Причины образования микротрещин и снижение плотности их распределения в изделиях из никелевых жаропрочных сплавов, изготовленных методом СЛС (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
7. Hagedorn Y.-C., Reisse J., Meiers W. et al. Processing of Nickel Based Superalloy MAR M-247 by means of High Temperature – Selective Laser Melting (HT-SLM) // *Proceedings of the 16th International conference of advanced research ad rapid prototype*. Boca-Raton, 2014. P. 291–295. DOI: 10.1201/b15961-54.
8. Marchese G., Basile G., Aversa A. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion // *Materials*. 2018. Vol. 11. P. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
9. Петрушин Н.В., Евгенов А.Г., Заводов А.В., Тренингов И.А. Структура и прочность жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, полученного методом селективного лазерного сплавления на монокристаллической подложке // *Материаловедение*. 2017. № 11. С. 19–26.

10. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Роголев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении // Труды ВИАМ. 2021. № 8 (102). Ст. 01 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
11. Асланян Г.Г., Сухов Д.И., Мин П.Г., Пескова А.В. Применение алгоритмов нелинейной оптимизации при отработке режимов селективного лазерного сплавления // Технология металлов. 2021. № 11. С. 36–50.
12. Мин П.Г., Вадеев В.Е., Сухов Д.И., Раевских А.Н. Структура и механические свойства коррозионностойкого жаропрочного никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением // Материаловедение. 2021. № 12. С. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
13. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
14. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1. С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
15. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: особенности структуры металла, полученного методом ПЛВ. Часть 2 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 13.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49.
16. Cloots M., Kunze K., Uggowitzer P.J., Wegener K. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy mar-M509 produced by selective laser melting // Materials Science & Engineering A. 2016. Vol. 658. P. 68–76. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.058.
17. Martin E., Natarajan A., Kottilingam S., Batmaz R. Binder jetting of «Hard-to-Weld» high gamma prime nickel-based superalloy RENE 108 // Additive Manufacturing. 2021. Vol. 39. P. 101894. DOI: 10.1016/j.addma.2021.101894.
18. Zadi-Maad A., Basuki A. The development of additive manufacturing technique for nickel-base alloys: A review // AIP Conference Proceedings. 2018. Vol. 1945. P. 020064. DOI: 10.1063/1.5030286.
19. Tian Z., Zhang C., Wang D. et al. A review on laser powder bed fusion of Inconel 625 nickel-based alloy // Applied Science. 2020. Vol. 10. P. 81. DOI: 10.3390/app10010081.
20. Wang X., Read N., Carter L.N. et al. Defect formation and its mitigation in selective laser melting of high γ' Ni-base superalloys // Proceedings International 13th Symposium of Superalloys. New Jersey, 2016. P. 351–358. DOI: 10.1002/9781119075646.ch38.
21. Engeli R., Etter T., Hovel S., Wegener K. Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting // Journal Materials Processing Technology. 2016. Vol. 229. P. 484–491. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.046.
22. Lopez-Galilea I., Rutttert B., Theisen W. Integrated HIP-heat treatment of Ni-base superalloys fabricated by SLM // Euro PM 2018 proceeding. Shrewsbury, 2018. P. 1–4.
23. Yang J., Li F., Wang Z., Zeng X. Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication // Journal Materials Processing Technology. 2015. Vol. 225. P. 229–239. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.002.
24. Murr L.E., Martinez E., Pan X.M. et al. Microstructures of Rene 142 nickel-based superalloy fabricated by electron beam melting // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. P. 4289–4296. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.002.
25. Sato Y., Sugisawa K., Aoki D., Yamamura T. Viscosities of Fe–Ni, Fe–Co and Ni–Co binary melts // Measurement Science and Technology. 2005. Vol. 16. P. 363. DOI: 10.1088/0957-0233/16/2/006.

References

1. Najmon J.C., Raeisi S., Tovar A. Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019, pp. 7–31. DOI: 10.1016/B978-0-12-814062-8.00002-9.
2. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S., Dynin N.V. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
3. Kaplanskii Yu.Yu., Mazalov P.B. World trends in the development of refractory high-entropy alloys for heat-loaded units of aerospace technics (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
4. *Additive manufacturing*: pat. US 9352421 B2; appl. 06.02.2014; publ. 31.05.2016.
5. *Method for post-built heat treatment of additively manufactured components made of gamma-prime strengthened superalloys*: pat. US 9670572 B2; appl. 06.05.2015; publ. 06.06.2017.
6. Movenko D.A., Shurtakov S.V. Microcrack formation and controlling in nickel superalloys processed by selective laser melting (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-43-51.
7. Hagedorn Y.-C., Reisse J., Meiers W. et al. Processing of Nickel Based Superalloy MAR M-247 by means of High Temperature – Selective Laser Melting (HT-SLM). *Proceedings of the 16th International conference of advanced research ad rapid prototype*. Boca-Raton, 2014, pp. 291–295. DOI: 10.1201/b15961-54.
8. Marchese G., Basile G., Aversa A. et al. Study of the Microstructure and Cracking Mechanism of Hastelloy X Produced by Laser Powder Bed Fusion. *Materials*, 2018, vol. 11, pp. 106–118. DOI: 10.3390/ma11010106.
9. Petrushin N.V., Evgenov A.G., Zavodov A.V., Treninkov I.A. Structure and strength of heat-resistant nickel alloy ZhS32-VI obtained by selective laser melting on a single-crystal substrate. *Materialovedenie*, 2017, no. 11, pp. 19–26.
10. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser manufacture. *Trudy VIAM*, 2021, no. 8 (102), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18557/2307-6046-2021-0-8-3-11.
11. Aslanyan G.G., Sukhov D.I., Min P.G., Peskova A.V. Application of nonlinear optimization algorithms in the development of selective laser melting modes. *Tekhnologiya metallov*, 2021, no. 11, pp. 36–50.
12. Min P.G., Vadeev V.E., Sukhov D.I., Raevskikh A.N. Structure and mechanical properties of corrosion-resistant heat-resistant nickel alloy obtained by selective laser melting. *Materialovedenie*, 2021, no. 12, pp. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2021-0-12-3-10.
13. Evgenov A.G., Gorbovec M.A., Prager S.M. Structure and mechanical properties of heat resistant alloys VZh159 and EP648, prepared by selective laser fusing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
14. Mazalov I.S., Evgenov A.G., Prager S.M. Perspectives of heat resistant structurally stable alloy VZh159 application for additive production of high-temperature parts of GTE. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-3-7.
15. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R. New wear-resistant cobalt-base alloy: features of the structure of the metal obtained by the direct laser growth method. Part 2. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 13, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-37-49.
16. Cloots M., Kunze K., Uggowitzer P.J., Wegener K. Microstructural characteristics of the nickel-based alloy IN738LC and the cobalt-based alloy mar-M509 produced by selective laser melting. *Materials Science & Engineering A*, 2016, vol. 658, pp. 68–76. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.058.
17. Martin E., Natarajan A., Kottilingam S., Batmaz R. Binder jetting of «Hard-to-Weld» high gamma prime nickel-based superalloy RENE 108. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 39, p. 101894. DOI: 10.1016/j.addma.2021.101894.

18. Zadi-Maad A., Basuki A. The development of additive manufacturing technique for nickel-base alloys: A review. *AIP Conference Proceedings*, 2018, vol. 1945, p. 020064. DOI: 10.1063/1.5030286.
19. Tian Z., Zhang C., Wang D. et al. A review on laser powder bed fusion of Inconel 625 nickel-based alloy. *Applied Science*, 2020, vol. 10, p. 81. DOI: 10.3390/app10010081.
20. Wang X., Read N., Carter L.N. et al. Defect formation and its mitigation in selective laser melting of high γ' Ni-base superalloys. *Proceedings International 13th Symposium of Superalloys*. New Jersey, 2016, pp. 351–358. DOI: 10.1002/9781119075646.ch38.
21. Engeli R., Etter T., Hovel S., Wegener K. Processability of different IN738LC powder batches by selective laser melting. *Journal Materials Processing Technology*, 2016, vol. 229, pp. 484–491. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.09.046.
22. Lopez-Galilea I., Rutttert B., Theisen W. Integrated HIP-heat treatment of Ni-base superalloys fabricated by SLM. *Euro PM 2018 proceeding*. Shrewsbury, 2018, pp. 1–4.
23. Yang J., Li F., Wang Z., Zeng X. Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication. *Journal Materials Processing Technology*, 2015, vol. 225, pp. 229–239. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.002.
24. Murr L.E., Martinez E., Pan X.M. et al. Microstructures of Rene 142 nickel-based superalloy fabricated by electron beam melting. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, pp. 4289–4296. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.04.002.
25. Sato Y., Sugisawa K., Aoki D., Yamamura T. Viscosities of Fe–Ni, Fe–Co and Ni–Co binary melts. *Measurement Science and Technology*, 2005, vol. 16, p. 363. DOI: 10.1088/0957-0233/16/2/006.

Информация об авторах

Неруш Святослав Васильевич, начальник Научно-исследовательского отделения, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Чубов Даниил Григорьевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Капланский Юрий Юрьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сухов Дмитрий Игоревич, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Svyatoslav V. Nerush, Head of Scientific-Research Bureau, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Daniil G. Chubov, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Yuri Yu. Kaplanskii, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitriy I. Suhov, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 13.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.02.2025.
The article was submitted 13.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 24.02.2025.

Научная статья

УДК 621.791.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-13-35

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ИРИДИЕМ

А.В. Свиридов¹, А.Н. Афанасьев-Ходыкин¹, И.А. Галушка¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Исследовано влияние состава припоя на формирование паяного шва иридиевых контактов свечей зажигания со сплавом ХН60ВТ в качестве материала контактодержателя. Проведено сравнение паяного шва, сформированного серийным припоем ВПр50 и опытными припоями, после пайки и выдержки в течение 3 ч при температуре 1000 °С. Выявлены основные фазовые составляющие, способные привести к уменьшению длительной прочности паяного шва при эксплуатации. Определены закономерности перераспределения элементов в паяном шве и диффузионных зонах в результате снижения эрозионной активности припоя по отношению к иридию и сплаву ХН60ВТ.

Ключевые слова: пайка, высокотемпературная пайка, никелевые припои, иридиевые свечи зажигания, высоколегированные припои, микроструктура паяного шва

Для цитирования: Свиридов А.В., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Особенности формирования микроструктуры паяных соединений жаропрочных никелевых сплавов с иридием // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-13-35.

Scientific article

FEATURES OF FORMATION OF MICROSTRUCTURE OF SOLDERED JOINTS OF NICKEL SUPER ALLOYS WITH IRIIDIUM

A.V. Sviridov¹, A.N. Afanasiev-Khodykin¹, I.A. Galushka¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The results of investigation of the influence of solder composition on the formation of the soldered joint of iridium contacts of spark plugs with CH60VT alloy as the material of the contact holder are presented. The comparison of the soldered joint formed by serial solder VPr50 and experimental solders after soldering and holding for three hours at 1000 °C has been carried out. The main phase components capable of leading to decrease of long-term strength of soldered seam during operation have been revealed. The regularities of redistribution of elements in the soldered joint and diffusion zones have been determined due to decrease of erosion activity of solder in relation to iridium and alloy KhN60VT.

Keywords: brazing, high-temperature brazing, nickel brazing alloys, iridium spark plugs, high-alloyed brazing alloys, microstructure of the brazed joints

For citation: Sviridov A.V., Afanasiev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Features of formation of microstructure of soldered joints of nickel super alloys with iridium. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-13-35.

Введение

В настоящее время в России для газотурбинных двигателей (ГТД) используются свечи зажигания с электродами из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС). Данные свечи относительно просты в изготовлении, однако имеют ограниченный срок службы из-за электроэрозионного износа. При эксплуатации свечи рабочие поверхности электродов выгорают, что вызывает увеличение межэлектродного зазора и соответствующее повышение пробивного напряжения [1, 2]. При этом снижается стабильность работы свечи, повышается нагрузка на аппарат зажигания, что приводит к выходу свечи зажигания из строя.

Ведущие иностранные производители свечей зажигания, такие как Champion Spark Plug Co (США), Unison Industries (США), NGK Spark Plug Co (Япония), используют в качестве материала электродов иридий. Данный элемент обладает более высокой стойкостью к электроэрозионному износу по сравнению с ЖНС, что обеспечивает увеличение ресурса работы свечей зажигания более чем в 2 раза. Из-за высокой стоимости иридия электроды изготавливают из двух составных частей:

- контактодержатель из ЖНС, обеспечивающий конструкционную прочность и герметичность свечи зажигания, а также подвод электрической энергии к рабочему контакту;
- контакт из иридия в виде цилиндра диаметром 1–4 мм или кольца, обеспечивающий стабильное дугообразование в течение длительного времени.

Одним из методов соединения иридиевых контактов с контактодержателем или корпусом свечи зажигания является сварка (контактная, электронно-лучевая, лазерная) [3, 4]. Данные методы широко применяют при изготовлении свечей зажигания двигателей внутреннего сгорания. Сварка обеспечивает высокую производительность процесса изготовления свечей зажигания, но вызывает образование зоны термического влияния в иридиевом контакте, что приводит к его охрупчиванию и снижению устойчивости к термоциклическим нагрузкам. Проблема особенно актуальна при производстве свечей зажигания ГТД, где электроды имеют значительные геометрические размеры и работают в условиях повышенной эксплуатационной нагрузки. Увеличение размеров контактов требует большего тепловложения при сварке, что, в свою очередь, вызывает расширение зоны термического влияния.

В зарубежной практике производства свечей зажигания ГТД для соединения иридиевых контактов с контактодержателем широко применяется технология высокотемпературной пайки. В отличие от традиционных методов сварки плавлением, этот подход исключает локальный высокотемпературный нагрев и быстрое охлаждение. Благодаря этому в иридиевых контактах не формируются рекристаллизованные закалочные структуры, которые могли бы привести к их охрупчиванию [3–8].

Для пайки иридиевых контактов с ЖНС наиболее перспективными являются сложнолегированные припои на основе никеля [5–9]. Они обладают высокой жаростойкостью (вплоть до 1150 °С) и необходимым сродством с материалом контактодержателя. В качестве депрессантов припоев (элементов, снижающих температуру плавления припоя) на основе никеля наиболее часто используются такие элементы, как марганец, фосфор, палладий, бор и кремний. Марганец и фосфор снижают жаростойкость припоев на основе никеля и используются в системах легирования припоев с относительно невысокой рабочей температурой (≤ 800 °С). Никелевые припои с палладием обладают относительно высокой пластичностью, что положительно сказывается на устойчивости паяных соединений к термоциклированию. Однако такие припои требуют введения значительного количества палладия (≥ 30 %), что значительно увеличивает стоимость изделий, изготовленных с его применением. Жаропрочные никелевые припои, в которых в качестве депрессантов используются бор и кремний, обладают высокой жаростойкостью и обеспечивают высокую прочность паяных соединений ЖНС.

Однако при взаимодействии с иридием на границе раздела «паяный шов–иридиевый контакт» они могут формировать интерметаллидные хрупкие включения на основе силицидов и боридов иридия, которые могут негативно сказаться на стойкости паяного соединения к термоциклированию, особенно после длительных выдержек при высоких температурах (1000 °С) [10, 11]. Поэтому для пайки иридиевых контактов целесообразно использовать припои с ограниченным содержанием бора и кремния. Помимо перечисленных элементов для снижения температуры плавления жаропрочных никелевых припоев применяют также молибден, ниобий и титан.

Жаростойкость никелевых припоев достигается за счет добавления хрома и алюминия. Хром, улучшая жаростойкость, снижает температуру плавления, но одновременно уменьшает жидкотекучесть и способность припоя заполнять протяженные зазоры. Алюминий также эффективно повышает жаростойкость, однако снижает пластичность и жидкотекучесть припоя.

Конструкция паяного соединения иридиевого контакта, как правило, представляет собой соединение типа «втулка–шайба» с глухой заделкой одного конца. Для такого соединения требуется припой с высокой жидкотекучестью, что накладывает ограничения на его состав. Содержание хрома необходимо ограничить до 25 % (по массе), а алюминий следует полностью исключить.

Таким образом, для повышения жаростойкости паяных соединений целесообразно применять сложнолегированные припои на основе никеля. Однако из-за сложного химического состава подобные припои являются недеформируемыми и не могут быть получены традиционными методами в виде полос, фольги или прутков. Для их производства применяется метод газоструйного распыления, позволяющий получать металлические гранулы сферической формы с небольшим интервалом размеров частиц порошка и минимальным содержанием газов. Для повышения удобства использования и точности дозировки порошка припоя применяют специально разработанные полуфабрикаты в виде лент и паст на основе органического связующего [12–18].

В России припои и технологии пайки для соединения иридия с ЖНС, обеспечивающие работоспособность паяных соединений в условиях эксплуатации свечей зажигания ГТД, отсутствуют. Для создания научных основ пайки иридиевых контактов свечей зажигания с ЖНС с использованием припоев на основе никеля проведена работа по опробованию для этих целей серийных и опытных припоев.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.9. «Припои и технологии высокотемпературной диффузионной пайки с компьютерным управлением технологическими параметрами для формирования оптимальной структуры паяного соединения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [19].

Материалы и методы

Для изготовления центральных электродов свечей зажигания ГТД широко применяется сплав ХН60ВТ. Поэтому данный сплав выбран в качестве материала электрододержателя для перспективных свечей зажигания ГТД с иридиевыми контактами.

При температуре нагрева >200 °С в иридии протекают рекристаллизационные процессы, которые снижают его механические характеристики. Для пайки иридия с никелевым сплавом ХН60ВТ выбран припой ВПр50, используемый для соединений ЖНС с рабочими температурами до 1000 °С. Испытаны также экспериментальные никелевые припои с пониженным содержанием кремния и ниобия, дополнительно легированные титаном. Внешний вид проб на растекаемость при выборе температуры пайки представлен на рис. 1.

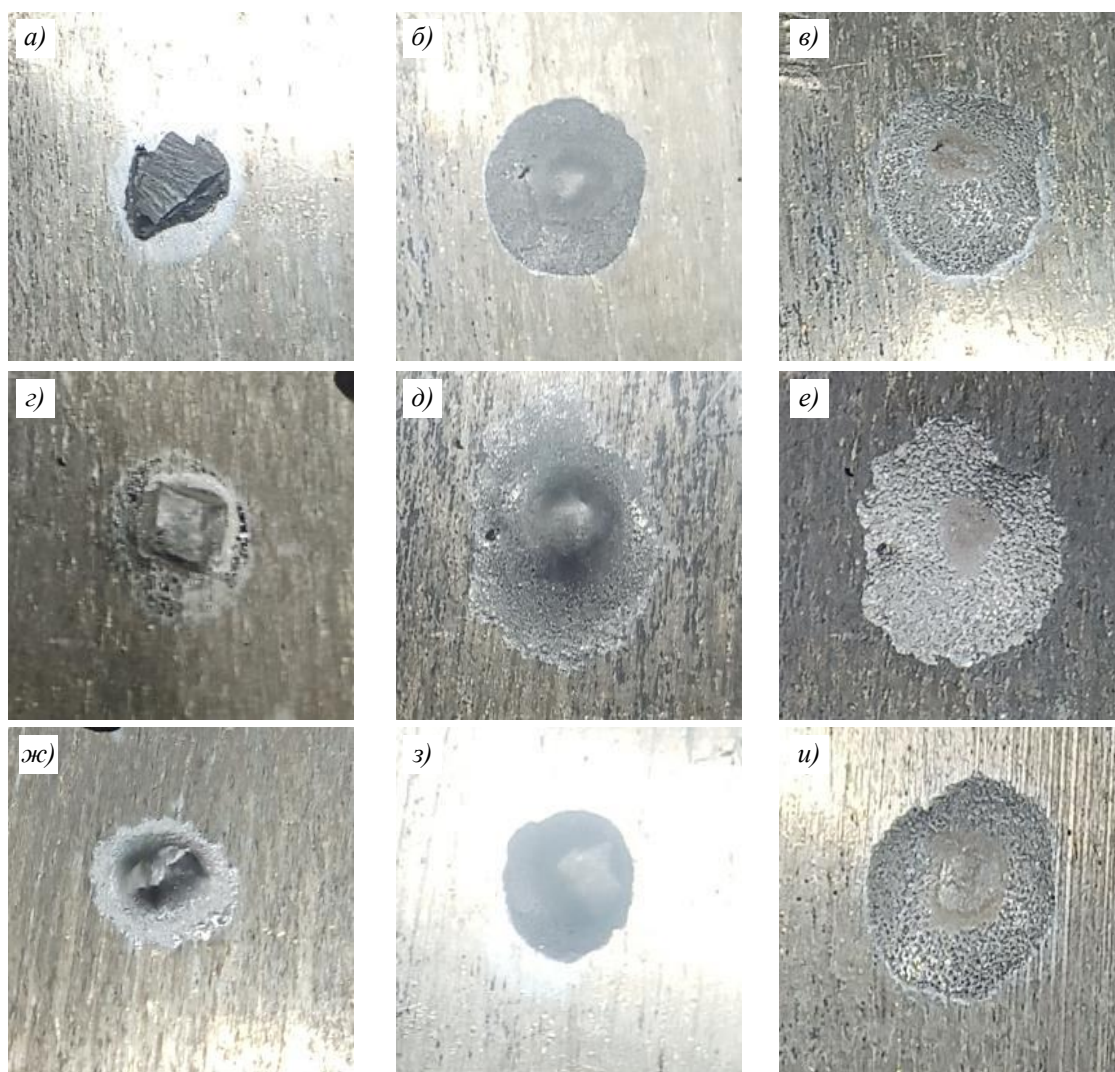


Рис. 1. Пробы на растекаемость опытных составов припоя 6 (а–в), 8 (г–е) и серийного припоя ВПр50 (ж–и) при температуре нагрева 1125 (а, г, ж), 1150 (б, д, з) и 1175 °С (в, е, и)

Выплавку припоев осуществляли в электродуговой печи с медным водоохлаждаемым кристаллизатором, что обеспечивает минимальную зависимость процесса от состава и температуры плавления припоев. Такой подход позволяет проводить выплавку в широком диапазоне температур (от 800 до 1500 °С) без значительных изменений технологических параметров. Использование медного кристаллизатора предотвращает контакт расплава с тиглем, исключая изменения химического состава припоев в процессе выплавки.

Для обеспечения равномерного сплавления всех компонентов шихты и однородного состава по всему объему слитка применялся повторный переплав. Анализ химического состава показал, что отклонения от расчетных значений не превышают 5 % (по массе).

Микроструктуру паяных соединений изучали с использованием растрового электронного микроскопа, оснащенного приставкой для электронно-зондового микроанализа.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Микроструктура паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после пайки представлена на рис. 2. Припой в процессе пайки взаимодействует с иридием, в результате чего основные элементы припоя (кобальт, никель и хром) активно проникают в иридий на глубину до 20 мкм. В свою очередь иридий, растворяясь в припое, насыщает паяный шов до содержания 20 % (по массе) (рис. 3). Такое интенсивное насыщение иридием может быть обусловлено только его растворением припоем. В паяном соединении отчетливо видны крупные эвтектические включения на основе боридов хрома и молибдена, а также силицидов никеля. Силициды и бориды в паяном соединении являются нежелательными структурными составляющими, так как они значительно отличаются по физико-механическим характеристикам от соединяемых материалов и при термоциклических нагрузках будут являться концентраторами напряжений и центрами зарождения усталостных трещин, которые в последующем приведут к хрупкому разрушению паяного соединения.

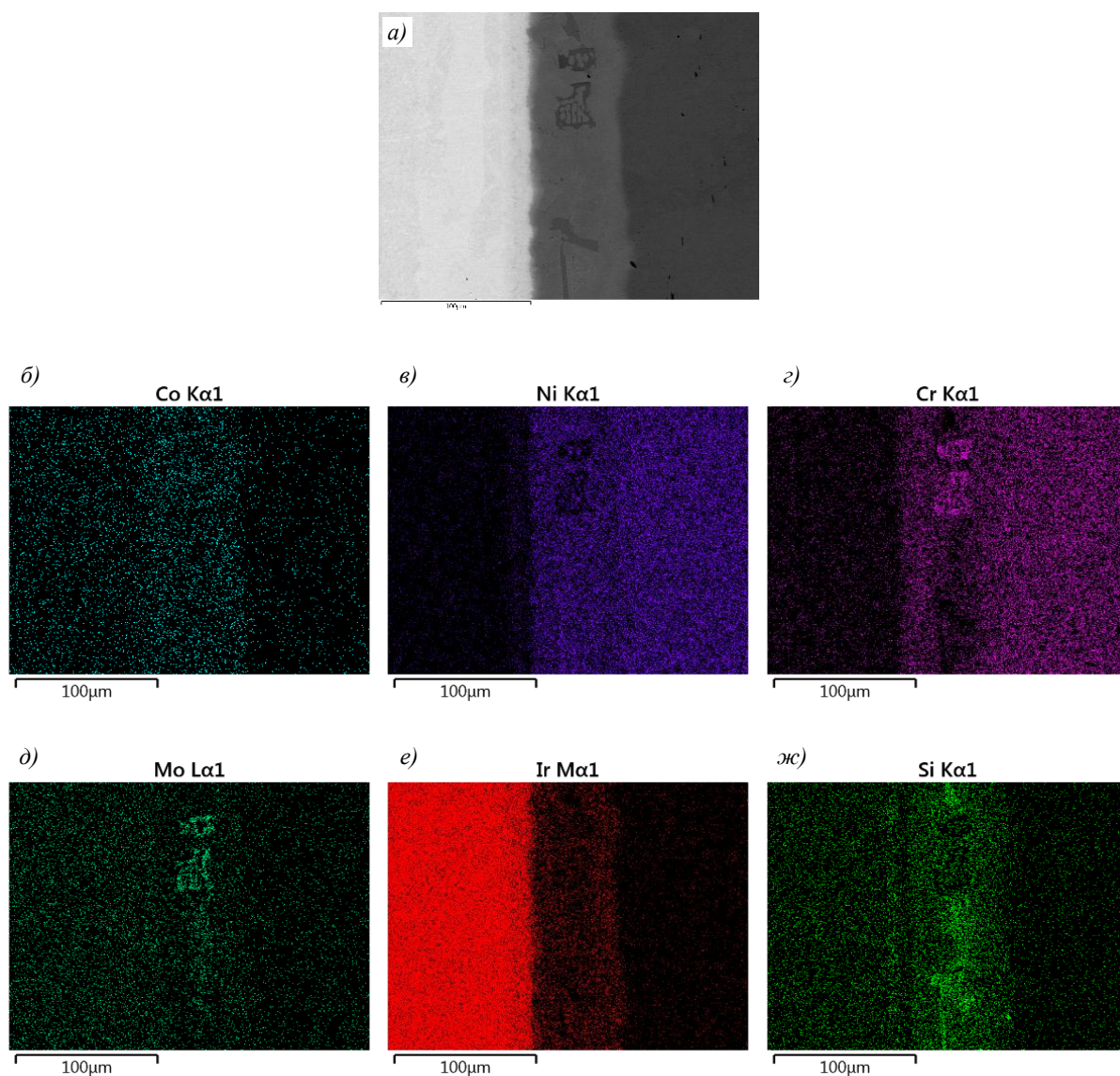


Рис. 2. Микроструктура (а) и энергодисперсионные карты элементов (б–ж) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после пайки

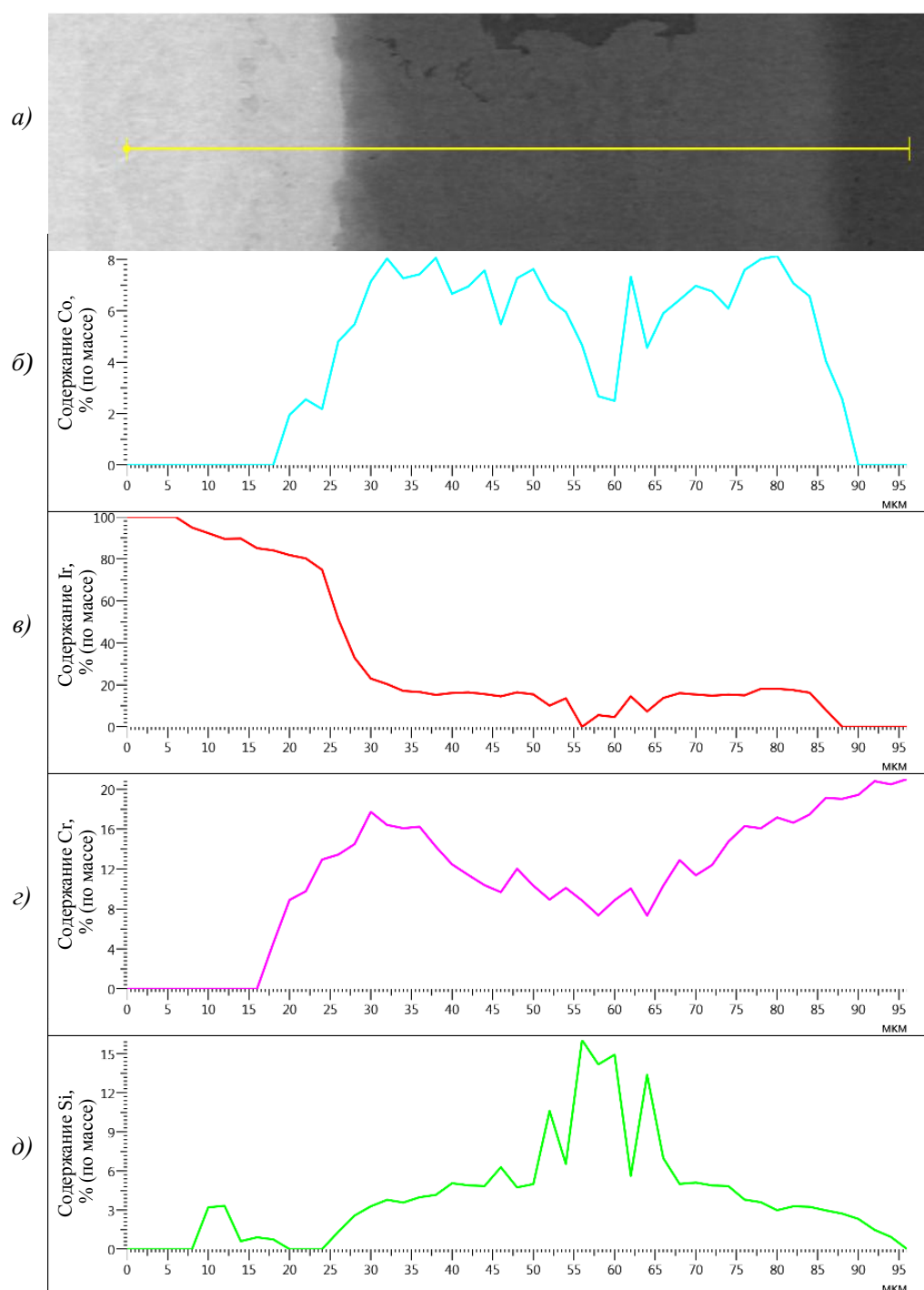


Рис. 3. Микроструктура (а) и распределение элементов (б–д) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после пайки

Микроструктура паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после термической обработки представлена на рис. 4, химический состав различных зон – на рис. 5 и в табл. 1. При термической обработке при температуре 1000 °С в течение 300 ч, имитирующей работу паяного соединения при повышенной температуре, в результате диффузионных процессов кобальт и никель из паяного соединения практически полностью вытесняются иридием и диффундируют в соединяемые материалы (иридий и сплав ХН60ВТ). Глубина диффузии легирующих элементов

припоя в иридий достигает 75 мкм, а иридия в сплав ХН60ВТ: 100 мкм. При этом содержание иридия в паяном шве составляет 80–90 % (по массе). Кремний также диффундирует в соединяемые материалы, образуя зоны по двум сторонам паяного шва, содержащие до 2,5 % (по массе) кремния. Молибден полностью диффундирует в околошовную зону сплава ХН60ВТ. В результате длительной выдержки паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ при температуре 1000 °С паяный шов трансформируется в сплав состава Ir–4Ni–8Cr. Интерметаллидные соединения и эвтектические структуры в паяном шве и околошовных зонах не обнаружены.

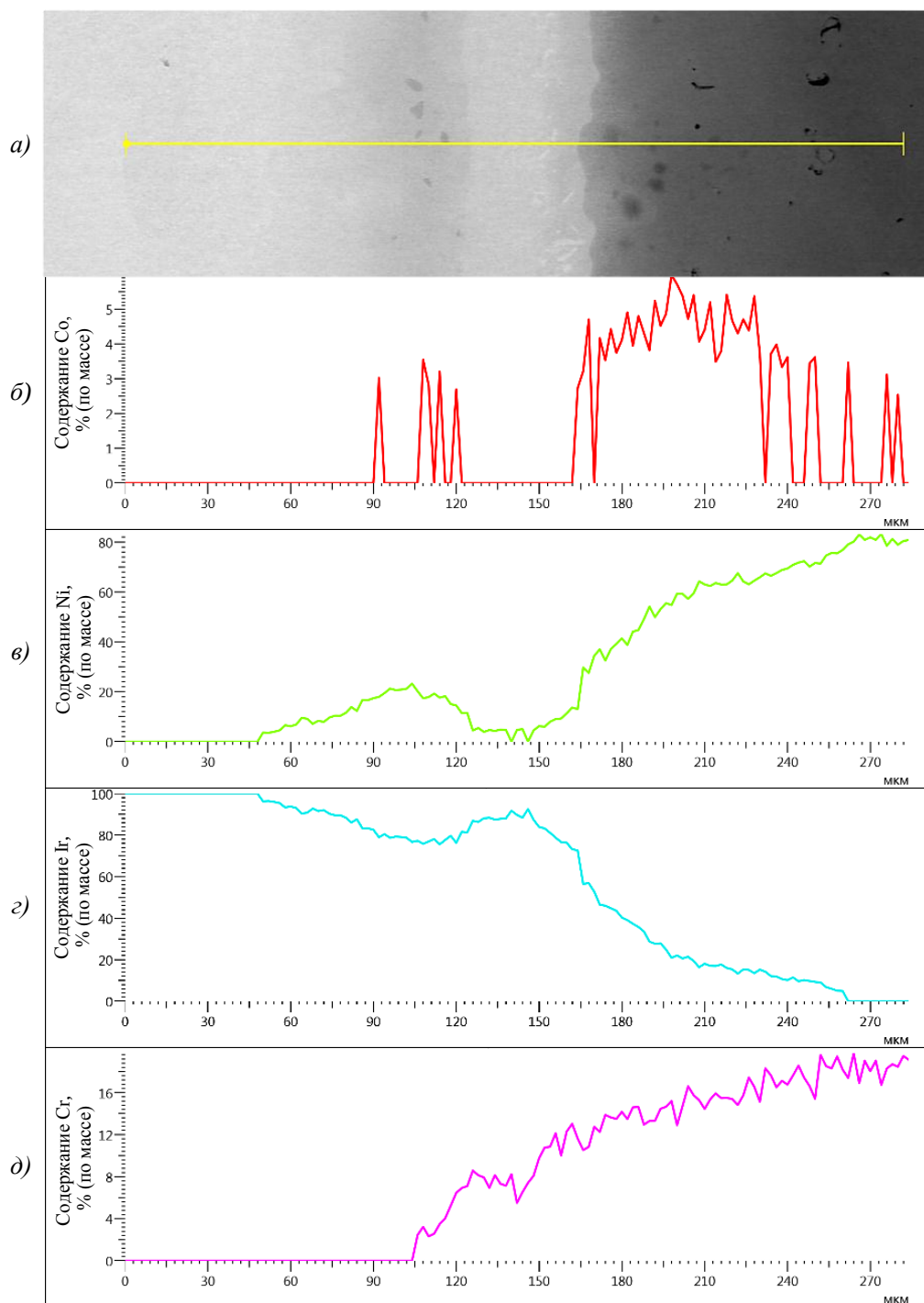


Рис. 4. Микроструктура (а) и распределение элементов (б–д) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после термической обработки

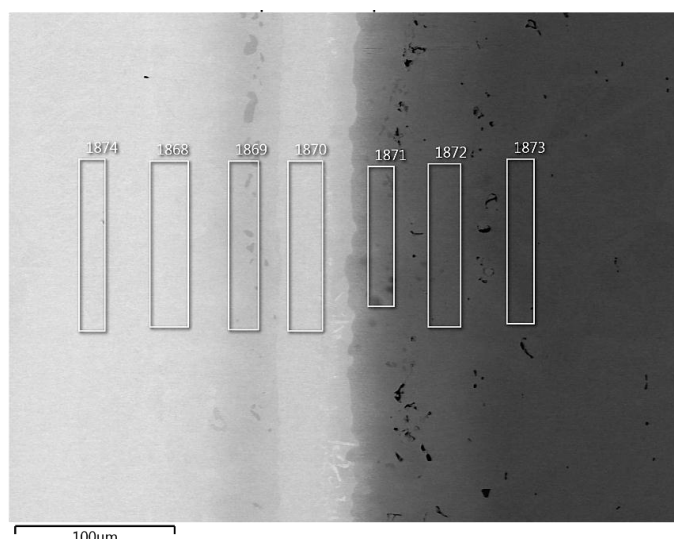


Рис. 5. Микроструктура с указанием различных зон (табл. 1) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после термической обработки

Таблица 1

Содержание элементов в различных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного припоем ВПр50, после термической обработки

Спектр	Место измерения	Содержание элементов, % (по массе)					
		Ir	Ni	Co	Cr	Mo	Si
1874	Иридий	100,0	0	0	0	0	0
1868	Диффузионная зона	95,1	4,9				
1869		74,8	20,3				
1870	Паяный шов	86,1	4,4	1,5	8,0	4,0	0
1871	Диффузионная зона	30,1	46,7	3,8	13,6		2,4
1872		12,8	63,1	4,1	15,7		2,2
1873	Сплав ХН60ВТ	0	81,3	0	18,7	0	0

Микроструктура паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после пайки представлена на рис. 6 и 7. Припой в процессе пайки взаимодействует с иридием, в результате чего кобальт, никель и хром проникают в иридий на глубину до 8 мкм. Иридий растворяется в припое и насыщает паяный шов. Содержание иридия в паяном шве достигает 20 % (по массе). Меньшая глубина проникновения легирующих элементов в иридий, по-видимому, обусловлена зоной на границе с иридием, обогащенной титаном (до 4 % (по массе)), которая ограничивает скорость взаимодействия припоя с иридием. В паяном соединении отчетливо видны эвтектические включения на основе боридов хрома и молибдена. Включения силицидов никеля в паяном шве содержатся в незначительном количестве. Включения боридов хрома и молибдена в паяном соединении, выполненном опытным припоем 6, в отличие от паяного соединения, выполненного припоем ВПр50, имеют меньший размер и менее плотно топологически упакованы, что снижает их негативное влияние на сопротивление усталости паяного соединения при повышенной температуре. Соединения титана представлены равномерно распределенными мелкими выделениями и не должны оказывать существенного негативного влияния на механические свойства паяного соединения.

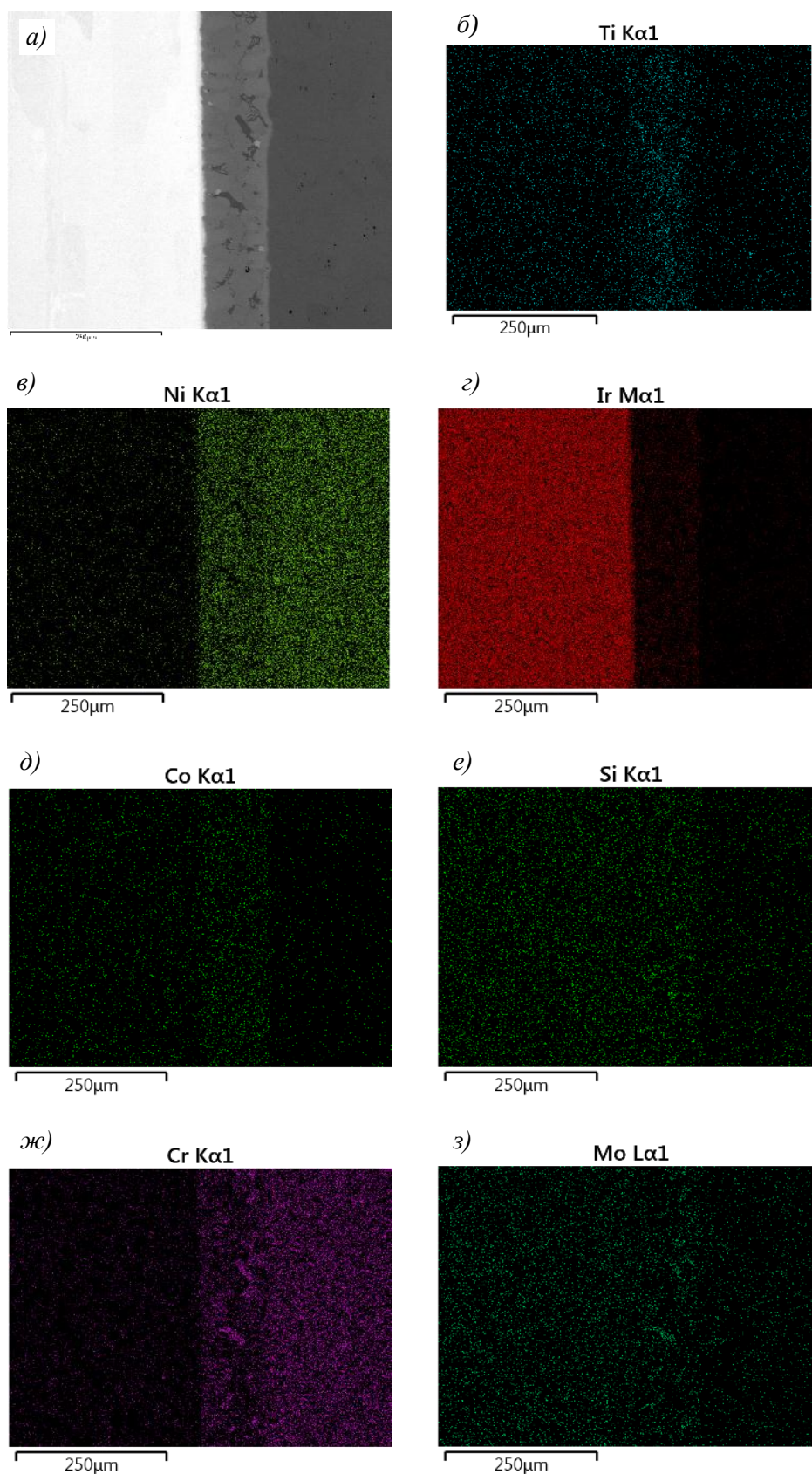


Рис. 6. Микроструктура (а) и энергодисперсионные карты элементов (б–з) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после пайки

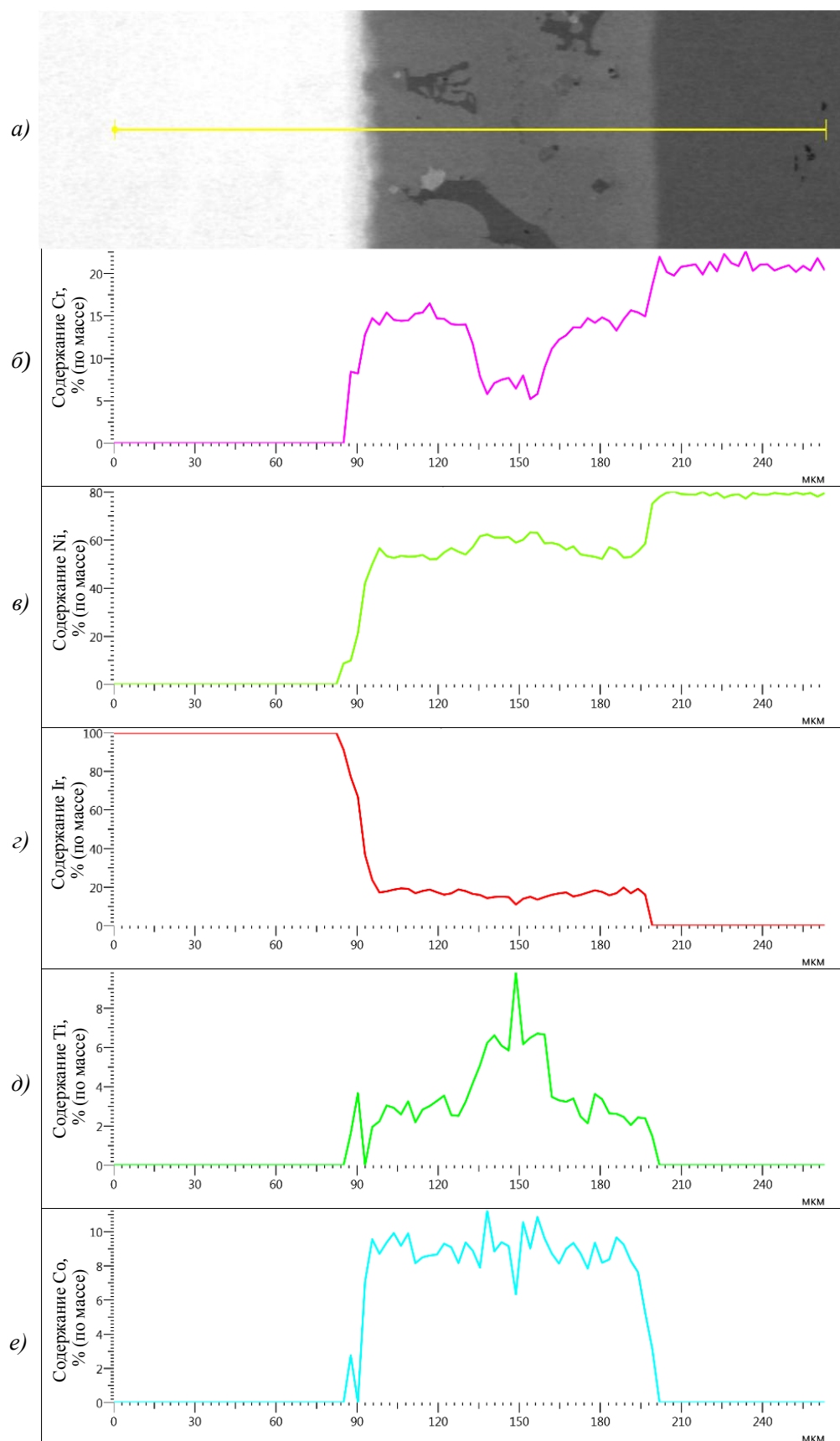


Рис. 7. Микроструктура (а) и распределение элементов (б–е) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после пайки

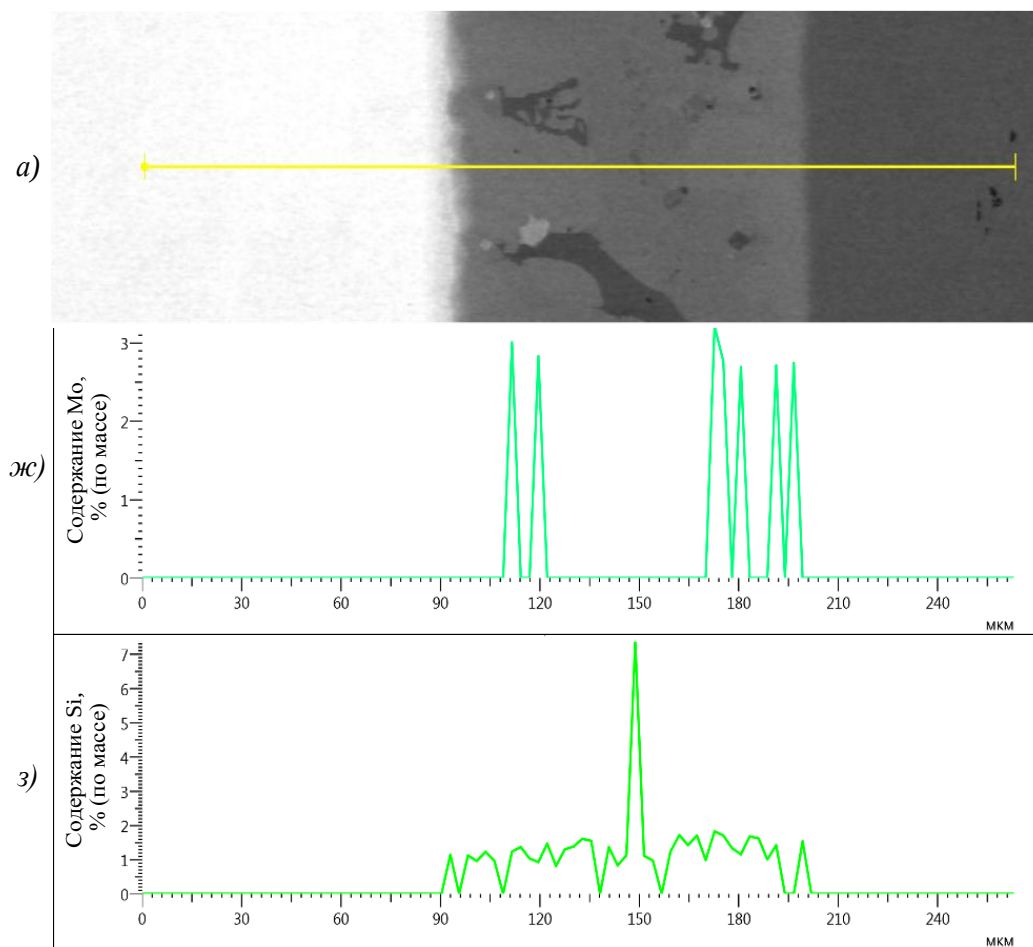


Рис. 7 (продолжение). Микроструктура (а) и распределение элементов (ж, з) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после пайки

Микроструктура паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после термической обработки представлена на рис. 8 и 9, химический состав различных зон – на рис. 10 и в табл. 2. При термической обработке в результате диффузионных процессов кобальт и никель из паяного соединения практически полностью вытесняются иридием и диффундируют в соединяемые материалы. Глубина диффузии легирующих элементов припоя в иридий достигает 44 мкм, иридия в сплав ХН60ВТ: 53 мкм. При этом содержание иридия в паяном шве составляет 75–80 % (по массе). Кремний диффундирует преимущественно в сплав ХН60ВТ, образуя диффузионную зону с содержанием кремния до 1,5 % (по массе). Молибден полностью диффундирует в околошовную зону сплава ХН60ВТ, в которой его содержание составляет до 2,2 % (по массе). В результате длительной выдержки паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ при температуре 1000 °С паяный шов трансформируется в сплав состава Ir–10Ni–10Cr. Со стороны сплава ХН60ВТ формируется зона с повышенным (до 5 % (по массе)) содержанием титана, обедненная хромом (до 3,3 % (по массе)). Интерметаллидные соединения и эвтектические структуры в паяном шве и околошовных зонах не обнаружены.

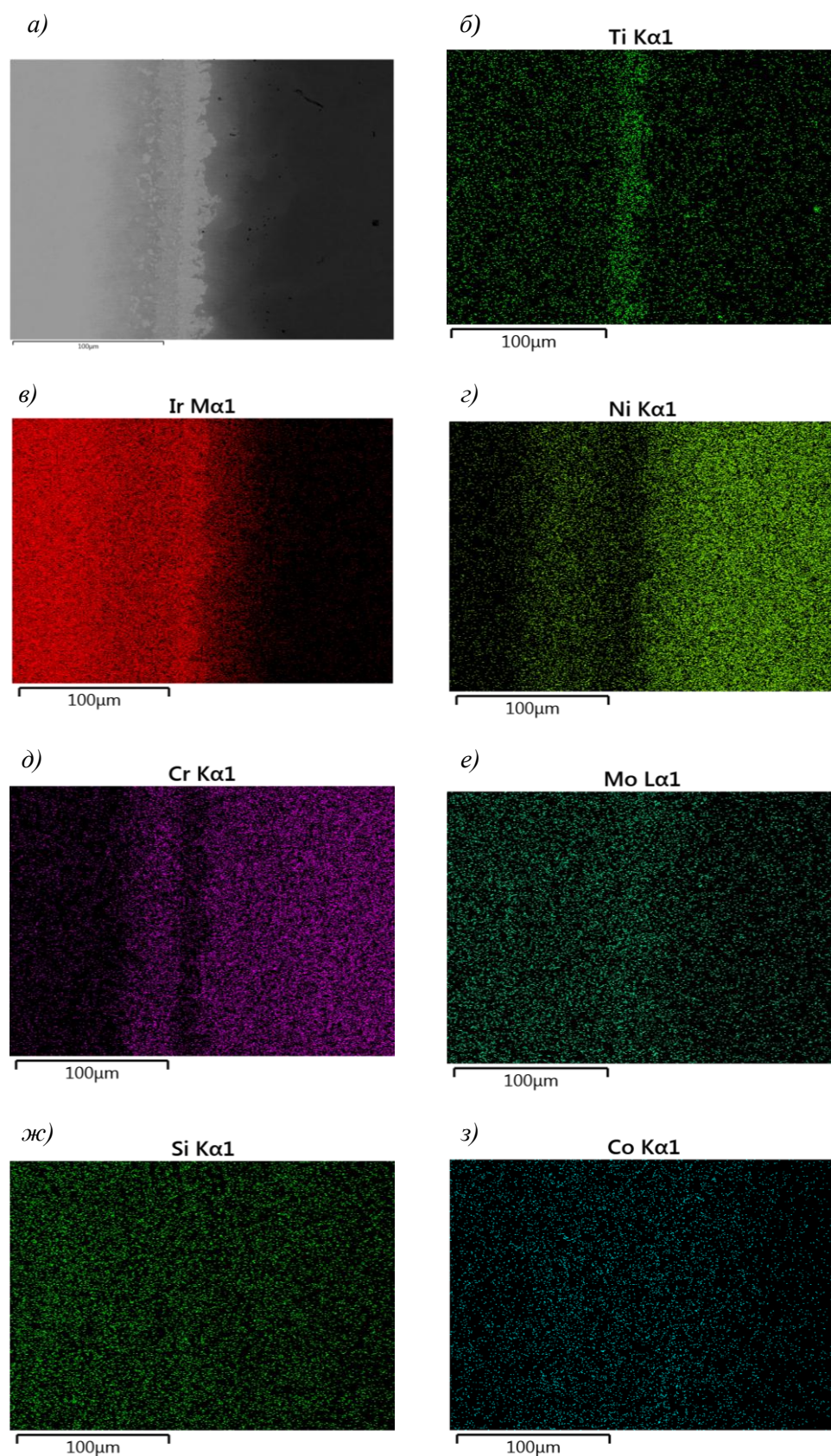


Рис. 8. Микроструктура (а) и энергодисперсионные карты элементов (б–з) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем б, после термической обработки

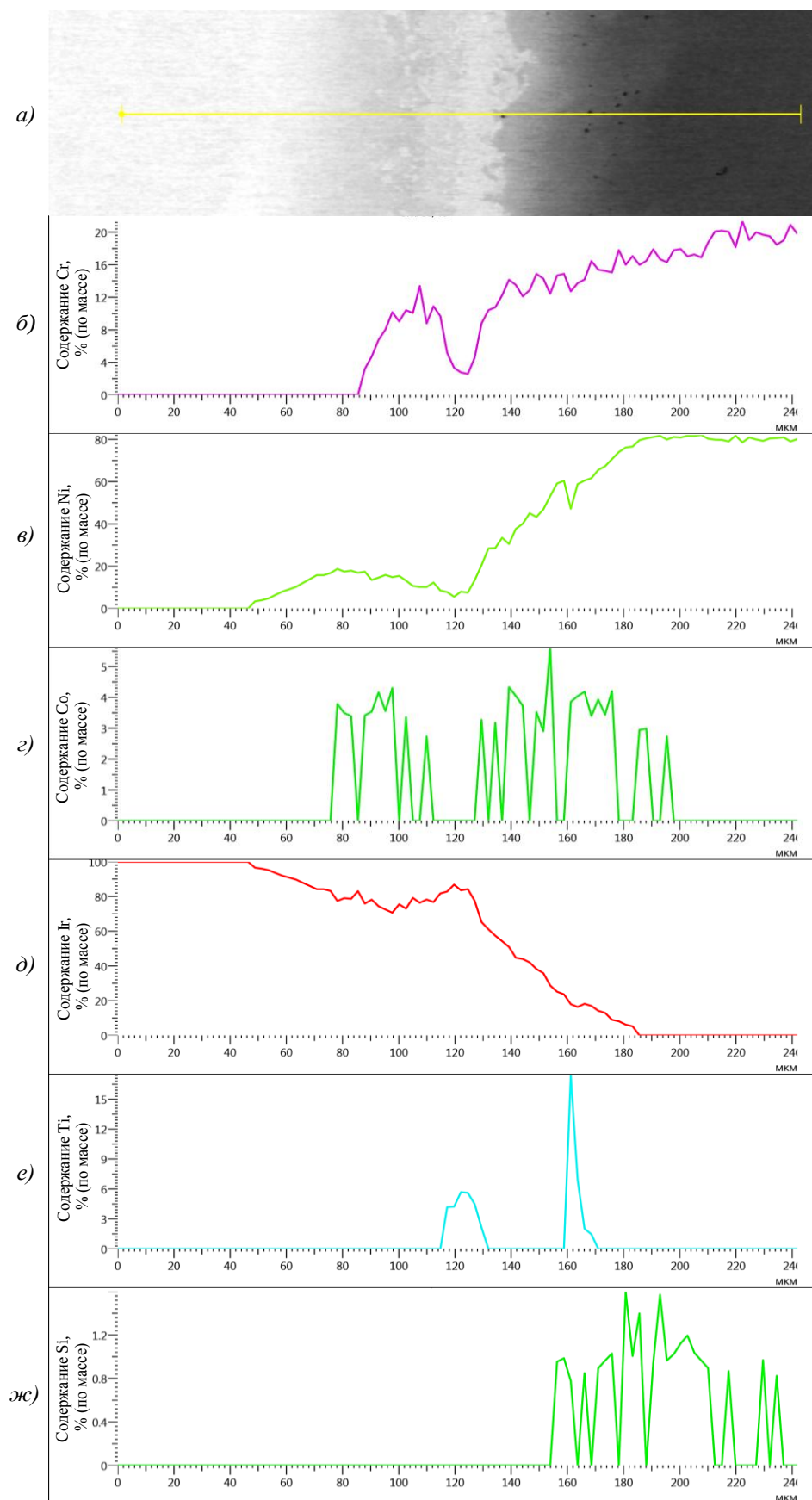


Рис. 9. Микроструктура (а) и распределение элементов (б–ж) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем б, после термической обработки

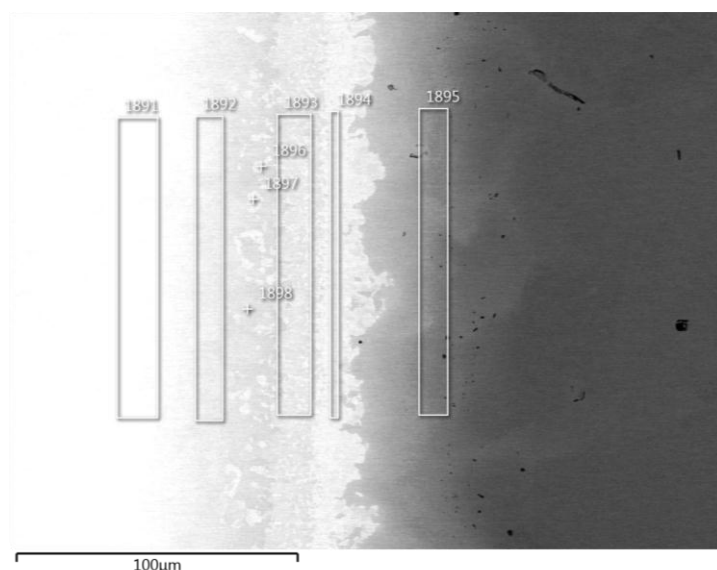


Рис. 10. Микроструктура с указанием различных зон (табл. 2) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после термической обработки

Таблица 2

Содержание элементов в различных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 6, после термической обработки

Спектр	Место измерения	Содержание элементов, % (по массе)						
		Ir	Ni	Co	Cr	Ti	Mo	Si
1891	Диффузионная зона	95,6	4,4	0	0	0	0	0
1892		80,1	15,7	2,7	1,3			
1893	Паяный шов	77,6	10,1	1,9	9,4	1,0	2,2	0,7
1894	Диффузионная зона	83,1	6,4	0	3,3	5,0		
1895		25,2	54,5	3,7	14,3	0,7	0,9	0,7

Микроструктура паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после пайки представлена на рис. 11 и 12. Припой в процессе пайки взаимодействует с иридием, в результате чего основные элементы припоя проникают в иридий на глубину до 6 мкм, а иридий, растворяясь в припое, насыщает паяный шов до содержания 20 % (по массе). Интенсивность взаимодействия припоя с иридием ограничивается прослойкой с повышенным (до 8 % (по массе)) содержанием титана на границе «иридий–паяный шов». Уменьшению объема взаимодействия также, по-видимому, способствует пониженное содержание кремния в припое. Бориды хрома и молибдена преимущественно выделяются в виде тонких прослоек на границах зерен паяного соединения в середине паяного шва. Такое небольшое количество боридов не оказывает существенного влияния на физико-механические свойства паяного соединения. Мелкодисперсные соединения титана преимущественно распределены на границе «иридий–паяный шов» и в середине паяного соединения и не должны оказывать существенного негативного влияния на механические свойства паяного соединения.

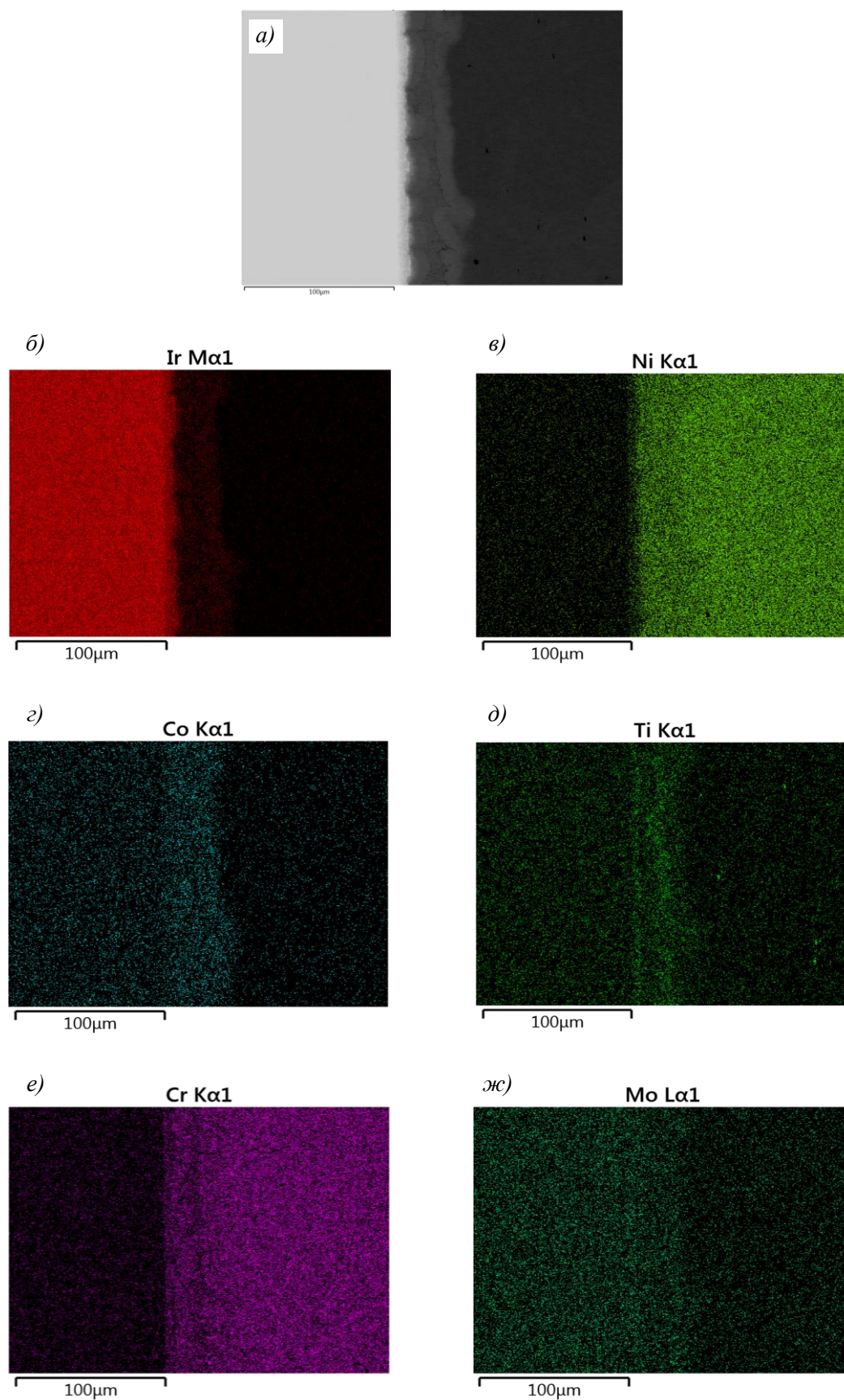


Рис. 11. Микроструктура (а) и энергодисперсионные карты элементов (б–жс) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после пайки

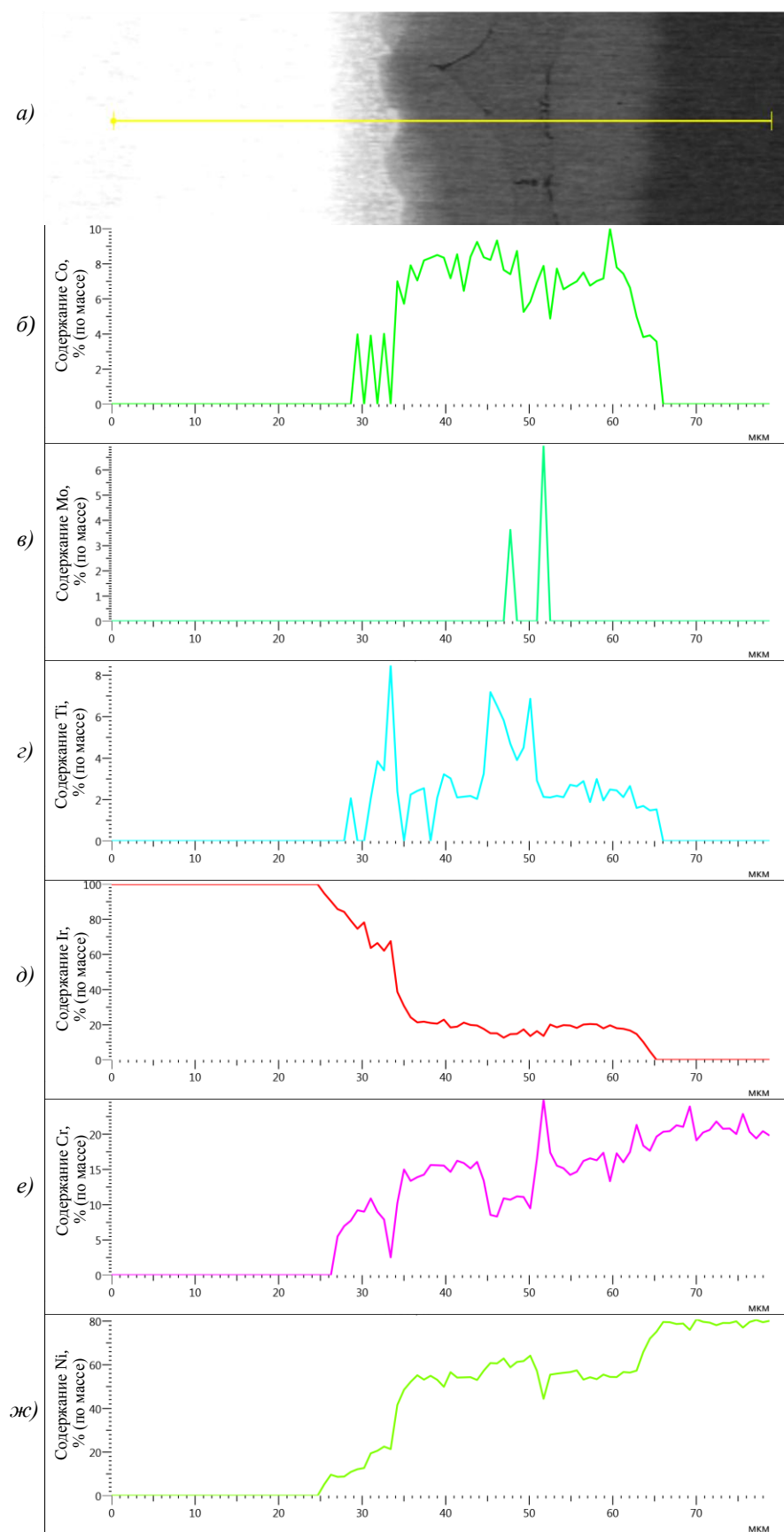


Рис. 12. Микроструктура (а) и распределение элементов (б–ж) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после пайки

Микроструктура паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после термической обработки представлена на рис. 13 и 14, химический состав различных зон – на рис. 15 и в табл. 3. При термической обработке в результате диффузионных процессов кобальт и никель из паяного соединения практически полностью вытесняются иридием и диффундируют в иридий и сплав ХН60ВТ. Глубина диффузии легирующих элементов припоя в иридий достигает 38 мкм, а иридия в сплав ХН60ВТ: 55 мкм. При этом содержание иридия в паяном шве составляет 75–80 % (по массе). Кремний, кобальт и молибден равномерно распределяются по зонам паяного соединения при содержании меньше значимого порога обнаружения методом рентгеноспектрального анализа. В результате длительной выдержки паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ при температуре 1000 °С паяный шов трансформируется в сплав состава Ir–16Ni–10Cr. Интерметаллидные соединения и эвтектические структуры в паяном шве и околошовных зонах не обнаружены.

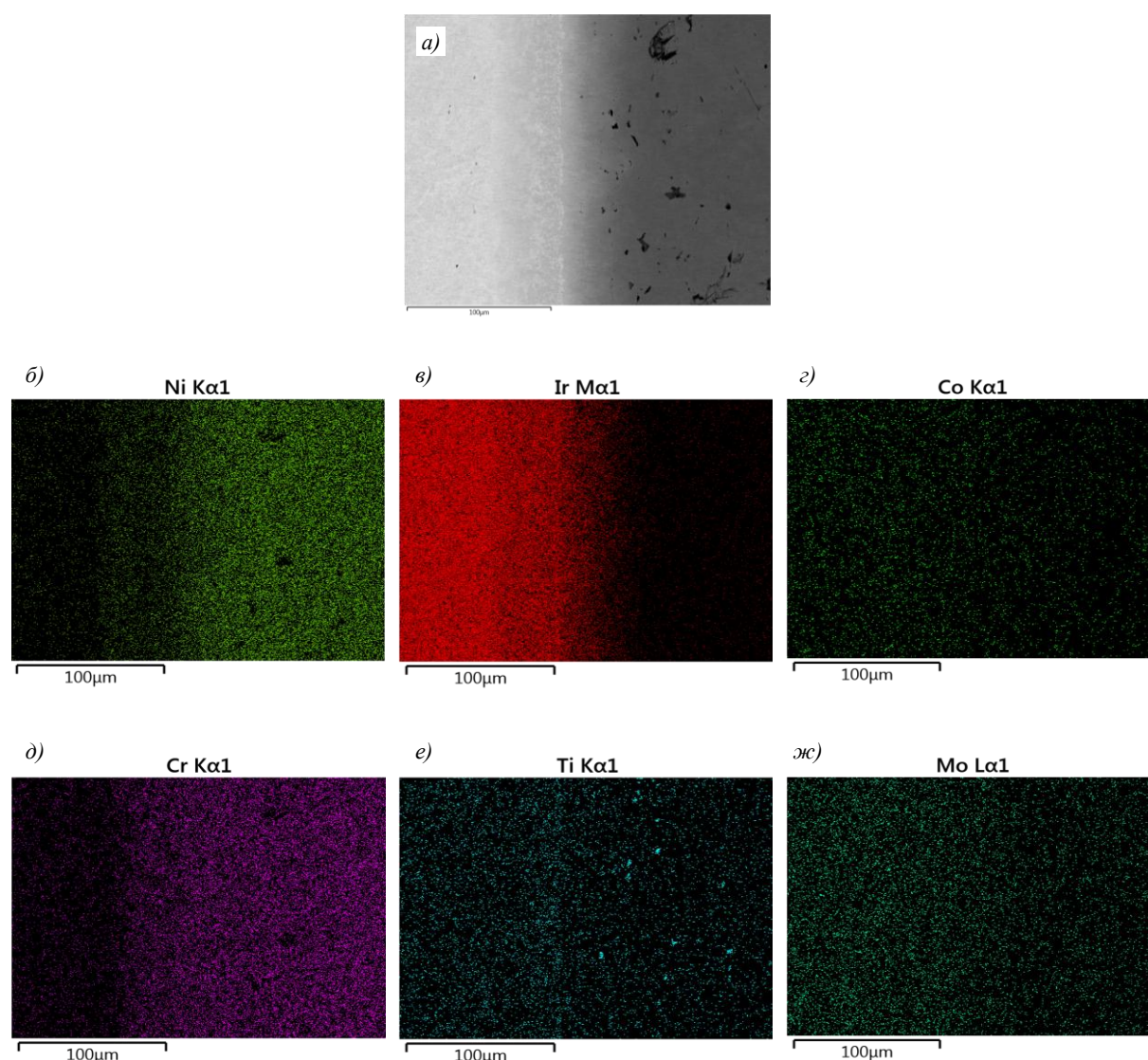


Рис. 13. Микроструктура (а) и энергодисперсионные карты элементов (б–г) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после термической обработки

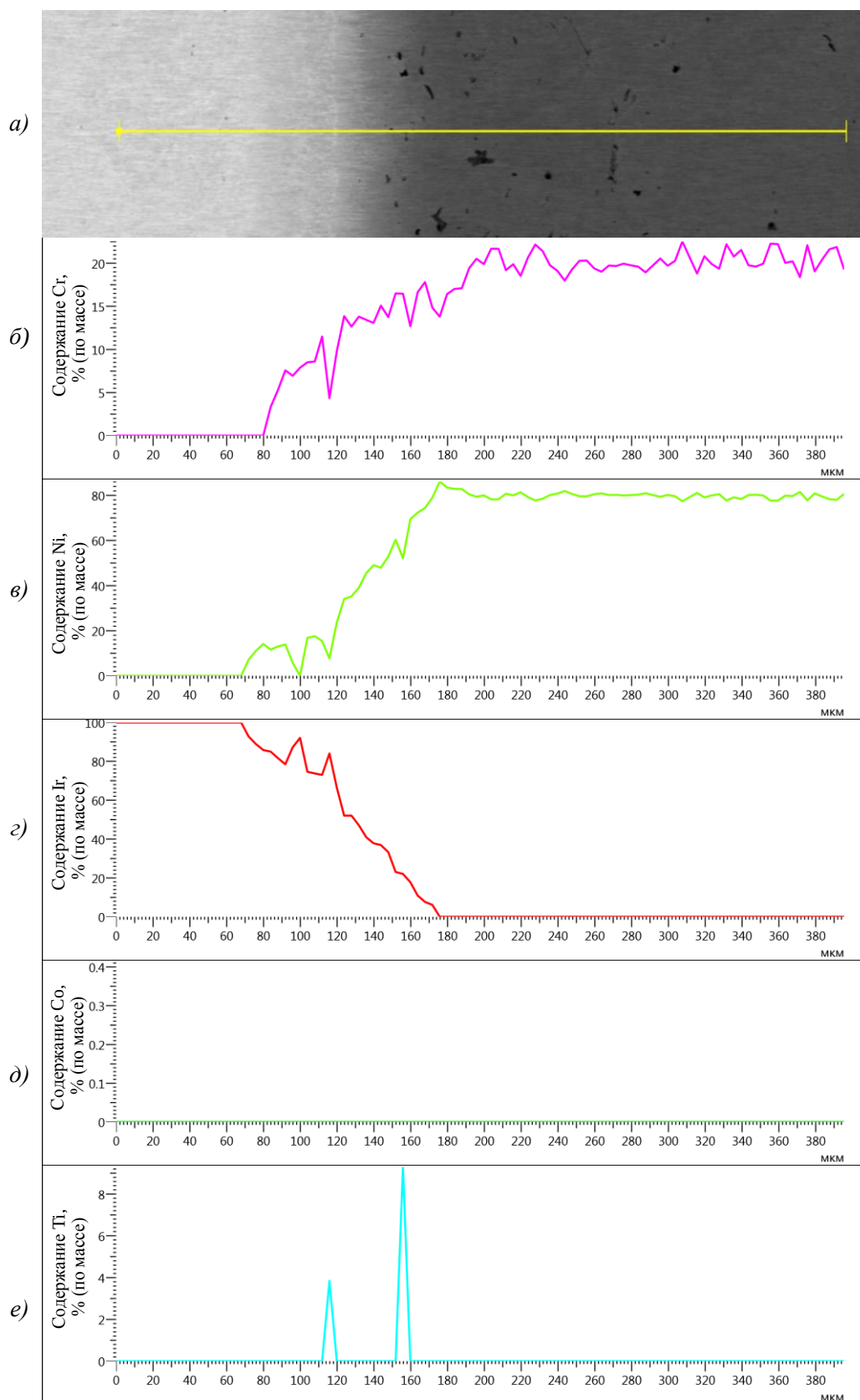


Рис. 14. Микроструктура (а) и распределение элементов (б–е) в разных зонах паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после термической обработки

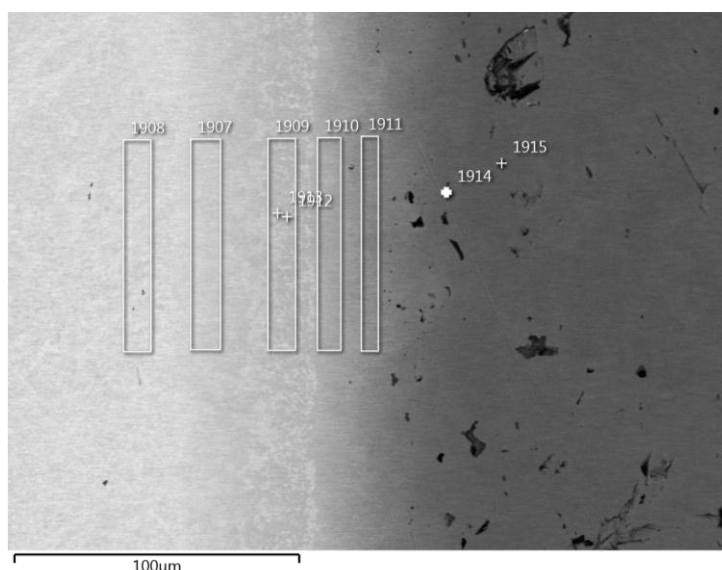


Рис. 15. Микроструктура с указанием различных зон (табл. 3) паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8, после термической обработки

Таблица 3

**Содержание элементов в различных зонах
паяного соединения иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненного опытным припоем 8,
после термической обработки**

Спектр	Место измерения	Содержание элементов, % (по массе)						
		Ir	Ni	Co	Cr	Ti	Mo	Si
1908	Иридий	100,0	0	0	0	0	0	0
1907	Диффузионная зона	86,2	12,0		1,8			
1909	Паяный шов	73,7	16,3		9,6	1,4		
1910	Диффузионная зона	55,0	31,5	0,9	12,6	0		
1911		37,6	47,6		13,9			

Данные предположения подтверждают результаты исследования микроструктуры галтельных участков паяных соединений иридия со сплавом ХН60ВТ (рис. 16). Анализ показал, что опытные припои 6 и 8 не образуют зону избыточного облуживания на поверхности иридия. Кроме того, галтели, выполненные с использованием этих припоев, демонстрируют высокую устойчивость к газовой коррозии в процессе длительной термической обработки. На галтелях, выполненных опытными припоями 6 и 8, не наблюдаются трещины на стороне иридия, что свидетельствует об их надежности и долговечности.

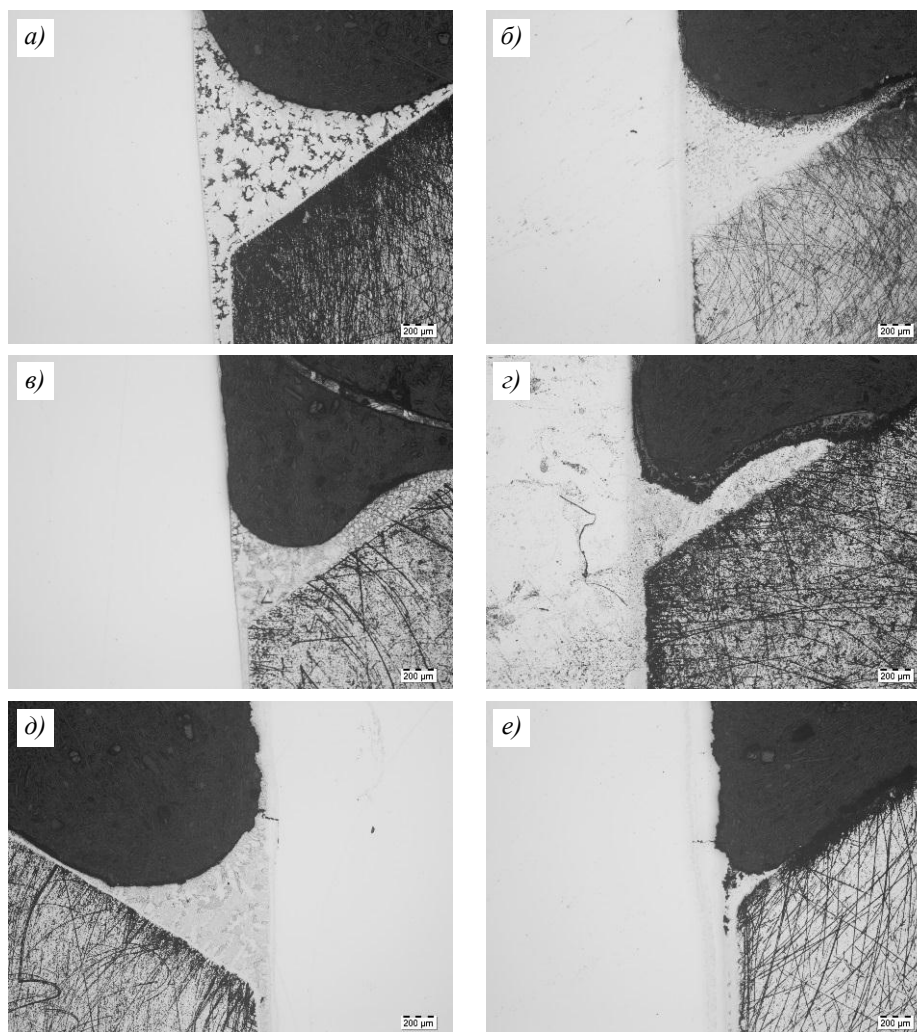


Рис. 16. Микроструктуры галтельных участков паяных соединений иридия со сплавом ХН60ВТ, выполненных опытными припоями 6 (а, б), 8 (в, г) и серийным припоем ВПр50 (д, е), после пайки (а, в, д) и термической обработки при температуре 1000 °С в течение 300 ч (б, г, е)

Заключения

Иридиевые свечи зажигания демонстрируют превосходные эксплуатационные характеристики благодаря высокой коррозионной стойкости и термической устойчивости иридия, что делает их идеальным выбором для двигателей внутреннего сгорания, работающих в сложных условиях. Анализ микроструктуры паяных швов серийного припоя ВПр50 и опытных припоев позволил определить причины разупрочнения при длительной работе свечей зажигания с иридиевыми контактами. При оптимизации состава припоя удастся избежать избыточного облуживания паяных изделий и улучшить фазовую стабильность соединений, обеспечивая их долговечность и устойчивость к термоциклическим и коррозионным воздействиям. Полученные результаты подтверждают, что экспериментальные составы припоев открывают перспективы для создания более надежных и долговечных свечей зажигания, способных выдерживать высокие эксплуатационные нагрузки.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Бакрадзе М.М., Неруш С.В., Крупнина О.А. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 1. Материалы и технологии синтеза // Электromеталлургия. 2022. № 1. С. 2–12.

2. Гаврилов Г.Н., Каблов Е.Н., Ерофеев В.Т. и др. Материаловедение. Теория и технология термической обработки: учеб. пособие. Саранск: Нац. исслед. Мордов. гос. ун-т им. Н.П. Огарева, 2019. 273 с.
3. Electrode material for use with a spark plug: pat. US8436520B2; appl. 28.07.2011; publ. 07.05.2015.
4. High efficiency, extended life spark plug having improved firing tips: pat. US00527198A; appl. 03.04.1995; publ. 18.06.1996.
5. Li Z.-F., Ge Y., Li H.-Y. et al. Study on brazing performance of platinum-iridium alloy solders // Powder Metallurgy Technology. 2017. Vol. 35 (3). P. 202–207. DOI: 10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2017.03.007.
6. Graff M., Kempf B., Breme J. Iridium Alloy for Spark Plug Electrodes // Materials for Transportation Technology. 2005. Vol. 1. P. 1–8. DOI: 10.1002/3527606025.ch1.
7. Zhao S., Xia J., Xia Y. et al. Microstructure and Isothermal Oxidation of Ir–Rh Spark Plug Electrodes // Materials. 2019. Vol. 12 (19). P. 3226. DOI: 10.3390/ma12193226.
8. Hristov R., Bogdanov K., Dimitrov R. Research the influence of spark plugs types on the performance of the engine operating on gaseous fuels // Mobility and Vehicle Mechanics. 2018. Vol. 44 (1). P. 51–61. DOI: 10.24874/mvm.2018.44.01.05.
9. Róźowicz S., Tofil S., Zrak A. An Analysis of the Microstructure, Macrostructure and Microhardness of Ni–Cr–Ir Joints Produced by Laser Welding with and without Preheat // Archives of Metallurgy and Materials. 2016. Vol. 61 (2). P. 1157–1162. DOI: 10.1515/amm-2016-0193.
10. Елисеев Э.А., Севальнев Г.С., Дорошенко А.В., Дружинина М.Э. Влияние температурно-временных параметров длительных выдержек на превращения в конструкционных сталях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-15-23.
11. Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А., Свиридов А.В., Наприенко С.А. Исследование влияния технологических параметров термической обработки на микроструктуру паяных соединений сплава ВТ20, выполненных припоем ВПр16 // Труды ВИАМ. 2024. № 5 (135). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-3-12.
12. Оспенникова О.Г., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А. Исследование особенностей формирования микроструктуры паяного соединения разноименных никелевых жаропрочных сплавов, выполненных сложнолегированным многокомпонентным припоем // Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-3-12.
13. Лашко Н.Ф., Лашко С.В. Вопросы теории и технологии пайки. Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 1974. 248 с.
14. Лашко Н.Ф., Лашко С.В. Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1967. 368 с.
15. Петрунин И.Е., Березников Ю.И., Бунькина Р.Р. и др. Справочник по пайке. 3-е изд. перераб. и доп. М.: Машиностроение-1, 2003. 480 с.
16. Петрунин И.Е., Маркова И.Ю., Екатова А.С. Металловедение пайки. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
17. Оспенникова О.Г., Лукин В.И., Афанасьев-Ходыкин А.Н., Галушка И.А., Шевченко О.В. Перспективные разработки в области высокотемпературной пайки жаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 144–158. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-144-158.
18. Худнев А.А., Плохих А.И., Дворецков Р.М., Щетанов Б.В. Исследование диффузии легирующих элементов в процессе циклической термической обработки слоистого композиционного материала на основе хромистой и углеродистой сталей // Труды ВИАМ. 2021. № 4 (98). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-74-91.

19. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

References

1. Kablov E.N., Evgenov A.G., Bakradze M.M., Nerush S.V., Krupnina O.A. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12.
2. Gavrilov G.N., Kablov E.N., Erofeev V.T. et al. *Materials Science. Theory and technology of heat treatment*: textbook. Saransk: MSU named after N.P. Ogarev, 2019, 273 p.
3. *Electrode material for use with a spark plug*: pat. US8436520B2; appl. 28.07.2011; publ. 07.05.2015.
4. *High efficiency, extended life spark plug having improved firing tips*: pat. US00527198A; appl. 03.04.1995; publ. 18.06.1996.
5. Li Z.-F., Ge Y., Li H.-Y. et al. Study on brazing performance of platinum-iridium alloy solders. *Powder Metallurgy Technology*, 2017, vol. 35 (3), pp. 202–207. DOI: 10.19591/j.cnki.cn11-1974/tf.2017.03.007.
6. Graff M., Kempf B., Breme J. Iridium Alloy for Spark Plug Electrodes. *Materials for Transportation Technology*, 2005, vol. 1, pp. 1–8. DOI: 10.1002/3527606025.ch1.
7. Zhao S., Xia J., Xia Y. et al. Microstructure and Isothermal Oxidation of Ir–Rh Spark Plug Electrodes. *Materials*, 2019, vol. 12 (19), pp. 3226. DOI: 10.3390/ma12193226.
8. Hristov R., Bogdanov K., Dimitrov R. Research the influence of spark plugs types on the performance of the engine operating on gaseous fuels. *Mobility and Vehicle Mechanics*, 2018, vol. 44 (1), pp. 51–61. DOI: 10.24874/mvm.2018.44.01.05.
9. Rózwicz S., Tofil S., Zrak A. An Analysis of the Microstructure, Macrostructure and Microhardness of Ni–Cr–Ir Joints Produced by Laser Welding with and without Preheat. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, vol. 61 (2), pp. 1157–1162. DOI: 10.1515/amm-2016-0193.
10. Eliseev E.A., Sevalnev G.S., Doroshenko A.V., Druzhinina M.E. Influence of time-temperature parameters of long-duration exposure on transformations in structural steels (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 24, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-15-23.
11. Afansiyev-Khodykin A.N., Galushka I.A., Sviridov A.V., Naprienko S.A. Investigation of the influence of technological parameters of heat treatment on microstructure of brazing joints of VT20 alloy with VPr16 solder. *Trudy VIAM*, 2024, no. 5 (135), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 24, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-3-12.
12. Ospennikova O.G., Afanasyev-Khodykin A.N., Galushka I.A. Investigation of a brazed joint microstructure formation, made of dissimilar nickel super alloys and the complex brazing alloy. *Trudy VIAM*, 2021, no. 1 (95), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 24, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-1-3-12.
13. Lashko N.F., Lashko S.V. *Theory and Technology of Soldering*. Saratov: Saratov Univ. Publ., 1974, 248 p.
14. Lashko N.F., Lashko S.V. *Soldering Metals*. Moscow: Mashinostroenie, 1967, 368 p.
15. Petrunin I.E., Bereznikov Yu.I., Bunkina R.R. et al. *Soldering Handbook*. 3rd rev. and add. Moscow: Mashinostroenie-1, 2003, 480 p.
16. Petrunin I.E., Markova I.Yu., Ekatoa A.S. *Metal Science of Soldering*. Moscow: Metallurgiya, 1976, 264 p.
17. Ospennikova O.G., Lukin V.I., Afanasyev-Khodykin A.N., Galushka I.A., Shevchenko O.V. Advanced developments in the field of the high-temperature soldering of heat resisting alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 144–158. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-144-158.

18. Khudnev A.A., Plokhikh A.I., Dvoretsov R.M., Schetanov B.V. Investigation of diffusion of alloying elements during thermal cycling of multilayer composite material made of chrome and carbon steels. *Trudy VIAM*, 2021, no. 4 (98), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 24, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-74-91.
19. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

Информация об авторах

Свиридов Александр Владимирович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Афанасьев-Ходыкин Александр Николаевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Галушка Игорь Александрович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksander V. Sviridov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander N. Afanasiev-Khodykin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor A. Galushka, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.02.2025.
The article was submitted 30.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 24.02.2025.

Научная статья

УДК 621.793

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-36-44

ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ СОЗДАНИИ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ДЕТАЛЕЙ С НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ ОТПУСКА

Д.С. Горлов¹, Д.А. Александров¹, П.Д. Черединов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Приведены результаты исследования трибологических свойств износостойкого ионно-плазменного покрытия для повышения ресурса деталей с низкой температурой отпуска. Установлено, что данное износостойкое покрытие толщиной от 7 до 10 мкм состоит из демпфирующего нижнего и износостойкого верхнего слоев, имеет коэффициент трения 0,12, общую интенсивность изнашивания пары трения $0,012 \cdot 10^{-3}$ мм/м, средний суммарный линейный износ пары трения 0,012 мм в среде авиационного топлива в паре со свинцово-сурьмянистой бронзой.

Ключевые слова: трибологические свойства, низкая температура отпуска, износостойкость, ассистированное вакуумно-дуговое осаждение

Для цитирования: Горлов Д.С., Александров Д.А., Черединов П.Д. Возможности применения ионно-плазменной технологии при создании износостойкого покрытия для защиты деталей с низкой температурой отпуска // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-36-44.

Scientific article

THE POSSIBILITIES OF USING ION-PLASMA TECHNOLOGY IN THE CREATION OF A WEAR-RESISTANT COATING TO PROTECT PARTS WITH LOW TEMPERING TEMPERATURE

D.S. Gorlov¹, D.A. Alexandrov¹, P.D. Cheredinov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article presents the results of a study of the tribological properties of a wear-resistant ion-plasma coating to increase the service life of parts with a low tempering temperature. It has been found that this wear-resistant coating, with a thickness of 7 to 10 microns, consists of a damping lower and wear-resistant upper layers, has a coefficient of friction of 0.12, the total wear rate of the friction pair is $0,012 \cdot 10^{-3}$ mm/m, the average total linear wear of the friction pair is 0,012 mm in an aviation fuel environment paired with antimony lead bronze.

Keywords: tribological properties, low tempering temperature, wear resistance, assisted vacuum arc deposition

For citation: Gorlov D.S., Alexandrov D.A., Cheredinov P.D. The possibilities of using ion-plasma technology in the creation of a wear-resistant coating to protect parts with low tempering temperature. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-36-44.

Введение

Одна из проблем современного машиностроения – износ машин и деталей, что предполагает увеличение ежегодных расходов на их обслуживание. Износ деталей чаще всего связан с постепенным поверхностным разрушением материала детали вследствие механического, теплового, химического и электрического воздействия [1]. Это приводит к поиску новых, более эффективных методов нанесения износостойких и коррозионных покрытий [2]. В настоящее время в машиностроении >80 % деталей имеют металлические, керамические, полимерные или композиционные покрытия для защиты от коррозии, износа и высокотемпературного окисления, а также для специальных целей – уплотнения, создания термических барьеров, требуемых оптических характеристик, декоративных свойств и др. [3].

Детали узлов трения в зависимости от их назначения изготавливают из конструкционных, фрикционных, износостойких и антифрикционных материалов широкой номенклатуры. Из конструкционных сталей изготавливают детали, которые должны удовлетворять условиям высокой прочности, жесткости или податливости и иметь на тех или иных участках поверхности трения. Это детали типа валов, пальцев, болтов шарниров, зубчатых колес и т. д. [4].

Выбор материалов пар трения представляет собой трудную задачу, так как зависит от конструкции и назначения узлов, технологии производства, условий эксплуатации, от требований к общей прочности деталей, сроку их службы и надежности при учете стоимости материала и эксплуатационных расходов.

Данная пара материалов может в одних условиях быть износостойкой, а в других нет. Выбор износостойких материалов связан с видом износа. В первую очередь материалы должны гарантировать, что при заданных условиях трения на поверхности трения не возникнут недопустимые виды изнашивания – например, молекулярное схватывание, которое приводит к задирам. Для допустимых форм износа материалы должны обеспечивать минимальную интенсивность изнашивания при данных условиях работы [5].

При выборе материалов пар трения, помимо их высокой износостойкости, к ним предъявляется и ряд требований, которые включены в понятие антифрикционности материала. К таким требованиям в первую очередь относятся: легкая прирабатываемость; высокая износостойкость и низкий коэффициент трения при нормальных условиях работы, мало изменяющийся в зависимости от скорости скольжения и времени неподвижного контакта; плавность медленных перемещений, низкий коэффициент трения и отсутствие молекулярного схватывания в условиях несовершенной смазки и при перерывах в смазке; достаточная жесткость в стыках [6].

Нанесение износостойкого покрытия осуществляют в основном на самую уязвимую часть пары трения. Другую деталь пары трения стараются делать из материала с высокими антифрикционными свойствами для снижения коэффициента трения и износа. К таким материалам относят бронзы различных марок. В современном авиационном материаловедении ведутся разработки композиционных антифрикционных материалов, получаемых методами литейного производства, компактирования и брикетирования с применением возможностей спар-плазменных методов [1].

Например, проведенные практические испытания прецизионных пар трения, применяемых в авиации, показали преимущества вакуумного ионно-плазменного нанесения покрытий различного назначения. Повышение свойств ионно-плазменных покрытий возможно при одновременном воздействии в процессе формирования покрытия газового и плазменного потоков (так называемого ассистированного осаждения), в результате которого повышаются эрозионная и коррозионная стойкость, да и сам процесс нанесения покрытия протекает в особых условиях, что позволяет нивелировать разницу в значениях температурных коэффициентов линейного расширения и создавать сжимающие напряжения роста [7–10]. Эти вариации вакуумно-дугового способа нанесения покрытий основаны на вакуумно-плазменной технологии высоких энергий (ВПТВЭ).

Цель данной работы – изучение возможности защиты детали из цементуемой стали мартенситного класса с низкой температурой отпуска ионно-плазменным комбинированным покрытием в паре трения с деталью из свинцово-сурьмянистой бронзы в среде авиационного топлива (керосина).

Материалы и методы

Для исследований трибологических свойств и испытаний изготовлены образцы из цементуемой стали мартенситного класса с цементованным слоем глубиной 1,1 мм с твердостью ≥ 60 HRC в виде дисков диаметром 60 мм и толщиной 7 мм, моделирующие детали на которые наносится износостойкое покрытие. Данные стали имеют высокую статическую прочность (1300 МПа) при твердости цементованного слоя ≥ 60 HRC, но минимальную температуру отпуска (~ 350 °С). Моделирующие контртело пальцы диаметром 6,35 мм и длиной 40 мм изготавливали из свинцово-сурьмянистой бронзы. Бронза обладает отличными антифрикционными свойствами, легко прирабатывается, не склонна к заеданию и хорошо противостоит износу. Коэффициент трения составляет: 0,008 – со смазкой; 0,11 – в среде авиационного топлива (керосина); 0,15 – без смазки.

В качестве износостойкого покрытия выбрано слоистое комбинированное покрытие, состоящее из демпфирующего подслоя системы «никель–хром» и верхнего износостойкого слоя системы «никель–хром–молибден» с карбидным упрочнением. Предложенный вариант износостойкого покрытия наносили на промышленной ионно-плазменной установке (ИПУ) с возможностью ассистированного осаждения.

Отличительной особенностью данной модели ИПУ (помимо газоразрядного источника ионов аргона Е×Н-типа с током до 200 мА и напряжением до 3 кВ; вакуумно-дугового генератора плазмы токопроводящего материала с током до 750 А; системы для подачи в вакуумный объем реакционного газа и регулирования его давления; системы для подачи и регулирования напряжения на обрабатываемые изделия в диапазоне от 1 до 900 В) является наличие ионного ускорителя, который позволяет проводить процессы ассистированного осаждения конденсированных покрытий. При ассистированном осаждении происходит периодическая бомбардировка поверхности изделия ионами газа с энергией 20–40 кэВ, при этом может меняться межплоскостное расстояние между атомами в кристаллической решетке покрытия и тем самым могут меняться конечные свойства разрабатываемых покрытий.

При отработке технологических режимов нанесения износостойких покрытий на ИПУ учитывали следующие параметры осаждения: ток вакуумной дуги и напряжение смещения на подложке (образце). Метод ВПТВЭ позволяет варьировать вольт-амперные характеристики процесса осаждения износостойкого покрытия таким образом, что возможно контролировать температурное воздействие на материал детали, тем самым можно наносить защитные и упрочняющие покрытия на материалы с низкой температурой отпуска (~ 350 °С).

Образцы в виде дисков из цементуемой стали мартенситного класса располагали в рабочей камере ИПУ так, чтобы максимальное напыление происходило в центре образца. Следует отметить, что максимум напыления в промышленных ИПУ – один из значимых параметров осаждения покрытий. Данная величина неизменна в каждой установке и должна оставаться такой после различных операций технического обслуживания, в том числе и после замены электромагнитного фиксатора катодных пятен. По мере совершенствования установок данный параметр может немного отличаться, но всегда должен соблюдаться, исходя из особенностей изделий для каждого предприятия, и составлять расстояние от среза торца держателей изделий до середины магнитного фиксатора плюс 25 мм.

Одним из преимуществ метода ВПТВЭ или вакуумно-дугового метода нанесения является высокая скорость осаждения покрытия за счет капельной фазы. Капельная фаза уменьшается по мере снижения тока вакуумной дуги, однако полностью исключить ее достаточно сложно, поэтому для снижения шероховатости поверхности конденсата с целью улучшения класса покрытия образцы подвергали виброгалтовке и виброполированию.

Цементуемые стали мартенситного класса обладают низкой коррозионной стойкостью. Во избежание появления коррозионных повреждений на поверхности образцов поверхностное выглаживание (виброгалтовку и виброполирование) проводили в круговом и лотковом вибраторах без использования смазочно-охлаждающей жидкости.

Для повышения адгезионной составляющей перед нанесением износостойкого покрытия образцы обдували мелким электрокорундом в камере эжекторного типа. Далее проводили серийную чистку образцов.

Для комплексной оценки правильности выбора вариантов износостойких покрытий проведены сравнительные испытания на износ на универсальном трибометре, оснащённом датчиком силы DFH-100 (диапазон измерения 1000 Н) и вращательным приводом с ванночкой для жидкости.

Триботехнические испытания образцов антифрикционных материалов производили в соответствии с СТО 1-595-2-476–2015 по схеме «диск–палец». Сущность метода испытаний по этой схеме заключается в относительном скольжении торца пальца по плоской поверхности диска с обеспечением постоянной силы прижатия. В данном случае диск, вращаясь с угловой скоростью ω , обеспечивает постоянную скорость скольжения. Палец диаметром 6,35 мм в сечении приводится в контакт с поверхностью диска с заданной нормальной нагрузкой F . Схема триботехнических испытаний по схеме «диск–палец» приведена на рис. 1.

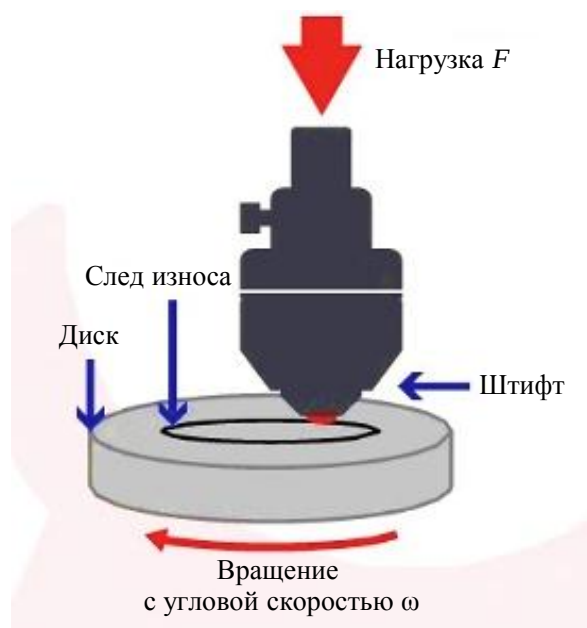


Рис. 1. Схема триботехнических испытаний по схеме «диск–палец»

Триботехнические испытания проводили в среде авиационного топлива (керосина) марки ТС-1. Скорость скольжения при испытаниях в этой среде выбрана 0,3 м/с, что обеспечивает ламинарное течение жидкости в испытательной ванне без турбулентных возмущений. Таким образом, предотвращается разрыв жидкостной пленки и отсутствует сухое трение.

Выбраны следующие условия триботехнических испытаний:

Среда..... авиационное топливо марки ТС-1
 Нагрузка.....300 Н
 Скорость скольжения.....0,3 м/с
 Продолжительность испытания.....2 ч
 Радиус дорожки трения.....20 мм

В результате получены: средний коэффициент трения, линейный износ пары трения и изменение массы пальца.

Метод ВПТВЭ, которым наносили износостойкое покрытие, является высокоэнергетическим, однако имеется возможность управлять энергией частиц и при неправильно выбранных параметрах осаждения возможно перегреть материалы образцов, а в последующем и изделий, что приведет к их разупрочнению. Поэтому для подтверждения стабильности процесса нанесения без разупрочнения проводили замеры твердости по методу Роквелла образцов до напыления и после.

Для определения шероховатости поверхности износостойкого покрытия после нанесения и после виброгалтовки и виброполировки проводили замеры микронеровностей поверхности с помощью профилометра-профилографа.

Металлографические исследования образцов-свидетелей из цементуемой стали мартенситного класса со слоистым комбинированным покрытием осуществляли после испытаний на износостойкость при температуре 20 °С на инвертируемом оптическом микроскопе с системой анализа изображения при увеличении $\times 1000$.

Рентгеновская съемка выполнена с применением дифрактометра в монохроматическом $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении ($\lambda = 0,15418$ нм), в диапазоне угла $2\theta = 25\text{--}110$ градусов с шагом $\Delta 2\theta = 0,013$ градуса и выдержкой 50 с. Расшифровка дифрактограмм проведена с применением специализированной программы и базы данных. Исследование текстуры выполнено методом построения прямых полюсных фигур.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Для установления начального уровня свойств проведены триботехнические испытания по схеме «диск–палец» образца из цементуемой стали мартенситного класса с цементованным слоем глубиной 1,1 мм и твердостью ≥ 60 HRC без покрытия и с покрытием и пальца из свинцово-сурьмянистой бронзы в среде авиационного топлива (керосина) марки ТС-1.

Поверхность дисков перед цементацией и после подготавливали до уровня шероховатости R_a не менее 0,2 с применением набора алмазных полировальных паст.

В результате проведения испытаний на износ получены следующие значения триботехнических характеристик образцов из цементуемой стали мартенситного класса без покрытия и с покрытием и пальца из свинцово-сурьмянистой бронзы в среде авиационного топлива, приведенные в таблице.

**Значения триботехнических характеристик для образцов
из цементуемой стали мартенситного класса без покрытия и с покрытием
и пальца из свинцово-сурьмянистой бронзы в среде авиационного топлива**

Состояние образца	Средний коэффициент трения	Общая интенсивность изнашивания пары трения, мм/м	Средний суммарный линейный износ пары трения, мм
Без покрытия	0,15	$0,04 \cdot 10^{-3}$	0,0194
С покрытием	0,12	$0,012 \cdot 10^{-3}$	0,0120

При триботехнических испытаниях установлено, что во время испытаний отсутствует шум (скрежет, свист), получены стабильные значения коэффициента трения в зоне трения, отсутствуют продукты износа.

Измерение твердости поверхности проводили на плоскопараллельных шлифованных образцах после вакуумной цементации (при толщине цементованного слоя 1,1 мм) и нанесения износостойкого покрытия толщиной до 0,01 мм.

По результатам замера на образцах из цементуемой стали мартенситного класса после вакуумной цементации твердость составляет 63 HRC, а после нанесения износостойкого покрытия твердость образцов существенно не снижается и составляет 62 HRC, что свидетельствует о правильно подобранных параметрах осаждения.

Для уменьшения микронеровностей на поверхности износостойкого покрытия применяли круговой и лотковый вибраторы. Контроль состояния поверхности проводили после осаждения износостойкого покрытия, уровень шероховатости которого составил в среднем 3,7 мкм, а после виброгалтовки: в течение первого часа 0,9 мкм, в течение второго часа 0,6 мкм; после виброполировки: в течение первого часа 0,4 мкм, в течение второго часа – аналогичное значение.

Для подтверждения толщины износостойкого покрытия проведены металлографические исследования в исходном состоянии после нанесения и после виброгалтовки с виброполировкой (рис. 2).

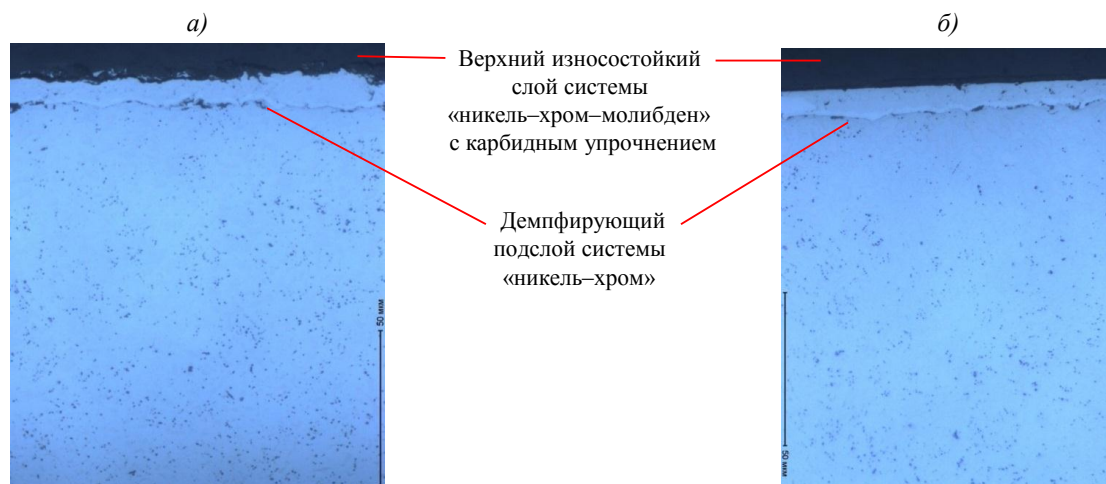


Рис. 2. Микроструктура образца из цементуемой стали мартенситного класса с износостойким покрытием в исходном состоянии после нанесения (а) и после виброгалтовки с виброполировкой (б)

На микроструктурах отчетливо видна граница раздела «сплав–покрытие» с характерным рельефом от обдувки электрокорундом. Виден также переходный демпфирующий подслой системы «никель–хром» и верхний износостойкий слой системы «никель–хром–молибден» с карбидным упрочнением.

Установлено, что средняя толщина нанесенного износостойкого покрытия составляет от 10 до 12,8 мкм. Толщина покрытия после поверхностной обработки, включая виброгалтовку с виброполировкой, составляет от 7,5 до 9,2 мкм.

При исследовании нанесенного покрытия проведен качественный фазовый анализ состава поверхностного слоя образцов из цементуемой стали мартенситного класса с износостойким покрытием после нанесения его с ассистированным осаждением и без него.

Качественный фазовый состав поверхностного слоя образцов идентичен. Наиболее интенсивной фазой на дифрактограммах является твердый раствор на основе Ni_3Al , вторая по интенсивности фаза – твердый раствор на основе Mo .

На дифрактограммах исследованных образцов наблюдается значительное несоответствие бестекстурному состоянию экспериментальных интенсивностей рентгеновских линий фазы Ni_3Al , что свойственно, например, алмазоподобным покрытиям [11–14]. Возникновение аксиальной текстуры является следствием избирательного роста, связанного с характеристиками направленного процесса осаждения покрытий. Для подтверждения формирования текстуры выборочно построены прямые полюсные фигуры (111) фазы Ni_3Al . Вид кольцевых полюсных фигур свидетельствует о формировании аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle$ (рис. 3).

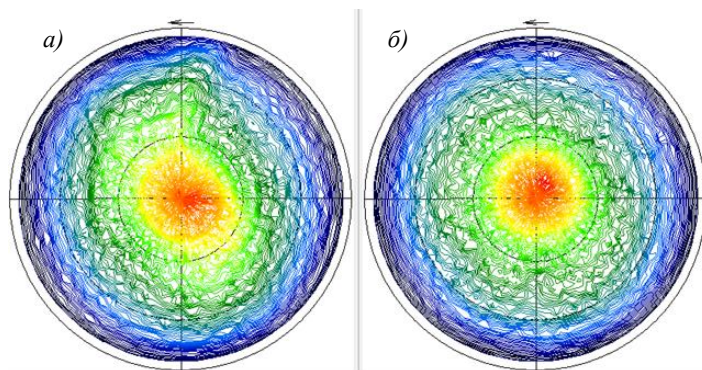


Рис. 3. Прямые полюсные фигуры (111) для образцов из цементуемой стали мартенситного класса с износостойким покрытием, нанесенным без ассистированного осаждения (а) и при ассистированном осаждении (б)

Качественно острота текстуры ниже у образца из цементуемой стали мартенситного класса с износостойким покрытием, нанесенным при ассистированном осаждении, что косвенно указывает на увеличение анизотропии функциональных свойств покрытия и снижение значений коэффициента трения. Данное ионно-плазменное покрытие может найти применение для защиты деталей трения в морской, наземной и авиационной технике [15].

Заключения

Проведены исследования свойств износостойкого ионно-плазменного покрытия системы «никель–хром + никель–хром–молибден» с карбидным упрочнением для защиты деталей трения с низкой температурой отпуска.

Установлено, что средняя толщина нанесенного износостойкого покрытия составляет от 10 до 12,8 мкм. Толщина покрытия после поверхностной обработки, включая виброгалтовку с виброполировкой, составляет от 7,5 до 9,2 мкм.

Установлено, что износостойкое покрытие имеет коэффициент трения 0,12, общую интенсивность изнашивания пары трения $0,012 \cdot 10^{-3}$ мм/м, средний суммарный линейный износ пары трения 0,012 мм. По результатам испытаний на износостойкость в среде авиационного топлива с контртелом из свинцово-сурьмянистой бронзы общая износостойкость системы «цементуемая сталь–износостойкое покрытие» увеличилась в 1,6 раза по сравнению с цементуемой сталью без покрытия. Установлено также снижение коэффициента трения в 1,25 раза.

Данное износостойкое комбинированное ионно-плазменное покрытие возможно применять для защиты деталей из цементуемой стали мартенситного класса с низкой температурой отпуска в паре трения с деталью из свинцово-сурьмянистой бронзы в среде авиационного топлива (керосина).

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.

2. Каблов Е.Н., Кутырев А.Е., Вдовин А.И., Козлов И.А., Афанасьев-Ходыкин А.Н. Исследование возможности возникновения контактной коррозии в паяных соединениях, используемых в конструкции двигателей авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 01. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 19.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
3. Онищенко Г.Г., Каблов Е.Н., Иванов В.В. Научно-технологическое развитие России в контексте достижения национальных целей: проблемы и решения // *Инновации*. 2020. № 6 (260). С. 3–16.
4. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р., Лещев Н.Е. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: влияние кремния и углерода на структуру и триботехнические характеристики. Часть 1 // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69.
5. Батраев И.С., Рыбин Д.К., Иванюк К.В. и др. Износостойкие детонационные покрытия на основе карбида вольфрама для авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 19.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-92-109.
6. Хмелева К.М., Князев А.В., Заварзин С.В. Разработка многофункциональной смазки для резьбовых соединений // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 3 (76). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-119-133.
7. Артеменко Н.И., Мубояджян С.А. Инженерная методика оценки величины и характера внутренних напряжений в однослойных упрочняющих конденсированных покрытиях // *Труды ВИАМ*. 2016. № 1 (37). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-25-35.
8. Мубояджян С.А. Особенности осаждения из двухфазного потока многокомпонентной плазмы вакуумно-дугового разряда, содержащего микрокапли испаряемого материала // *Металлы*. 2008. № 2. С. 20–34.
9. Белоус В.Я., Варламова В.Е., Мубояджян С.А., Александров Д.А. Ионно-плазменные покрытия для защиты от коррозии компрессорных лопаток и других деталей ГТД, эксплуатирующихся во всеклиматических условиях // *Коррозия: материалы, защита*. 2012. № 1. С. 20–24.
10. Мубояджян С.А., Александров Д.А., Горлов Д.С. Ионно-плазменные нанослойные эрозионно-стойкие покрытия на основе карбидов и нитридов металлов // *Металлы*. 2010. № 5. С. 39–51.
11. Хрущов М.М., Марченко Е.А., Дубравина А.А., Семенов А.П. Структурные особенности алмазоподобных покрытий с различным механизмом легирования и их трибологические характеристики // *Физика, химия и механика трибосистем*. 2011. № 10. С. 147–152.
12. Кононов Д.М., Жданов А.А., Морозов В.В. Получение и исследование алмазоподобных PVD-покрытий // *Научно-технический вестник Поволжья*. 2012. № 6. С. 275–278.
13. Muratore C., Jones D.R., Voevodin A.A. Smart tribological coating with wear sensing capability // *Wear*. 2008. Vol. 265. P. 913–920.
14. Voevodin A.A., Zabinski J.S. Nanocomposite and nanostructured tribological materials for space applications // *MLBT, Air Force Research laboratory (US) // Composites Science and Technology*. 2005. Vol. 55. P. 741–748.
15. Mehran Q.M., Fazal M.A., Razak B.A., Rubaiee S. A Critical Review on Physical Vapor Deposition Coatings Applied on Deferent Engine Components // *Critical Reviews in Solid State and Material Sciences*. 2018. Vol. 43. No. 2. P. 158–175.

References

1. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N., Kutyrev A.E., Vdovin A.I., Kozlov I.A., Afanasyev-Khodykin A.N. The research of possibility of galvanic corrosion in brazed connections used in aviation engine construction. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 01. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 19, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.

3. Onishchenko G.G., Kablov E.N., Ivanov V.V. Scientific and technological development of Russia in the context of achieving national goals: problems and solutions. *Innovatsii*, 2020, no. 6 (260), pp. 3–16.
4. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R., Leshchev N.E. New wear-resistant cobalt-based alloy: effect of silicon and carbon on structure and tribotechnical characteristics. Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 23, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69.
5. Batraev I.S., Rybin D.K., Ivanyuk K.V., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A. Wear resistant detonation coatings based on tungsten carbide for aviation products. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 19, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-92-109.
6. Khmeleva K.M., Knyazev A.V., Zavarzin S.V. Development of multifunctional lubricant for threaded connections. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 23, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-119-133.
7. Artemenko N.I., Muboyadzhyan S.A. Engineering method of estimating the magnitude and nature of the internal stresses in the condensed monolayer reinforcing coatings. *Trudy VIAM*, 2016, no. 1 (37), paper no. 4. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 19, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-25-35.
8. Muboyadzhyan S.A. Features of deposition from a two-phase flow of multicomponent vacuum-arc discharge plasma containing microdroplets of evaporated material. *Metally*, 2008, no. 2, pp. 20–34.
9. Belous V.Ya., Varlamova V.E., Muboyadzhyan S.A., Aleksandrov D.A. Ion-plasma coatings for corrosion protection of compressor blades and other gas turbine engine parts operated in all-climate conditions. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2012, no. 1, pp. 20–24.
10. Muboyadzhyan S.A., Aleksandrov D.A., Gorlov D.S. Ion-plasma nanolayer erosion-resistant coatings based on metal carbides and nitrides. *Metally*, 2010, no. 5, pp. 39–51.
11. Khrushchov M.M., Marchenko E.A., Dubravina A.A., Semenov A.P. Structural features of diamond-like coatings with different alloying mechanisms and their tribological characteristics. *Fizika, khimiya i mekhanika tribosistem*, 2011, no. 10, pp. 147–152.
12. Kononov D.M., Zhdanov A.A., Morozov V.V. Production and study of diamond-like PVD coatings. *Nauchno-tekhnicheskiy vestnik Povolzhya*, 2012, no. 6, pp. 275–278.
13. Muratore C., Jones D.R., Voevodin A.A. Smart tribological coating with wear sensing capability. *Wear*, 2008, vol. 265, pp. 913–920.
14. Voevodin A.A., Zabinski J.S. Nanocomposite and nanostructured tribological materials for space applications. MLBT, Air Force Research laboratory (US). *Composites Science and Technology*, 2005, vol. 55, pp. 741–748.
15. Mehran Q.M., Fazal M.A., Razak B.A., Rubaiee S. A Critical Review on Physical Vapor Deposition Coatings Applied on Deferent Engine Components. *Critical Reviews in Solid State and Material Sciences*, 2018, vol. 43, no. 2, pp. 158–175.

Информация об авторах

Горлов Дмитрий Сергеевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Александров Денис Александрович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, профессор, admin@viam.ru

Черединов Павел Дмитриевич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Dmitry S. Gorlov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis A. Aleksandrov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, professor admin@viam.ru

Pavel D. Cheredinov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.01.2025.
The article was submitted 27.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 31.01.2025.

Научная статья

УДК 669.721.5:621.762.224

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-45-60

МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ КАК ОСНОВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ: ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

Е.Ф. Волкова¹, М.В. Акинина¹, И.В. Мостяев¹, А.А. Алиханян¹, А.А. Леонов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Изложены и обсуждены результаты определения механических, коррозионных свойств и исследования особенностей микроструктуры металломатричных композиционных материалов (МКМ) на основе различных систем легирования магниевого сплава: Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Zn–Ca, Mg–Zn–Zr–PЗЭ (Y, Nd) и Mg–Al–Ca. В качестве наполнителя использованы наноразмерные армирующие частицы SiC, Y₂O₃ и Al₂O₃. Проведены исследования МКМ в литом и гомогенизированном состояниях. Установлено, что оптимальным составом МКМ следует считать сплав на основе системы Mg–Zn–Ca/SiC (3 % (по массе)).

Ключевые слова: металломатричные композиционные материалы, магнелиевая основа композиционных материалов, упрочняющие наноразмерные частицы, механические и коррозионные свойства композиционных материалов, микроструктура металломатричных композиционных материалов

Для цитирования: Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В., Алиханян А.А., Леонов А.А. Магнелиевые сплавы как основа металломатричных композиционных материалов: исследование структуры и свойств // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-45-60.

Scientific article

MAGNESIUM ALLOYS AS THE BASIS OF METAL MATRIX COMPOSITE MATERIALS: A STUDY OF STRUCTURE AND PROPERTIES

E.F. Volkova¹, M.V. Akinina¹, I.V. Mostyaev¹, A.A. Alihanyan¹, A.A. Leonov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article presents and describes the results of determining mechanical and corrosion properties, as well as microstructure particularities of metal matrix composite materials (MMC) based on various alloying systems of magnesium alloys: Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Zn–Ca, Mg–Zn–Zr–REE (Y, Nd), Mg–Al–Ca. Nanoscale reinforcing particles SiC, Y₂O₃, Al₂O₃ were used as a filler. The studies of MMC were carried out in cast and homogenized states. It has been established that Mg–Zn–Ca alloy system/3 wt % SiC should be considered as the optimal composition for the metal matrix composite material.

Keywords: metal matrix composite materials, magnesium base of composite materials, reinforcing nanoparticles, mechanical and corrosion properties of composite materials, microstructure of metal matrix composite materials

For citation: Volkova E.F., Akinina M.V., Mostyaev I.V., Alihanyan A.A., Leonov A.A. Magnesium alloys as the basis of metal matrix composite materials: a study of structure and properties. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-45-60.

Введение

Получение композиционных материалов в XXI в. следует рассматривать в качестве интенсивно развивающегося стратегического направления в области материалов и технологий их переработки [1, 2].

Перспективными представляются исследования в части разработки конструктивных металломатричных композиционных материалов (МКМ) с использованием магниевых сплавов в качестве основы (матрицы). Матрица позволяет сохранять заданную форму и монолитность изделия и в то же время обеспечивает распределение нагрузки по всему объему МКМ, способствует устойчивости упрочняющих элементов к воздействию внешних факторов.

Выбор магниевых сплавов обусловлен тем, что они являются наиболее легкими металлическими конструкционными материалами с большей весовой эффективностью (до 20–25 %) по сравнению с широко применяемыми алюминиевыми сплавами аналогичного назначения. Кроме того, сплавы на основе магния отличаются хорошими технологическими свойствами (высокая способность к обрабатываемости резанием, необходимые деформационные характеристики при соблюдении оптимальных обработанных параметров пластической деформации и др.), высокой демпфирующей способностью. Применение магниевых сплавов отвечает требованиям энергосбережения, обеспечивает снижение выбросов вредных веществ в транспортном секторе (в частности, в автомобилестроении) и других областях современной техники.

Использование магниевых сплавов в качестве матрицы МКМ приводит к уменьшению эксплуатационных расходов на 5–10 % (в частности, снижает потребление топлива), позволяет повысить массу полезной нагрузки за счет снижения массы соответствующих деталей и узлов в изделиях транспортной, авиационной, космической отраслей промышленности [3–7].

Однако существуют определенные проблемы при использовании магниевых сплавов. Например, следует учитывать недостаточную технологическую пластичность при проведении операции деформации высоколегированных и высокопрочных магниевых сплавов, а также тот факт, что большинство магниевых сплавов характеризуется невысокой коррозионной стойкостью.

Под технологической пластичностью подразумевается способность материала к деформированию в конкретных условиях напряженного состояния, при определенных температуре и скорости деформации. Причем комплекс свойств, определяемых путем стандартных механических или специальных технологий, включает такую характеристику, как относительное удлинение [8].

Снижение проявления указанных отрицательных факторов достигается в первую очередь подбором соответствующих легирующих элементов для матричных магниевых сплавов, а также армирующих компонентов и технологических параметров получения МКМ [4, 5, 8–14].

В данной работе проведены сравнительные исследования структуры и свойств МКМ на магниевой основе с целью выбора наиболее перспективного состава для проведения последующей пластической деформации и изготовления деформированного полуфабриката. В связи с этим при выборе состава МКМ особое внимание обращали на величины относительного удлинения и коррозионной стойкости.

При разработке МКМ важное значение также приобретает выбор упрочняющих элементов, т. е. наполнителя.

Анализ научно-технических публикаций дает основание полагать, что наиболее целесообразным при разработке МКМ на основе магния является применение в качестве наполнителя наноразмерных армирующих частиц, таких как SiC , Y_2O_3 и Al_2O_3 [15–34].

В работах ряда авторов установлено, что использование указанных наноразмерных армирующих частиц способствует измельчению зерна магниевой матрицы, вызывает дисперсионное упрочнение и, как следствие, повышает уровень механических свойств МКМ. При определенном сочетании и содержании эти армирующие элементы могут привести к дополнительному повышению прочности МКМ по сравнению с прочностью матрицы, что изначально можно было достичь при легировании соответствующими элементами [11, 14–17].

Таким образом, на начальном этапе разработки МКМ выбор материала матрицы и армирующих элементов, анализ результатов изучения структуры, уровня основных механических и коррозионных свойств матричного материала приобретают особую значимость и актуальность [4, 5, 15–37].

Цель работы – исследование структуры и свойств магниевых сплавов, предназначенных для применения в качестве основы нового перспективного МКМ, а также выбор упрочняющих армирующих наноразмерных частиц.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 8.4. «Высокопрочные коррозионностойкие свариваемые магниевые и литейные алюминиевые сплавы для изделий авиакосмической техники нового поколения» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [2].

Материалы и методы

На основании анализа научно-технической литературы и результатов предварительных собственных экспериментов в качестве материалов для исследования выбраны составы матричных сплавов. Основой сплавов служили системы легирования Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Zn–Ca, Mg–Al–Ca и Mg–Zn–Zr–P3Э (Y, Nd) (табл. 1).

Таблица 1

Составы экспериментальных металломатричных композиционных материалов (МКМ) на магниевой основе, содержащие армирующие частицы

Условный номер состава МКМ	Система легирования	Армирующие частицы	Содержание армирующих частиц, % (по массе)
1	Mg–Al–Zn–Mn	SiC	2
2	Mg–Al–Zn–Mn	SiC	4
3	Mg–Al–Zn–Mn	Y ₂ O ₃	3
4	Mg–Al–Zn–Mn	Y ₂ O ₃	5
5	Mg–Zn–Ca	SiC	3
6	Mg–Al–Ca	SiC	2
7	Mg–Zn–Zr–P3Э (Y, Nd)	SiC	1
8	Mg–Zn–Zr–P3Э (Y, Nd)	SiC	2
9	Mg–Al–Zn–Mn	Al ₂ O ₃	2
10	Mg–Al–Zn–Mn	Al ₂ O ₃	4

Армирующие элементы вводили в МКМ с целью усовершенствования эксплуатационных свойств. При этом учитывали, что армирующие элементы должны обладать более высокими значениями прочности, твердости, модуля упругости, чем материал матрицы.

В данной работе армирующие элементы (Y₂O₃, Al₂O₃ и SiC) в виде наноразмерных частиц также выбраны исходя из анализа данных научно-технической литературы и результатов предварительных экспериментов [15–37].

Слитки выплавлены в индукционной установке в защитной атмосфере и отлиты в металлические изложницы $\varnothing 55 \times 145$ мм.

Режимы термической обработки (гомогенизации) магниевых сплавов, использованных в качестве основы МКМ, установлены в соответствии с особенностями сплавов каждой системы легирующих элементов [8–10, 12–14] и приведены в табл. 2.

Таблица 2

Температура гомогенизационного отжига с заданной продолжительностью выдержки слитков из металломатричных композиционных материалов (МКМ) с армирующими частицами

Условный номер состава МКМ	Температура гомогенизации, °С
1	1-я ступень: 350–390 2-я ступень: 400–440
2	
3	
4	
5	
6	
7	320–360
8	380–420
9	1-я ступень: 400–440 2-я ступень: 450–480
10	

Микроструктуру слитков исследовали на растровом электронном микроскопе с установкой для микрорентгеноспектрального анализа. Фотографии выполняли в режиме композиционного контраста, который определяется средним атомным номером области (фазы).

Локальный элементный состав интерметаллидных фаз и основного твердого раствора на основе магния определяли в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015.

Определение механических характеристик при испытании на одноосное растяжение проведено в соответствии с ГОСТ 1497–2023.

Коррозионные испытания образцов из слитков выполнены по ГОСТ 9.913–90 при полном погружении в 3%-ный раствор NaCl. Продолжительность испытаний составила 48 ч. Скорость коррозии установлена по потере массы и количеству выделившегося водорода.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Для испытания основных механических и коррозионных свойств экспериментальных составов МКМ из полученных слитков изготовлены стандартные образцы.

Результаты определения механических характеристик при испытании на одноосное растяжение экспериментальных составов МКМ, содержащих различные армирующие компоненты, в литом состоянии приведены в табл. 3.

Определены механические характеристики слитков из сплавов экспериментальных МКМ после гомогенизации при одноосном растяжении (табл. 4). При этом особое внимание уделено составам МКМ, характеризующимся повышенной пластичностью, поскольку полученные заготовки предназначены для проведения в дальнейшем операции пластической деформации.

Таблица 3

Механические свойства образцов из экспериментальных металломатричных композиционных материалов (МКМ) в литом состоянии при растяжении

Условный номер состава МКМ	Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %
1	$\frac{140-145}{140}$	120	$\frac{1,5-2,1}{1,8}$
2	$\frac{125-140}{130}$	$\frac{100-120}{110}$	$\frac{1,0-1,8}{1,4}$
3	$\frac{120-125}{125}$	$\frac{95-100}{95}$	$\frac{2,0-5,9}{4,3}$
4	$\frac{110-130}{115}$	$\frac{90-95}{90}$	$\frac{2,1-4,7}{3,1}$
5	$\frac{145-155}{150}$	85	$\frac{5,9-7,2}{6,6}$
6	$\frac{75-90}{85}$	$\frac{75-85}{80}$	$\frac{0,7-1,7}{1,9}$
7	$\frac{145-150}{145}$	$\frac{120-130}{125}$	$\frac{1,1-1,7}{1,5}$
8	$\frac{145-150}{150}$	$\frac{120-130}{125}$	$\frac{1,4-1,7}{1,5}$
9	$\frac{100-110}{105}$	$\frac{70-90}{80}$	$\frac{2,0-3,3}{3,0}$
10	$\frac{70-85}{75}$	$\frac{65-75}{70}$	$\frac{0,4-2,0}{1,2}$
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.			

Таблица 4

Механические свойства образцов из экспериментальных металломатричных композиционных материалов (МКМ) после гомогенизационного отжига при одноосном растяжении

Условный номер состава МКМ	Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_5 , %
1	$\frac{170-190}{180}$	$\frac{84-92}{90}$	$\frac{5,1-11,0}{7,4}$
2	$\frac{145-160}{155}$	105	$\frac{1,8-3,4}{2,7}$
3	$\frac{90-130}{110}$	$\frac{85-90}{85}$	$\frac{1,8-6,3}{4,3}$
4	$\frac{90-140}{115}$	$\frac{85-95}{90}$	$\frac{3,7-4,3}{3,9}$
5	$\frac{180-200}{190}$	$\frac{85-90}{90}$	$\frac{8,8-12,3}{10,6}$
6	85	80	$\frac{1,1-2,3}{1,7}$
7	$\frac{135-155}{145}$	125	$\frac{0,5-2,1}{1,5}$
8	$\frac{105-135}{120}$	$\frac{110-125}{115}$	$\frac{0,8-1,8}{1,1}$
9	$\frac{110-125}{115}$	$\frac{90-95}{90}$	$\frac{2,8-4,9}{4,1}$
10	$\frac{60-95}{75}$	$\frac{55-90}{55}$	$\frac{2,0-3,4}{2,7}$
Примечание. В числителе указан диапазон значений, в знаменателе – среднее значение.			

Анализ данных, представленных в табл. 3 и 4, свидетельствует о том, что наиболее благоприятным сочетанием основных механических характеристик при одноосном растяжении обладает состав 5 в литом состоянии (средние значения): предел прочности $\sigma_b = 150$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 85$ МПа, относительное удлинение $\delta_5 = 6,6$ %. Данный состав МКМ в гомогенизированном состоянии имеет следующий уровень механических характеристик (средние значения): предел прочности $\sigma_b = 190$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 90$ МПа, относительное удлинение $\delta_5 = 10,6$ %.

Таким образом, экспериментальный состав 5 по уровню механических характеристик является наиболее перспективным для дальнейшей разработки деформированного полуфабриката.

Для остальных матричных составов следует отметить, что легирование армирующими наночастицами карбида кремния сплавов систем Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Al–Ca и Mg–Zn–Zr–PЗЭ (Y, Nd) приводит к получению низких значений относительного удлинения. Введение армирующих наночастиц оксида иттрия и оксида алюминия в состав сплавов системы Mg–Al–Zn–Mn как в литом, так и в гомогенизированном состояниях неэффективно с позиции получения благоприятных механических свойств (табл. 3 и 4).

Следует отметить, что гомогенизация неоднозначно сказывается на уровне механических характеристик рассмотренных составов МКМ. Кроме того, термообработка заметно ухудшает показатель общей коррозионной стойкости практически всех исследованных составов. Так, для составов 1, 3, 4 и 7 скорость коррозии возрастает в несколько раз (табл. 5).

Таблица 5

**Общая коррозионная стойкость образцов из экспериментальных
металломатричных композиционных материалов (МКМ)
в литом состоянии и после гомогенизационного отжига**

Условный номер состава МКМ	Средняя скорость коррозии образцов МКМ			
	в литом состоянии		после гомогенизационного отжига	
	г/(м ² ·сут)	см ³ /см ² за 48 ч	г/(м ² ·сут)	см ³ /см ² за 48 ч
1	41,6253	6,99	120,2046	16,97
2	3,8078	0,97	7,0770	1,27
3	1,3259	0,23	5,1978	0,78
4	2,4031	0,40	12,3464	1,65
5	6,8591	0,65	14,6931	2,15
6	595,2863	71,21	741,7716	81,39
7	25,6958	4,00	79,9105	10,17
8	16,1571	2,62	17,1778	2,89
9	6,9363	1,13	7,9908	1,48
10	8,9734	1,17	12,1167	1,90

Наилучшей коррозионной стойкостью обладает состав 3 системы легирования Mg–Al–Zn/Y₂O₃ (3 % (по массе)): средняя скорость коррозии составляет 1,3259 и 5,1978 г/(м²·сут) для образцов в литом и гомогенизированном состояниях соответственно. Однако уровень механических свойств этого состава неудовлетворителен.

Самый низкий уровень коррозионных свойств отмечен для состава 6 системы легирования Mg–Al–Ca/SiC (2 % (по массе)): средняя скорость коррозии составляет 595,2863 и 741,7716 г/(м²·сут) для образцов в литом и гомогенизированном состояниях соответственно.

Показатель общей коррозионной стойкости состава 5 можно считать удовлетворительным: 6,8591 и 14,6931 г/(м²·сут) для образцов в литом и гомогенизированном состояниях соответственно.

Коррозионная стойкость магниевых сплавов в значительной степени зависит от наличия легирующих элементов, примесей и неметаллических включений. Значительное отрицательное влияние на коррозионную стойкость магниевых сплавов оказывают металлические примеси Fe, Ni, Cu, Co [8, 38–40].

Обращает на себя внимание тот факт, что во всех исследованных составах МКМ содержание наиболее вредных в отношении коррозии примесных металлов (Fe, Ni, Cu) для деформируемых магниевых сплавов ниже, чем регламентируемое ГОСТ 14957–76 [8, 38–40].

Следовательно, причиной плохой коррозионной стойкости составов МКМ могут служить другие факторы: легирующие элементы в сплаве – основе МКМ, выбранные армирующие наночастицы, режим гомогенизации и другие технологические факторы.

С целью получения более полного представления о природе изученных материалов и обоснованного выбора перспективной композиции исследованы особенности микроструктуры экспериментальных составов 3, 5 и 6 (рис. 1–5).

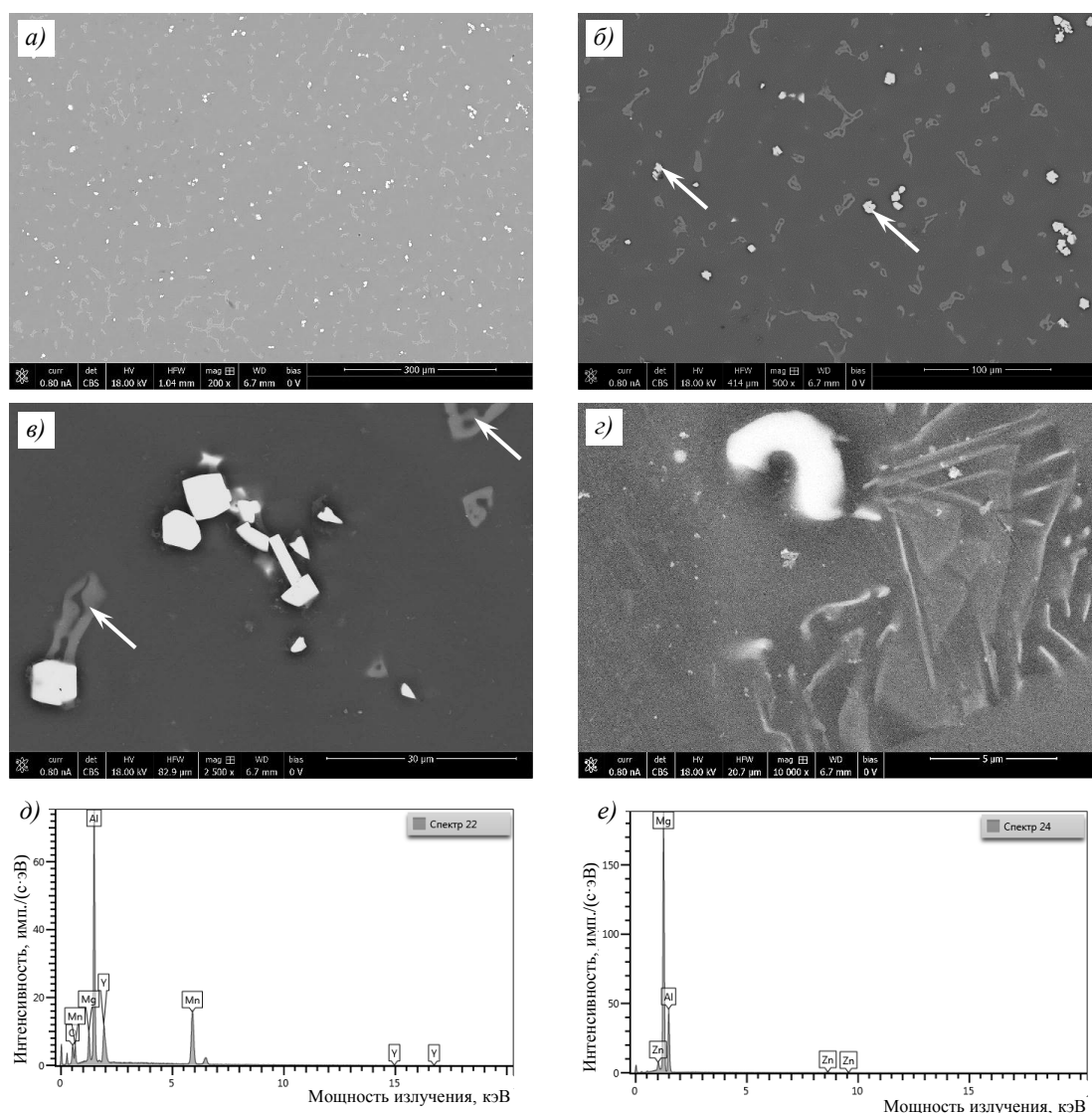


Рис. 1. Микроструктура состава металломатричного композиционного материала 3 в литом состоянии: а, б – общий вид; в – частицы интерметаллидных фаз; г – фрагменты эвтектики; д, е – спектры характеристического рентгеновского излучения для белых частиц (д; указаны стрелками на рис. 1, б) и фрагментов эвтектики (е; указаны стрелками на рис. 1, в)

Микроструктуры состава 3 (табл. 1) в литом и гомогенизированном состояниях представляют собой зерна, по границам которых расположены частицы эвтектики (рис. 1 и 2). В объеме зерен и по их границам обнаружены дисперсные частицы интерметаллидных фаз сложного химического состава. Частицы белого цвета (рис. 1, а, б, д) содержат, наряду с магнием, фрагменты фаз на основе алюминия, марганца и иттрия. Гомогенизация не оказывает заметного влияния на морфологию указанных частиц интерметаллидных фаз белого цвета (рис. 1, б, д; рис. 2, а, б). Принимая во внимание данные научно-технической литературы по этому вопросу, следует полагать, что рассмотренные частицы сложных интерметаллидных фаз на основе алюминия, марганца и иттрия являются основными упрочняющими компонентами в исследуемых МКМ [9, 15–17, 22, 23].

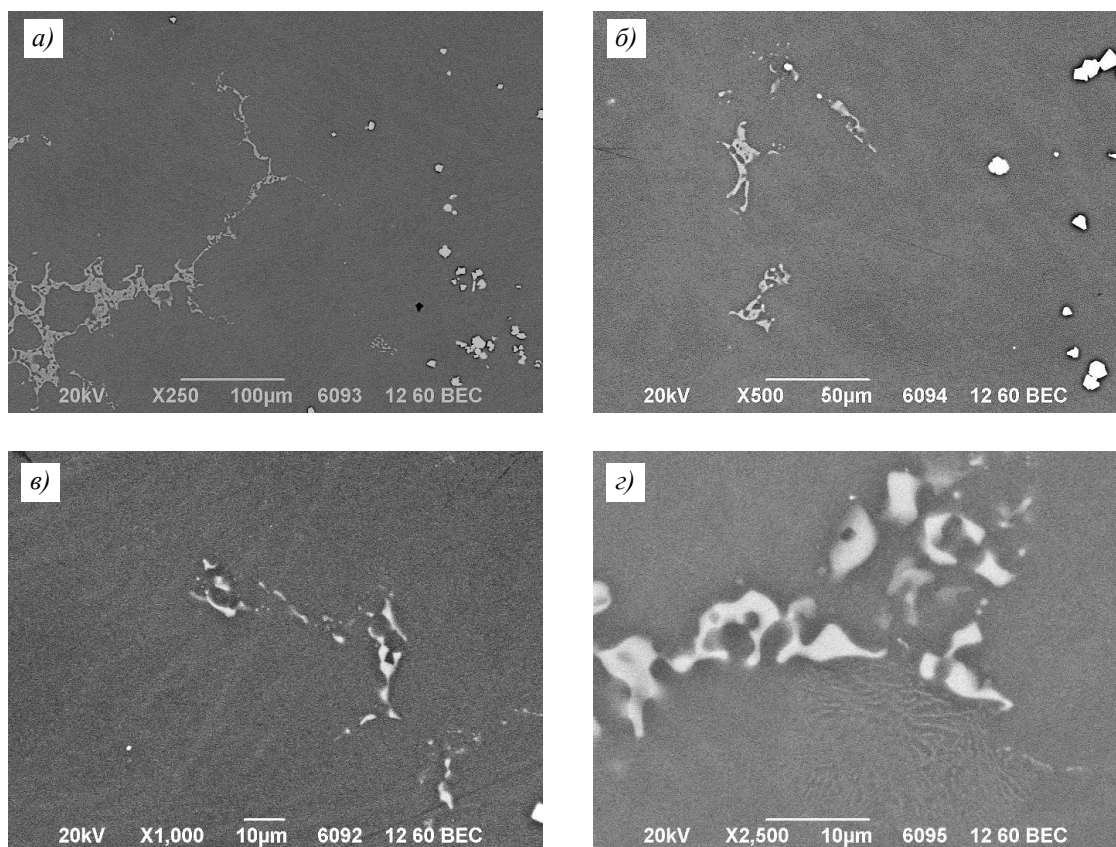


Рис. 2. Микроструктура состава металломатричного композиционного материала 3 в гомогенизированном состоянии: а, б – общий вид; в, г – области фрагмента эвтектики

Гомогенизация способствует частичному растворению фрагментов эвтектики, располагающихся по границам зерен. Это приводит к одновременному обогащению твердого раствора матрицы элементами, образующими фрагменты эвтектики. Границы зерен заметно истончаются (рис. 1, б, г; 2, в, г).

Указанные процессы вызывают определенное ухудшение прочностных свойств состава 3 при значительном снижении коррозионной стойкости (табл. 3–5). Подобное коррозионное поведение характерно для всех исследованных составов МКМ в гомогенизированном состоянии. Наилучшая коррозионная стойкость отмечена для составов 2, 4, 8–10 (табл. 5), однако уровень их механических характеристик крайне низкий как в литом, так и в гомогенизированном состояниях.

Наиболее перспективным, как отмечено ранее, следует считать состав 5. Микроструктуры исследованных образцов этого состава в литом и гомогенизированном состояниях представлены на рис. 3 и 4.

В образцах в литом состоянии хорошо видны равноосные зерна, по границам которых расположены фрагменты эвтектики (рис. 3, *а, б*). Спектры характеристического рентгеновского излучения этих фрагментов (указаны стрелками на рис. 3, *б*) свидетельствуют о наличии в них элементов магния, цинка и в малом количестве – алюминия (рис. 3, *в–д*).

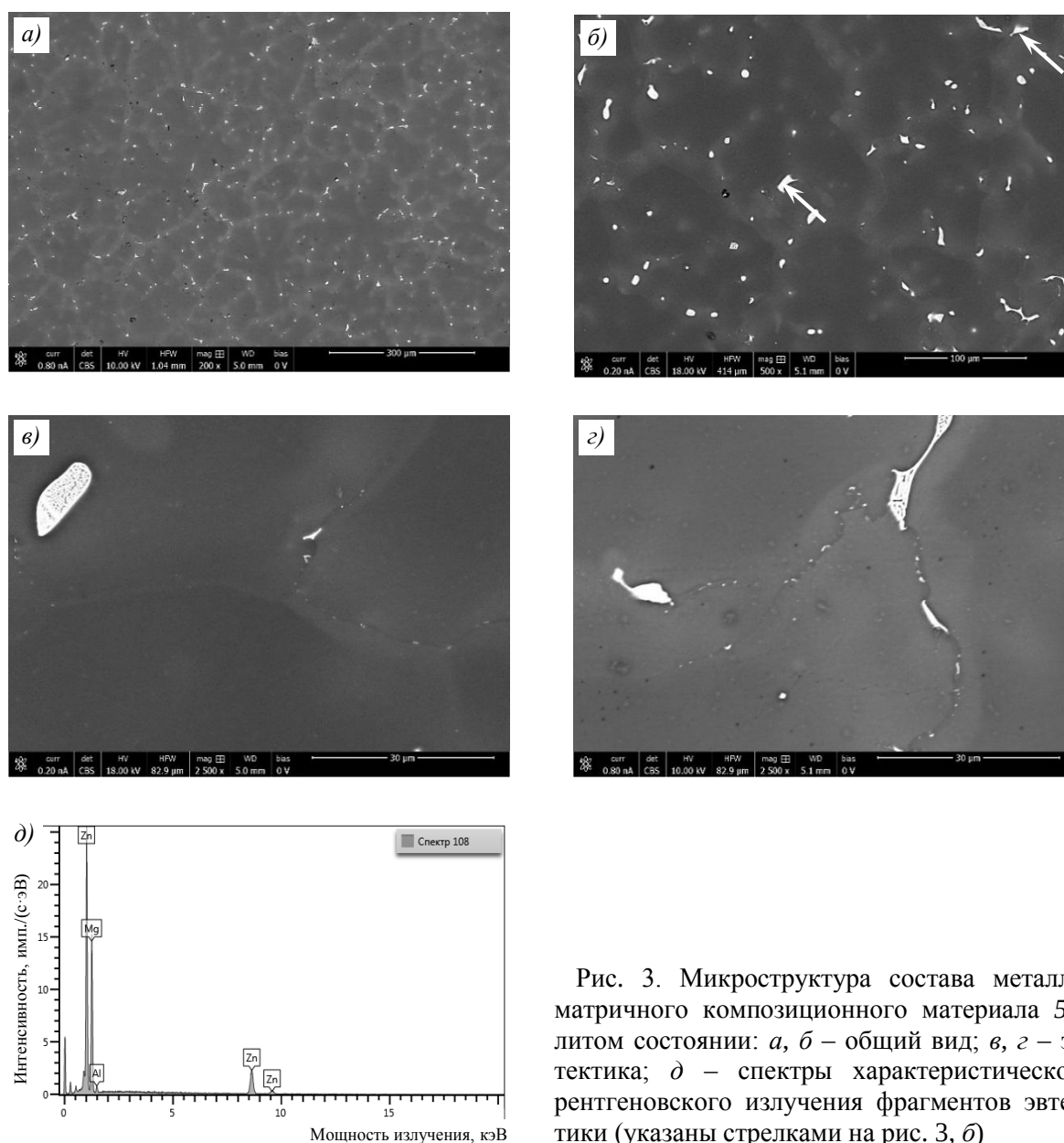


Рис. 3. Микроструктура состава металл-матричного композиционного материала 5 в литом состоянии: *а, б* – общий вид; *в, г* – эвтектика; *д* – спектры характеристического рентгеновского излучения фрагментов эвтектики (указаны стрелками на рис. 3, *б*)

Наряду с заметным растворением фрагментов эвтектики по границам зерен (рис. 4, *а, б*) гомогенизация приводит к формированию тончайших наноразмерных интерметаллидных частиц, образующих своего рода сетку в объеме зерен. Их расположение и сложная конфигурация хорошо видны при увеличении $\times 10000$ (рис. 4, *в–е*).

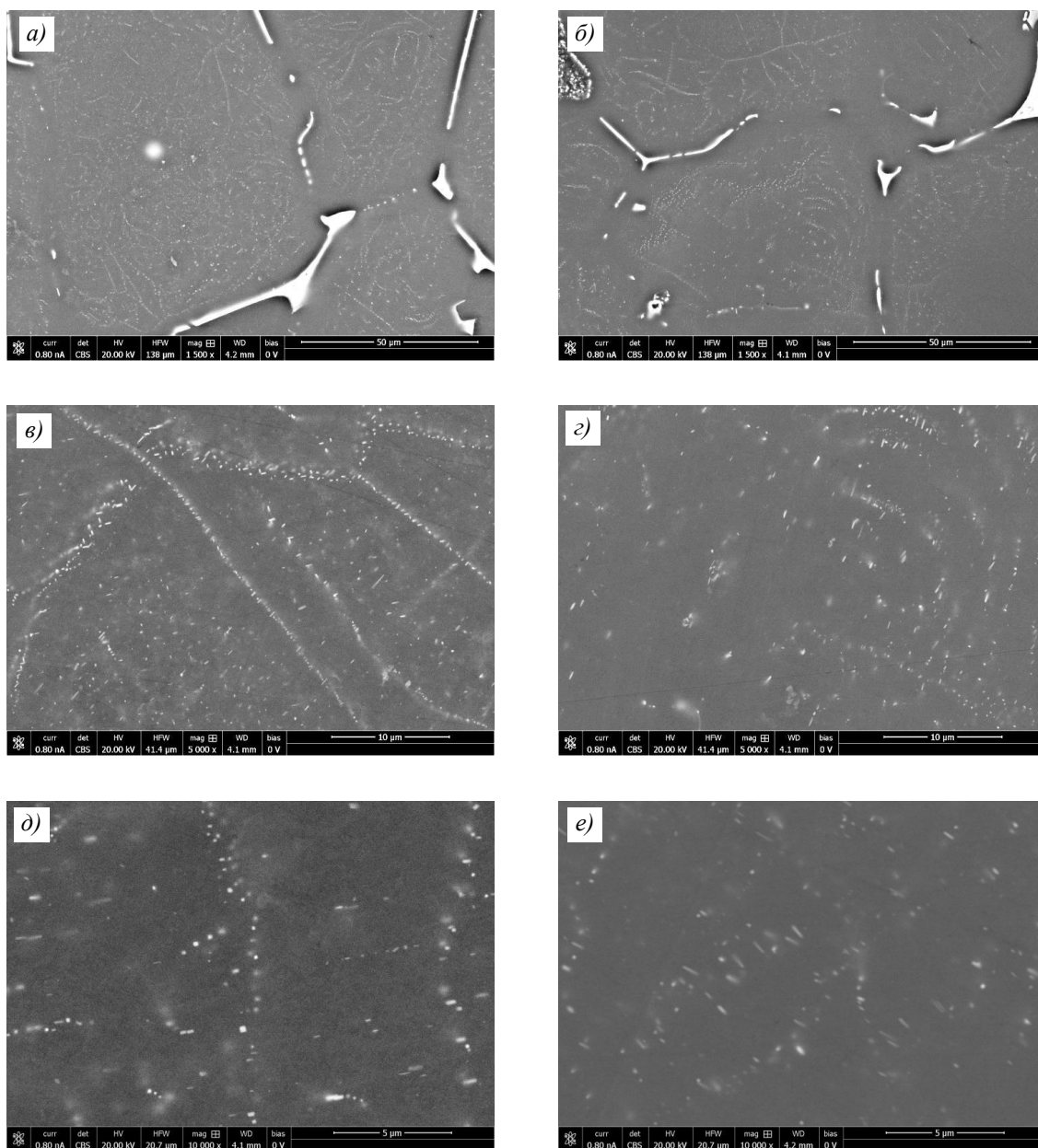


Рис. 4. Микроструктура состава металлматричного композиционного материала 5 в гомогенизированном состоянии: а, б – общий вид, фрагменты эвтектики по границам зерен; в–е – нанодисперсные частицы внутри зерен

Можно предположить, что именно такой характер наноразмерных выделений, наряду с равномерно распределенными наноразмерными частицами карбида кремния в объеме зерна, вызывает заметное повышение уровня механических свойств состава 5 в гомогенизированном состоянии (табл. 4). Одновременно следует учитывать влияние других факторов, в том числе обогащение твердого раствора легирующими элементами за счет частичного растворения фрагментов эвтектики.

Наиболее высокая средняя скорость общей коррозии и низкие значения механических характеристик отмечены для состава 6 в литом и гомогенизированном состояниях (табл. 3–5). Результаты исследования микроструктуры состава 6 позволяют в значительной степени объяснить причину низкого уровня свойств этого материала (рис. 5).

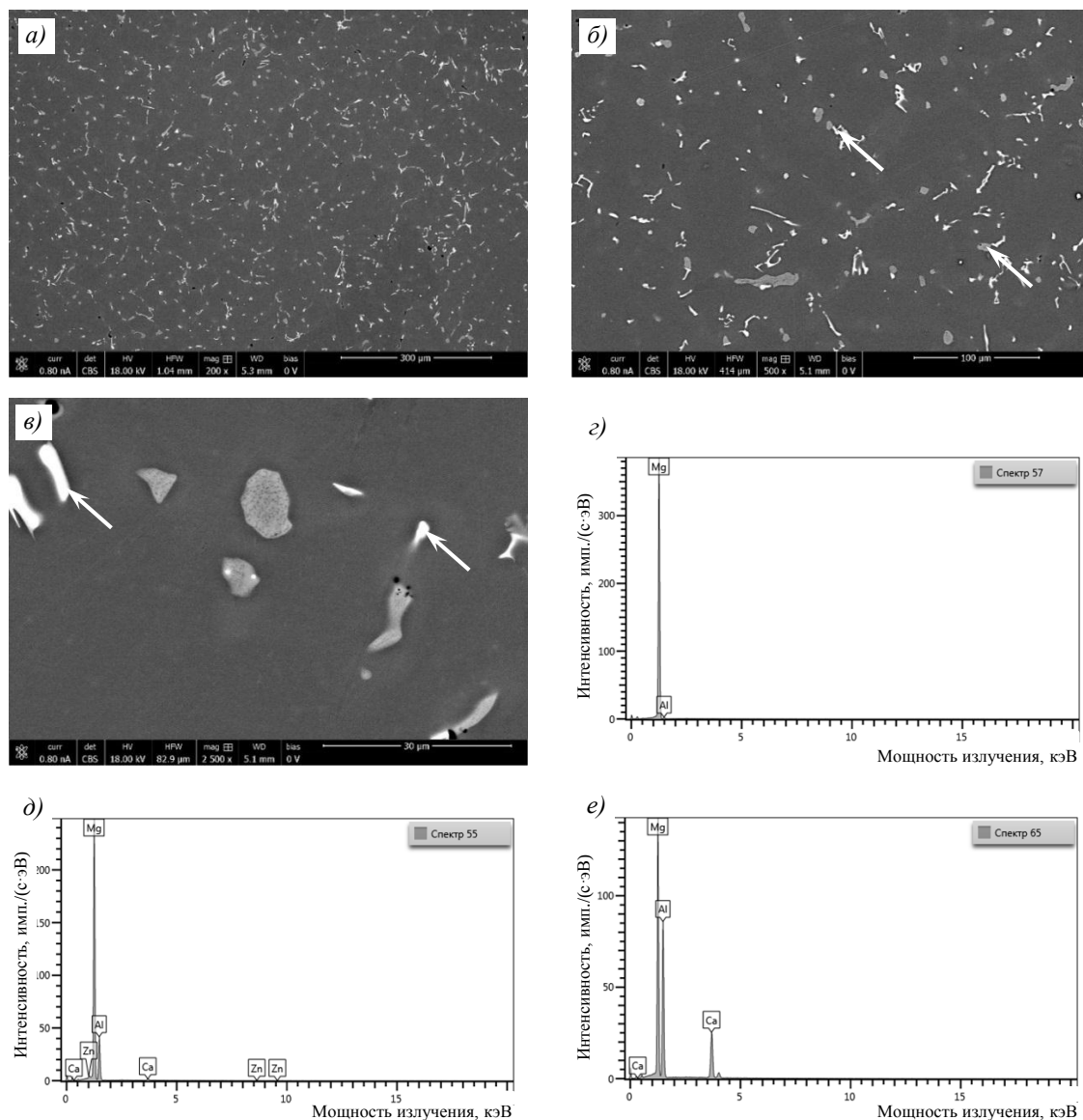


Рис. 5. Микроструктура состава металломатричного композиционного материала 6 в гомогенизированном состоянии: а, б – общий вид; в – частицы интерметаллидных фаз; г–е – спектры характеристического рентгеновского излучения для матрицы сплава (г), эвтектики (д; указана стрелками на рис. 5, б) и светлых частиц (е; указаны стрелками на рис. 5, в)

Микроструктура состава 6 системы легирования Mg–Al–Ca/SiC (2 % (по массе)) в исследованных состояниях характеризуется достаточно крупными зернами размером $\sim(50\text{--}70)$ мкм (рис. 5, а, б). В структуре присутствуют частицы фаз на основе магния, алюминия и кальция (по композиционному контрасту) и единичные фрагменты эвтектики. Наличие 2 % (по массе) кальция, характерная игольчатая форма выделений интерметаллидных фаз по границам зерен (рис. 5, а, б), крупные фрагменты эвтектики (рис. 5, в, д, е), некоторые из которых достигают размера $\sim(5\text{--}7)$ мкм (рис. 5, в, е) и содержат алюминий, кальций, – это совокупность причин, оказывающих негативное воздействие на комплекс механических и коррозионных свойств состава 6 (табл. 3–5).

Заключения

Анализ результатов комплексного изучения микроструктуры и определения механических и коррозионных свойств десяти составов МКМ на основе магниевых сплавов

различных систем легирования (Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Zn–Ca, Mg–Al–Ca и Mg–Zn–Zr–PЗЭ (Y, Nd)) с использованием в качестве наполнителя наноразмерных армирующих частиц (SiC, Y₂O₃, Al₂O₃) в литом и гомогенизированном состояниях позволяет сделать следующие выводы.

Все исследованные экспериментальные составы МКМ содержат минимальное количество вредных примесей, в том числе Fe, Ni и Cu, что ниже уровня, регламентируемого ГОСТ 14957–76.

В результате гомогенизации произошло значительное ухудшение общей коррозионной стойкости всех исследованных составов МКМ при незначительном эффекте повышения механических свойств.

В качестве наиболее перспективного МКМ можно рассмотреть состав системы легирования Mg–Zn–Ca/SiC (3 % (по массе)), для которого в литом и гомогенизированном состояниях характерно сочетание хорошего уровня механических свойств, в том числе высокие значения пластических свойств: $\delta_5 = 8,8\text{--}12,3\%$ (в гомогенизированном состоянии).

Выбранный состав МКМ характеризуется удовлетворительной общей коррозионной стойкостью: средняя скорость коррозии составила 6,8591 и 14,6931 г/(м²·сут) в литом и гомогенизированном состояниях соответственно.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Сазонов М.А., Чернышова Т.А., Рохлин Л.Л. Композиционные материалы на магниевой основе, армированной частицами: изготовление и свойства (обзор) // Конструкции из композиционных материалов. 2010. № 2. С. 3–22.
4. Dey A., Pandey K.M. Magnesium metal matrix composites a review // Reviews on Advanced Materials Science. 2015. Vol. 42. Is. 1. P. 58–67.
5. Annamalai S., Periyakgoundar S., Gunasekaran S. Magnesium alloys: a review of applications // Materials and Technologies. 2019. Vol. 53. Is. 6. P. 881–890.
6. Ali Y., Qiu D., Jiang B. et al. Current research progress in grain refinement of cast magnesium alloys: a review article // Journal of Alloys and Compounds. 2015. Vol. 619. P. 639–651.
7. Song J.F., She J., Chen D.L., Pan F.S. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide // Journal of Magnesium and Alloys. 2020. Vol. 8. P. 1–41.
8. Магниеые сплавы: справочник в 2 т./ под ред. М.Б. Альтмана, А.Ф. Белова, В.И. Добаткина и др. М.: Металлургия, 1978. Т. 1: Металловедение магния и его сплавов. Области применения. 231 с.
9. Волкова Е.Ф., Акинина М.В., Мостяев И.В., Леонов А.А., Алиханян А.А. Характерные особенности термической обработки композиционных материалов на основе магния и магниевых сплавов. Обзор // Технология легких сплавов. 2024. № 3. С. 15–24.
10. Мостяев И.В., Акинина М.В. Особенности и тенденции развития в области термической обработки магниевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2018. № 7 (67). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-41-48.
11. Huang S.-J., Ali A.N. Effects of heat treatment on the microstructure and microplastic deformation behavior of SiC particles reinforced AZ61 magnesium metal matrix composite // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 711. P. 670–682.
12. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Панаев В.Г., Кудасов С.В., Широкожуков А.В. Магниеые сплавы в конструкции изделий навигационной системы // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.

13. Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Акинина М.В., Алиханян А.А. Исследование закономерностей влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства среднегабаритных поковок из жаропрочного магниевого сплава системы Mg–Zn–Zr–P3Э Труды ВИАМ. 2024. № 1 (131). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-13-26.
14. Rzychoń T., Dybowski B., Gryc A., Dudek M. Mechanical Properties and Microstructure of WE43 Magnesium Matrix Composite Reinforced SiC Particles // Archives of Foundry Engineering. 2015. Vol. 15. Special Issue 1/2015. P. 99–102.
15. Erman A., Groza J., Li X. et al. Nanoparticle effects in cast Mg–1 wt% SiC nano-composites // Material Science and Engineering: A. 2012. Vol. 558. P. 39–43.
16. Nie K.B., Wang X.J., Deng K.K. et al. Magnesium matrix composite reinforced by nanoparticles – A review // Journal of Magnesium and Alloys. 2012. Vol. 9. Is. 1. P. 57–77.
17. Yuan Q.H., Fu D.M., Zeng X.S., Yong L.I. Fabrication of carbon nanotube reinforced AZ91D composite with superior mechanical properties // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2017. Vol. 27. P. 1716–1724.
18. Акинина М.В., Мостяев И.В., Волкова Е.Ф., Алиханян А.А. Исследование влияния легирующих элементов на температурный порог воспламенения и огнестойкость деформируемого магниевого сплава марки ВМД16 // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 3 (68). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-60-74.
19. Guo Y.C., Nie K.B., Kang X.K. et al. Achieving high-strength magnesium matrix nanocomposite through synergistical effect of external hybrid (SiC+TiC) nanoparticles and dynamic precipitated phase // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 771. P. 847–856.
20. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Шавнев А.А., Няфкин А.Н. Металломатричные композиционные материалы на основе Al–SiC // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 373–380.
21. You B.-S., Park W.-W., Chung I.-S. Effect of calcium additions on the oxidation behavior in magnesium alloys // Scripta Materialia. 2000. Vol. 42. Is. 11. P. 1089–1094.
22. Tekumalla S., Seetharaman S., Bau N. et al. Investigation on Microstructural and Mechanical Properties of Mg–0.4Ce/Y₂O₃ Nanocomposite // Proceedings of the 10th International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications, Mg2015. Cheju, 2015. P. 879–885.
23. Волкова Е.Ф., Дуюнова В.А., Акинина М.В., Алиханян А.А. Характерные особенности термической обработки композиционных материалов на основе магния и магниевых сплавов // Технология легких сплавов. 2024. № 3. С. 15–24.
24. Gupta V., Mishra R.K., Singh B. Effect of micro filler reinforcement on mechanical and wear characteristics of metal matrix composites: A review // 1st International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Nanotechnology (ICAMEN). New York, Melville: AIP Publishing, 2019. P. 030011. URL: <http://www.researchgate.net/publication/335591925> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.1063/1.5123933.
25. Amalan P.A., Sivaram N.M. A state-of-the-art review on magnesium-based composite materials // Advances in Materials and Processing Technologies. 2023. Vol. 9. Is. 3. P. 760–778.
26. Zhang L., Wang Q., Liao W. et al. Effects of cyclic extrusion and compression on the microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium composites reinforced by SiC nanoparticles // Materials Characterization. 2017. Vol. 126. P. 17–27.
27. Wang X.J., Hu X.S., Liu W.Q. et al. Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 Mg matrix composites // Materials Science and Engineering: A. 2017. Vol. 682. P. 491–500.
28. Sun X.F., Wang C.J., Deng K.K. et al. Aging behavior of AZ91 matrix influenced by 5 μm SiCp: Investigation on the microstructure and mechanical properties // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 727. P. 1263–1272.
29. Zheng M.Y., Wu K., Kamado S. et al. Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 magnesium matrix composite // Materials Science and Engineering: A. 2003. Vol. 348. P. 67–75.
30. Amalan P.A., Sivaram N.M., Subramanya R. Influence of Silicon Carbide and Graphite Reinforcements and T6 Aging Heat Treatment on the Fatigue Characteristics of AZ91D Magnesium Alloy // Journal of Materials Engineering and Performance. 2024. Vol. 33 (2). P. 2751–2764. DOI: 10.1007/s11665-023-08154-3.

31. Khandelwal A., Mani K., Srivastava N. et al. Mechanical behavior of AZ31/Al₂O₃ magnesium alloy nanocomposites prepared using ultrasound assisted stir casting // *Composites Part B: Engineering*. 2017. Vol. 123. P. 64–73.
32. Habibnejad-Korayem M., Mahmudi R., Poole W.J. Enhanced properties of Mg-based nanocomposites reinforced with Al₂O₃ nanoparticles // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 519. Is. 1-2. P. 198–203.
33. Mallmann C., Hannard F., Ferrié E. et al. Unveiling the impact of the effective particles distribution on strengthening mechanisms: A multiscale characterization of Mg+Y₂O₃ nanocomposites // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 764. Is. 1-2. P. 138170.
34. Zhang S., Li M., Wang H. et al. Microstructure and tensile properties of ECAPed Mg–9Al–1Si–1SiC composites: The influence of initial microstructures // *Materials*. 2018. Vol. 11. Is. 136. DOI: 10.3390/ma11010136.
35. Дуюнова В.А., Серебренникова Н.Ю., Нефедова Ю.Н., Сидельников В.В., Сомов А.В. Методы формообразования металлополимерных композиционных материалов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-65-77.
36. Selvam J.D.-R., Dinaharan I., Rai R.S. Matrix and reinforcement materials for metal matrix and reinforcement material for composites // *Encyclopedia of Materials: Composites*. 2021. Vol. 2. P. 615–639. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.11890-9.
37. Kumar M., Gupta R.K. Study and properties of metal matrix composites // *Journal of Materials Processing Technology*. 1997. Vol. 63. Is. 1-3. P. 913–917.
38. Тимонова М.А. Коррозия и защита магниевых сплавов. М.: Машиностроение, 1964. 285 с.
39. Тимонова М.А. Защита от коррозии магниевых сплавов. М.: Металлургия, 1977. 158 с.
40. Эмли Е.Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов / под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия. 1972. 488 с.

References

1. Kablov E.N. New generation materials – the basis of innovations, technological leadership and national security of Russia. *Intelлект i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Sazonov M.A., Chernyshova T.A., Rokhlin L.L. Composite materials on a magnesium base reinforced with particles: manufacturing and properties (review). *Konstruktsii iz kompozitsionnykh materialov*, 2010, no. 2, pp. 3–22.
4. Dey A., Pandey K.M. Magnesium metal matrix composites a review. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2015, vol. 42, is. 1, pp. 58–67.
5. Annamalai S., Periyakgoundar S., Gunasekaran S. Magnesium alloys: a review of applications. *Materials and Technologies*, 2019, vol. 53, is. 6, pp. 881–890.
6. Ali Y., Qiu D., Jiang B. et al. Current research progress in grain refinement of cast magnesium alloys: a review article. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 619, pp. 639–651.
7. Song J.F., She J., Chen D.L., Pan F.S. Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, vol. 8, pp. 1–41.
8. *Magnesium alloys: a handbook in 2 vols*. Eds M.B. Altman, A.F. Belov, V.I. Dobatkin et al. Moscow: Metallurgiya, 1978, vol. 1: Metallurgy of magnesium and its alloys. Application areas, 231 p.
9. Volkova E.F., Akinina M.V., Mostyaev I.V., Leonov A.A., Alikhanyan A.A. Characteristic features of heat treatment of composite materials based on magnesium and magnesium alloys. Review. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2024, no. 3, pp. 15–24.
10. Mostyaev I.V., Akinina M.V. Features and development trends in the field of heat treatment of magnesium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 7 (67), paper no. 5. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 01, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-41-48.

11. Huang S.-J., Ali A.N. Effects of heat treatment on the microstructure and microplastic deformation behavior of SiC particles reinforced AZ61 magnesium metal matrix composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 711, pp. 670–682.
12. Leonov A.A., Trofimov N.V., Panaetov V.G., Kudasov S.V., Shirokoshukov A.V. Magnesium alloys in the design of navigation system products. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 01, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
13. Volkova E.F., Mostyaev I.V., Akinina M.V., Alikhanyan A.A. Studies of the regularities of the heat treatment influence on the structure, phase composition and mechanical properties of medium-sized forgings made of heat-resistant alloy of the Mg–Zn–Zr–REE system. *Trudy VIAM*, 2024, no. 1 (131), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 04, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-1-13-26.
14. Rzychoń T., Dybowski B., Gryc A., Dudek M. Mechanical Properties and Microstructure of WE43 Magnesium Matrix Composite Reinforced SiC Particles. *Archives of Foundry Engineering*, 2015, vol. 15, special issue 1/2015, pp. 99–102.
15. Erman A., Groza J., Li X. et al. Nanoparticle effects in cast Mg–1 wt% SiC nano-composites. *Material Science and Engineering: A*, 2012, vol. 558, pp. 39–43.
16. Nie K.B., Wang X.J., Deng K.K. et al. Magnesium matrix composite reinforced by nanoparticles – A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2012, vol. 9, is. 1, pp. 57–77.
17. Yuan Q.H., Fu D.M., Zeng X.S., Yong L.I. Fabrication of carbon nanotube reinforced AZ91D composite with superior mechanical properties. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, vol. 27, pp. 1716–1724.
18. Akinina M.V., Mostyaev I.V., Volkova E.F., Alikhanyan A.A. Investigation of the influence of alloying elements on the temperature threshold of ignition and fire resistance of a VMD16 wrought magnesium alloy. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-60-74.
19. Guo Y.C., Nie K.B., Kang X.K. et al. Achieving high-strength magnesium matrix nanocomposite through synergistical effect of external hybrid (SiC+TiC) nanoparticles and dynamic precipitated phase. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 771, pp. 847–856.
20. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Grashhenkov D.V., Shavnev A.A., Nyafkin A.N. Metal matrix composite materials on the basis of Al–SiC. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 5, pp. 373–380.
21. You B.-S., Park W.-W., Chung I.-S. Effect of calcium additions on the oxidation behavior in magnesium alloys. *Scripta Materialia*, 2000, vol. 42, is. 11, pp. 1089–1094.
22. Tekumalla S., Seetharaman S., Bau N. et al. Investigation on Microstructural and Mechanical Properties of Mg–0.4Ce/Y₂O₃ Nanocomposite. *Proceedings of the 10th International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications, Mg2015*. Cheju, 2015, pp. 879–885.
23. Volkova E.F., Duyunova V.A., Akinina M.V., Alikhanyan A.A. Characteristic features of heat treatment of composite materials based on magnesium and magnesium alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2024, no. 3, pp. 15–24.
24. Gupta V., Mishra R.K., Singh B. Effect of micro filler reinforcement on mechanical and wear characteristics of metal matrix composites: A review. *1st International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Nanotechnology (ICAMEN)*. New York, Melville: AIP Publishing, 2019, p. 030011. Available at: <http://www.researchgate.net/publication/335591925> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.1063/1.5123933.
25. Amalan P.A., Sivaram N.M. A state-of-the-art review on magnesium-based composite materials. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2023, vol. 9, is. 3, pp. 760–778.
26. Zhang L., Wang Q., Liao W. et al. Effects of cyclic extrusion and compression on the microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium composites reinforced by SiC nanoparticles. *Materials Characterization*, 2017, vol. 126, pp. 17–27.
27. Wang X.J., Hu X.S., Liu W.Q. et al. Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 Mg matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 682, pp. 491–500.

28. Sun X.F., Wang C.J., Deng K.K. et al. Aging behavior of AZ91 matrix influenced by 5 μm SiCp: Investigation on the microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 727, pp. 1263–1272.
29. Zheng M.Y., Wu K., Kamado S. et al. Aging behavior of squeeze cast SiCw/AZ91 magnesium matrix composite. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 348, pp. 67–75.
30. Amalan P.A., Sivaram N.M., Subramanya R. Influence of Silicon Carbide and Graphite Reinforcements and T6 Aging Heat Treatment on the Fatigue Characteristics of AZ91D Magnesium Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024, vol. 33 (2), pp. 2751–2764. DOI: 10.1007/s11665-023-08154-3.
31. Khandelwal A., Mani K., Srivastava N. et al. Mechanical behavior of AZ31/ Al_2O_3 magnesium alloy nanocomposites prepared using ultrasound assisted stir casting. *Composites Part B: Engineering*, 2017, vol. 123, pp. 64–73.
32. Habibnejad-Korayem M., Mahmudi R., Poole W.J. Enhanced properties of Mg-based nanocomposites reinforced with Al_2O_3 nanoparticles. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 519, is. 1-2, pp. 198–203.
33. Mallmann C., Hannard F., Ferrié E. et al. Unveiling the impact of the effective particles distribution on strengthening mechanisms: A multiscale characterization of $\text{Mg}+\text{Y}_2\text{O}_3$ nanocomposites. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 764, is. 1-2, p. 138170.
34. Zhang S., Li M., Wang H. et al. Microstructure and tensile properties of ECAPed $\text{Mg}-9\text{Al}-1\text{Si}-1\text{SiC}$ composites: The influence of initial microstructures. *Materials*, 2018, vol. 11, is. 136. DOI: 10.3390/ma11010136.
35. Duyunova V.A., Serebrennikova N.Yu., Nefedova Yu.N., Sidelnikov V.V., Somov A.V. Methods of forming metal-polymer composite materials (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 05, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-65-77.
36. Selvam J.D.-R., Dinaharan I., Rai R.S. Matrix and reinforcement materials for metal matrix and reinforcement material for composites. *Encyclopedia of Materials: Composites*, 2021, vol. 2, pp. 615–639. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.11890-9.
37. Kumar M., Gupta R.K. Study and properties of metal matrix composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, vol. 63, is. 1-3, pp. 913–917.
38. Timonova M.A. *Corrosion and protection of magnesium alloys*. Moscow: Mashinostroenie, 1964, 285 p.
39. Timonova M.A. *Protection from corrosion of magnesium alloys*. Moscow: Metallurgiya, 1977, 158 p.
40. Emli E.F. *Fundamentals of technology of production and processing of magnesium alloys*. Ed. M.E. Drits. Moscow: Metallurgiya, 1972, 488 p.

Информация об авторах

Волкова Екатерина Федоровна, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Акинина Мария Владимировна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Мостяев Игорь Владимирович, ведущий инженер, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Алиханян Арман Артакович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Леонов Александр Андреевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ekaterina F. Volkova, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Maria V. Akinina, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor V. Mostyaev, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Arman A. Alihanyan, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander A. Leonov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 28.05.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.06.2025.

The article was submitted 28.05.2025; approved and accepted for publication after reviewing 02.06.2025.

Научная статья

УДК 678.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-61-80

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВОДОПОГЛОЩЕНИЯ СТЕКЛОПЛАСТИКА НА ОСНОВЕ ПОЛЫХ ВОЛОКОН НА БАЗЕ АНАЛИЗА ПРИРОДОПОДОБНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

А.В. Копылов¹, В.Г. Прокопенков¹, А.В. Славин¹, А.О. Курносов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. По результатам микроструктурных исследований рассмотрены особенности строения образцов стеклопластика на основе полых волокон до испытания на водопоглощение. Выполнен анализ изменения значений плотности, измеренных методом гидростатического взвешивания, для образцов стеклопластика на основе полых волокон в процессе длительного водопоглощения. Исследован процесс водопоглощения образцов стеклопластика на основе полых волокон на базе анализа природоподобных технологий – существующих в живой природе аналогичных систем и моделей водопоглощения.

Ключевые слова: стеклопластик, полые стекловолокна, водопоглощение, микроканалы, природоподобные технологии

Для цитирования: Копылов А.В., Прокопенков В.Г., Славин А.В., Курносов А.О. Исследование процесса водопоглощения стеклопластика на основе полых волокон на базе анализа природоподобных технологий // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-61-80.

Scientific article

STUDY OF WATER ABSORPTION PROCESS OF HOLLOW-FIBER FIBERGLASS BASED ON ANALYSIS OF NATURE-LIKE TECHNOLOGIES

A.V. Kopylov¹, V.G. Prokopenkov¹, A.V. Slavin¹, A.O. Kurnosov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Based on the results of microstructural studies, the structural features of hollow-fiber fiberglass samples before their water absorption testing are considered. An analysis of changes in the density of hollow-fiber fiberglass samples measured by hydrostatic weighing is performed depending on the number of days during long-term water absorption. A study of the water absorption process of hollow-fiber fiberglass samples is performed based on the analysis of nature-like technologies – similar systems and models of water absorption that exist in nature.

Keywords: fiberglass, hollow glass fibers, water absorption, microchannels, nature-like technologies

For citation: Kopylov A.V., Prokopenkov V.G., Slavin A.V., Kurnosov A.O. Study of water absorption process of hollow-fiber fiberglass based on analysis of nature-like technologies. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-61-80.

Введение

Для оценки весовой эффективности и удельных прочностных характеристик стеклопластиков конструкционного и радиотехнического назначения необходимо определить их плотность. Предпочтительным методом определения плотности стеклопластиков является метод гидростатического взвешивания, поскольку позволяет учитывать влияние пор внутри материала, в отличие от метода обмера и взвешивания.

При этом плотность образцов стеклопластиков на основе полых волокон, измеренная методом гидростатического взвешивания, имеет более высокие значения по сравнению с методом обмера и взвешивания в связи с заполнением свободного воздушного объема измерительной жидкостью. При длительной выдержке образцов стеклопластиков в воде и последующем измерении плотности методом гидростатического взвешивания воздух со временем выходит из полого пространства волокон, которое заполняется водой. Как следствие, в процессе дальнейшего самопроизвольного водопоглощения полыми стекловолокнами плотность образца стеклопластика продолжает увеличиваться.

В области создания полимерных композиционных материалов (ПКМ) и изделий на их основе, в частности для судостроения, рассматриваются проблемы водопоглощения стеклопластика и других ПКМ, но только на основе сплошных волокон [1, 2], а не полых. В научно-технической литературе, например в работе [1], представлены результаты испытания образцов стеклопластика и других ПКМ на основе сплошных волокон в водной среде, крупные поры которых, например в связующем, имеют линейные размеры до 1000 мкм (1 мм), что несоизмеримо меньше, чем длины полых стекловолокон в образце стеклопластика (≥ 20 мм).

Анализ моделей создания ПКМ и изделий на их основе, использующих подобный водопоглощению полыми системами механизм, показал, что в основу процесса пропитки под давлением (Resin Transfer Molding – RTM) положена теория фильтрации вязких жидкостей в пористой среде, разработанная в 1856 г. французским инженером Дарси на основе экспериментальных исследований прохождения жидкости через песчаные грунты (фильтры) [3]. Согласно данной теории, основной параметр процесса – это разность давлений жидкости при входе и выходе из пористого слоя [3–7]. Самопроизвольное прохождение жидкости через грунты (фильтры), в том числе через песчаные грунты, горные породы и др., рассматривается в подземной гидромеханике [8–13]. Другие теории самопроизвольного водопоглощения, подобные теории фильтрации вязких жидкостей в пористой среде, применяются в других науках, в частности в биологических и сельскохозяйственных [14, 15].

Использование в качестве моделей водопоглощения полыми системами непосредственно процессов RTM или Light RTM (с помощью вакуума) нецелесообразно в связи с их управляемостью в лабораторных условиях, тогда как водопоглощение в образцах стеклопластика на основе полых волокон происходит самопроизвольно. Так, при инъекции полимерной смолы методом RTM или Light RTM перепады давления и зоны разрежения создаются с использованием оборудования и человеческого влияния [3, 16–24]. Кроме того, в данных моделях в качестве рабочего тела рассматривается полимерная смола, и невозможно учесть водородные и водородно-кислородные связи, которые формируют силу молекулярного сцепления и, соответственно, поверхностное натяжение воды.

Возникает ряд научных проблемных вопросов и задач, которые определяют актуальность темы исследования:

- научное обоснование причины самопроизвольного водопоглощения при проникновении воды и заполнении ею полого пространства волокон образца стеклопластика;
- разработка математической модели для определения скорости потока воды, проходящего через сквозные отверстия полых стекловолокон;
- научное обоснование процессов, происходящих в образце стеклопластика при длительном водопоглощении полыми стекловолокнами.

На основе анализа научно-технической литературы в области других наук необходимо осуществить выбор аналогичных систем, которые удовлетворяют ряду требований:

- наличие сквозных полых микроканалов (трубок) диаметром <10 мкм и длиной ≥ 20 мм, заполненных воздухом до водопоглощения;
- перепад давления потока воды в полых микроканалах (трубках) в процессе водопоглощения, который создается самопроизвольно в естественных условиях без внешнего вмешательства;
- рабочая среда – поток воды и воздух (кислород), находящийся в полости микроканалов (трубок);
- сила молекулярного сцепления воды, создающая поверхностное натяжение и удерживающая молекулы воды вместе. Все молекулы воды связаны друг с другом водородными и водородно-кислородными связями. Каждый атом водорода в молекуле воды образует крепкую связь с атомами кислорода соседних молекул, находящихся в воздушной полости микроканалов (трубок);
- кинематическая вязкость воды;
- силы трения воды как между ее слоями, так и на границе раздела «вода–внутренняя поверхность полых микроканалов (трубок)» вследствие вязкости воды.

Анализ научно-технической литературы [8–15] в области подземной гидромеханики, биологических, сельскохозяйственных и других наук показал, что представленному ряду требований удовлетворяют системы микроканалов грунтов и горных пород или стволов хвойных деревьев, где в естественных условиях без человеческого вмешательства моделируются данные параметры потока воды, проходящего через микроканалы диаметром <10 мкм.

Цель данной работы – исследование процесса водопоглощения стеклопластика на основе полых волокон с использованием результатов анализа природоподобных технологий – существующих в живой природе аналогичных систем и моделей водопоглощения.

Объекты исследования, описание их структуры и микроструктуры, другие исходные данные

Для микроструктурных исследований, проведенных на базе НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, до и после испытаний на водопоглощение, выбраны образцы стеклопластика на основе расплавного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученых комплексных нитей на основе полых волокон. Результаты проведения металлографического анализа шлифа образца стеклопластика представлены на рис. 1. Полые стекловолокна являются сквозными.

Результаты микроструктурных исследований поверхности шлифа образцов препрега стеклопластика на основе расплавного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученых комплексных нитей на основе полых волокон приведены на рис. 2, а. Сечение нити на основе полых стекловолокон, включающее две окружности (внешнюю и внутреннюю), приведено на рис. 2, б. Площадь внутренней окружности заполнена

воздухом (выделена черным цветом на рис. 2). Площадь кольца, сформированного длинами внешней и внутренней окружности, заполнена стекловолокном (выделена серым цветом на рис. 2). Номинальный диаметр нити составляет 11 мкм, номинальное значение коэффициента капиллярности K равно 0,5. Диаметр внутренней окружности, заполненной воздухом, вычисляется по формуле

$$d_{\text{внут}} = K d_{\text{внеш}},$$

где $d_{\text{внут}}$, $d_{\text{внеш}}$ – диаметры внутренней и внешней окружности; K – коэффициент капиллярности.

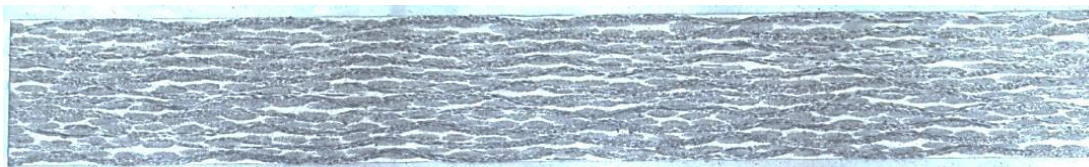


Рис. 1. Результаты проведения металлографического анализа шлифа образца стеклопластика на основе расплавленного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученных комплексных нитей на основе полых волокон при увеличении $\times 50$

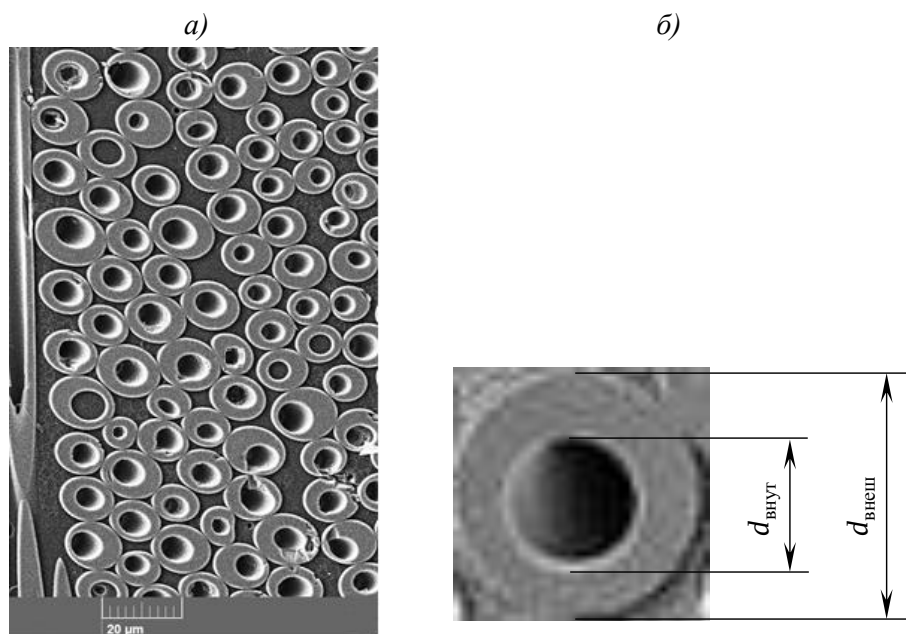


Рис. 2. Результаты исследований образцов препрега стеклопластика на основе расплавленного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученных комплексных нитей на основе полых волокон: *а* – микроструктура поверхности шлифа; *б* – размеры кольца стекловолокна, сформированного длинами внешней и внутренней окружности

Номинальный диаметр окружности полого стекловолокна, заполненной воздухом, равен 5,5 мкм.

Микроструктурные исследования торцов волокон стеклоткани (рис. 3) показали, что волокна полые, округлой формы. Диаметр волокна находится в диапазоне от 7,7 до 12,5 мкм, диаметр внутренней полости в стеклянных волокнах варьирует от 2,1 до 5,5 мкм.

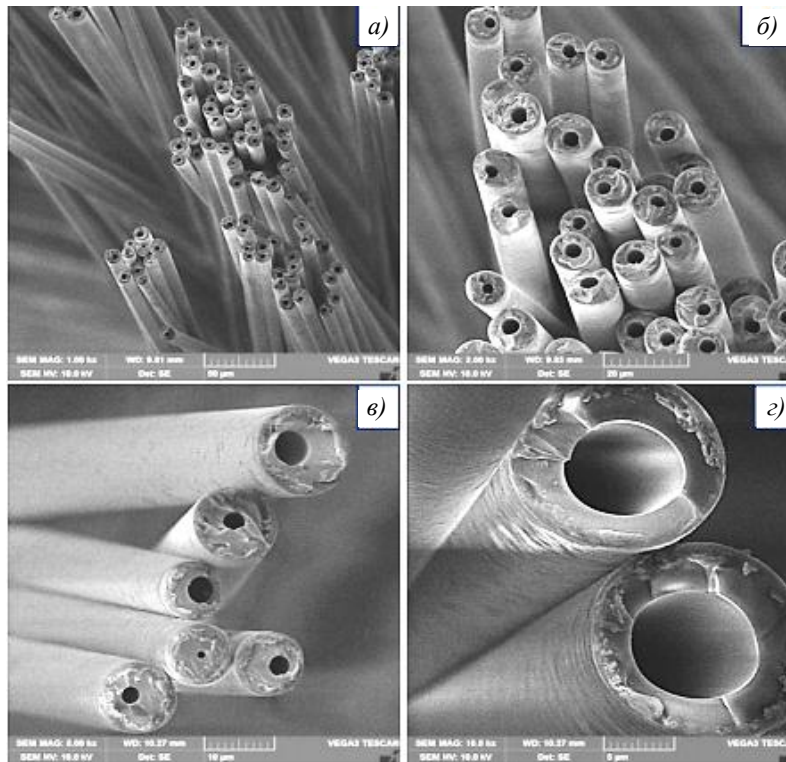


Рис. 3. Микроструктура поверхности среза стеклянных волокон ткани из стеклянных крученых комплексных нитей на основе полых волокон при увеличениях $\times 1000$ (а), $\times 3000$ (б), $\times 5000$ (в) и $\times 10000$ (г)

Плотность образцов стеклопластика определяли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ Р 57713–2017, а также методом обмера и взвешивания по ГОСТ Р 56682–2015 (п. 8.2, метод II).

Плотность стеклопластика методом гидростатического взвешивания вычисляли по формуле

$$\rho = \rho_0 \frac{m}{m - m_1},$$

где ρ – плотность воды при комнатной температуре; m и m_1 – масса образца на воздухе и в воде.

Плотность стеклопластика методом обмера и взвешивания определяли по формуле

$$\rho = \frac{m}{Ah},$$

где m , A , h – масса, площадь и толщина образца.

Выдержку образцов стеклопластика в воде проводили по ГОСТ 4650–2014 (метод 1).

Исследование массы и плотности образцов стеклопластика на основе полых волокон после длительного водопоглощения

Изменение значений массы и плотности, определенных методом гидростатического взвешивания, для образцов стеклопластика на основе расплавного эпоксидного

связующего и ткани из стеклянных крученых комплексных нитей из полых волокон в процессе длительного водопоглощения представлено на рис. 4.

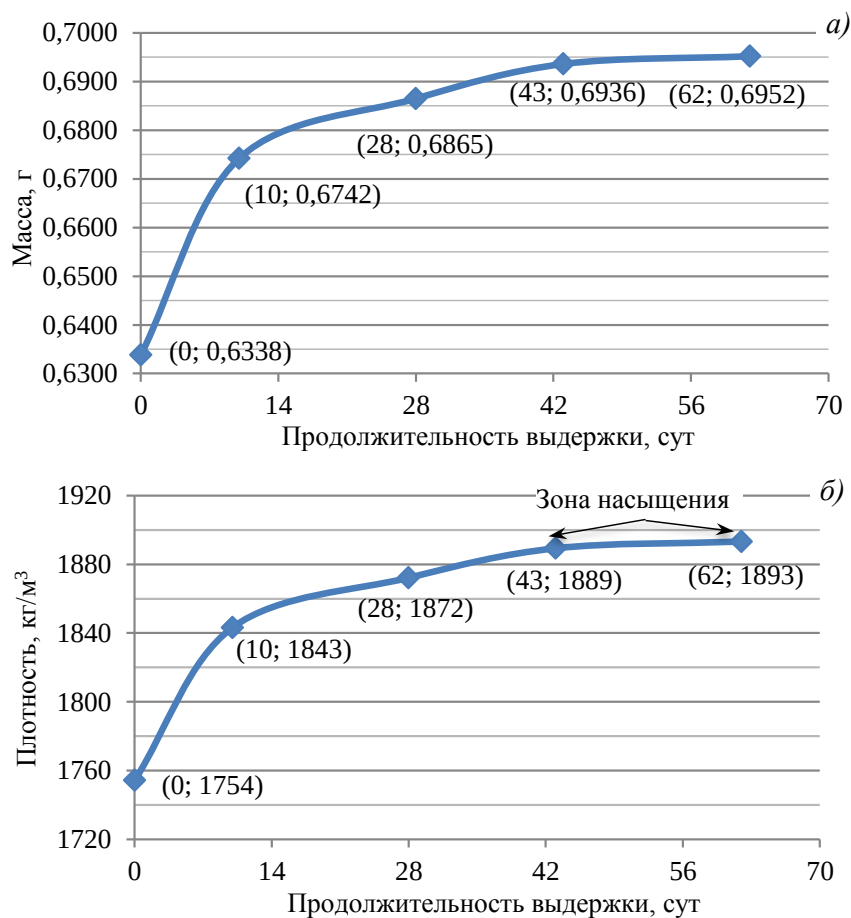


Рис. 4. Зависимости массы (а) и плотности (б) от продолжительности водопоглощения стеклопластика на основе расплавленного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученых комплексных нитей на основе полых волокон

Определено, что плотность образцов стеклопластиков на основе полых волокон при измерении методом гидростатического взвешивания существенно выше, чем при измерении методом обмера и взвешивания. Анализ зависимостей изменения значений плотности образцов стеклопластика от продолжительности выдержки в воде (рис. 4, б) показал, что данные кривые близки к логарифмическому тренду. В течение первых 43 сут плотность интенсивно увеличивается при попытке достичь плато, что предположительно связано с выходом воздуха из полости стекловолокна. При дальнейшем водопоглощении образцов стеклопластика (до 62 сут) в результате существенного заполнения водой полостей стекловолокон остаточный воздух стремится полностью выйти, наблюдается зона насыщения при существенном замедлении возрастания плотности образцов, которое при этом не прекращается. Угловой коэффициент, характеризующий скорость изменения функции плотности, приближается к нулю, и плотность асимптотически стремится к постоянному значению.

Аппроксимация с помощью логарифмического тренда замедляющегося возрастания временного ряда значений плотности от продолжительности выдержки в воде представлена на рис. 5.



Рис. 5. Аппроксимация логарифмическим трендом зависимости плотности от продолжительности выдержки в воде стеклопластика на основе расплавленного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученых комплексных нитей на основе полых волокон

Природоподобные системы и модели водопроводящих микроканалов и их использование в исследовании процесса самопроизвольного водопоглощения стеклопластика на основе полых стекловолокон

Анализ научно-технической литературы [8–15] показал, что для исследования самопроизвольного водопоглощения стеклопластика на основе полых волокон необходимо рассмотреть природоподобные системы и модели грунтов, горных пород и стволов хвойных деревьев с микроканалами диаметром <10 мкм.

Подземная гидромеханика – наука о фильтрации жидкостей, газов и их смесей в пористых и трещиноватых горных породах. Объектом изучения подземной гидромеханики является фильтрационный поток – поток жидкости (газа, газожидкостной смеси) в поровой или трещиноватой среде [8].

По размерам (поперечным относительно направления движения флюида) поры горных пород делятся на сверхкапиллярные (>508,0 мкм), капиллярные (0,2–508,0 мкм) и субкапиллярные (<0,2 мкм). В сверхкапиллярных порах движение жидкости подчинено законам гидравлики (например, осуществляется свободное перемещение), в капиллярных порах движение жидкости затруднено из-за проявления сил молекулярного сцепления [8].

Можно предположить, что при погружении образца стеклопластика в воду самопроизвольное (свободное) перемещение (диффузия) воды внутри (вдоль) микроканала полого стекловолокна диаметром 5,5 мкм по законам гидравлики исключается, так как данное значение диаметра попадает в диапазон значений капиллярных пор. Движение жидкости затруднено или исключено из-за проявления сил молекулярного сцепления, полое пространство стекловолокон заполняется водой по другим механизмам водопоглощения.

Композиционные материалы быстрее поглощают воду вдоль оси армирующих волокон, потому что пучки волокон, как правило, полностью не смачиваются и легко пропускают воду за счет капиллярного эффекта [2].

Кроме того, можно допустить, что подземная вода (жидкость) может только с обоих торцов частично смачивать сквозные отверстия капиллярных пор горных пород размером 0,2–508,0 мкм, не проходя внутрь их микроканалов, что может быть идентично частичному смачиванию водой отверстий сквозных полых стекловолокон.

В подземной гидромеханике горные породы подразделяются на проницаемые и плотные. К проницаемым принято относить породы, способные вмещать и пропускать жидкости при перепаде давления. Такие породы называют коллекторами [8].

Для построения абстрактной модели образца стеклопластика с определенным количеством полых стеклянных трубок с внутренним диаметром 5,5 мкм, имеющих определенную длину, плотно упакованных и не подвергающихся деформации, можно рассмотреть модель идеального грунта.

Идеальный грунт – модель пористой среды, поровые каналы которой представляют собой пучок тонких цилиндрических трубок (капилляров) с параллельными осями (рис. 6, а) [8]. Можно рассмотреть модель фиктивного грунта (рис. 6, б) с углом укладки шарообразных частиц θ .

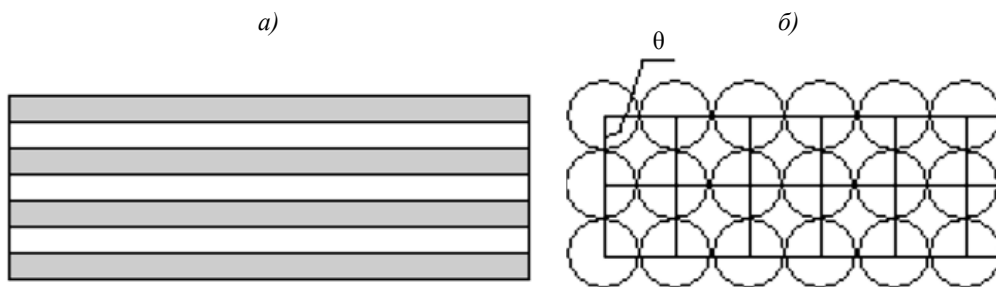


Рис. 6. Схемы идеального грунта (профиль) в виде полых цилиндрических трубок (а) и фиктивного грунта (торцевая поверхность) в виде шариков одинакового диаметра (б): θ – угол укладки шарообразных частиц [8]

В отличие от движения жидкостей и газов по трубам и в открытых руслах, фильтрация имеет свои особенности: малые значения поперечных размеров поровых каналов и скорости движения жидкости; значительное влияние сил трения вследствие вязкости жидкости и больших значений площади поверхности стенок поровых каналов [8].

Частным случаем двумерного фильтрационного потока $w = f(x, y)$, где w – скорость фильтрации, x и y – координаты, является плоскорадиальный фильтрационный поток $w = f(r)$, когда выполняется следующее условие: вектор скорости фильтрации является функцией расстояния r до некоторой точки (рис. 7). Такие точки называются стоками (при движении жидкости от периферии к центру) или источниками (при движении от центра к периферии) [8]. В данном случае вода движется от внутренней поверхности стенки (периферии) к центру.

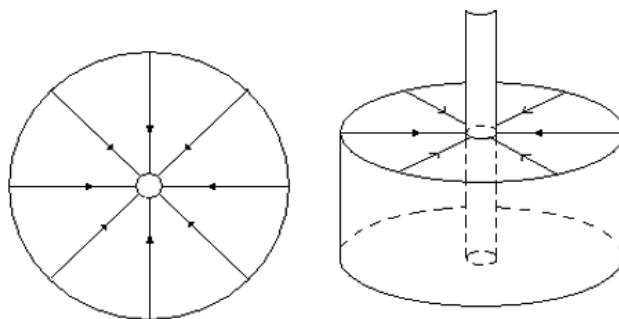


Рис. 7. Схема плоскорадиального потока воды через сквозную капиллярную пору длиной ≥ 20 мм (вид сбоку) при движении воды от внутренней поверхности стенки (периферии) к центру [8]

Механизм водопоглощения полыми стекловолокнами, представляющими собой тонкие полые цилиндрические трубки в идеальной модели пористой среды, также аналогичен механизму притока жидкости к скважине, которая является гидродинамически несовершенной по степени вскрытия пласта, где линии тока жидкости искривляются (рис. 8) [8].

Можно предположить, что сквозные капиллярные поры горных пород диаметром 0,2–508,0 мкм представляют собой совокупность воронкообразных отверстий, работающих на сток с помощью механизма эжектирования или подсоса воды по спиральной траектории. Возможно, данное эжектирование (подсос) жидкости в полость капиллярных пор горных пород напрямую связано с изменением поперечного диаметра поры и, соответственно, с изменяемой конфигурацией внутренней поверхности вдоль длины поры.

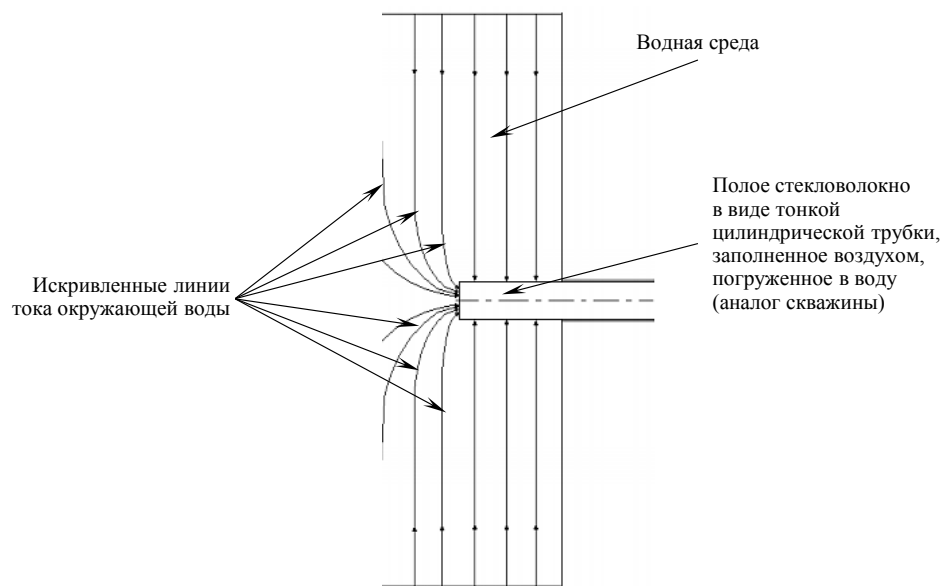


Рис. 8. Схема притока воды к тонкой полой цилиндрической трубке [8]

Возможно, конфигурация полости стекловолокна (рис. 9, а) представляет собой некое подобие сопла Лаваля (рис. 9, б) [25] с усеченными конусами: диаметр торцов составляет 5–10 мкм, а вдоль длины микроканала диаметр поперечного сечения и справа, и слева плавно уменьшается.

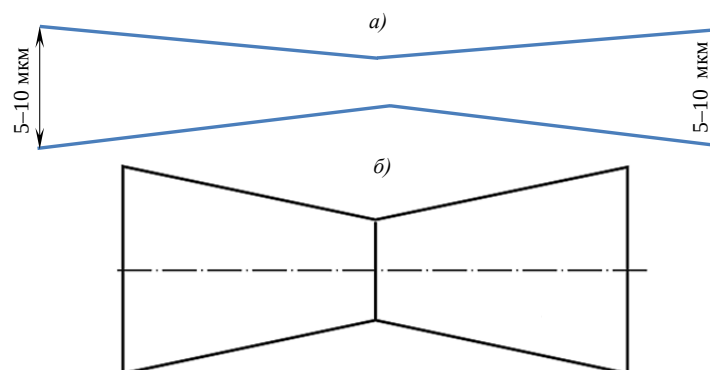


Рис. 9. Предполагаемая конфигурация полости сквозного стекловолокна вдоль длины (а) и схема сопла Лаваля (б) [25]

В полой стекловолокне предположительно осуществляется двухстороннее водопоглощение, где внутренние сквозные отверстия и слева, и справа являются входными с последующим плавным сужением диаметра вдоль канала (рис. 10 и 11). Предположительно формируется двухсторонняя воронка или двухсторонний сток с отрицательной дивергенцией, т. е. подсос воды внутрь полого стекловолокна осуществляется через левое и правое отверстия.

Только методом компьютерной томографии с определенным разрешением можно определить в разных сечениях значения диаметров $d_1, d_2, d_3 \dots d_n$ внутренней поверхности полого стекловолокна с целью анализа изменения конфигурации вдоль микроканала (рис. 12).

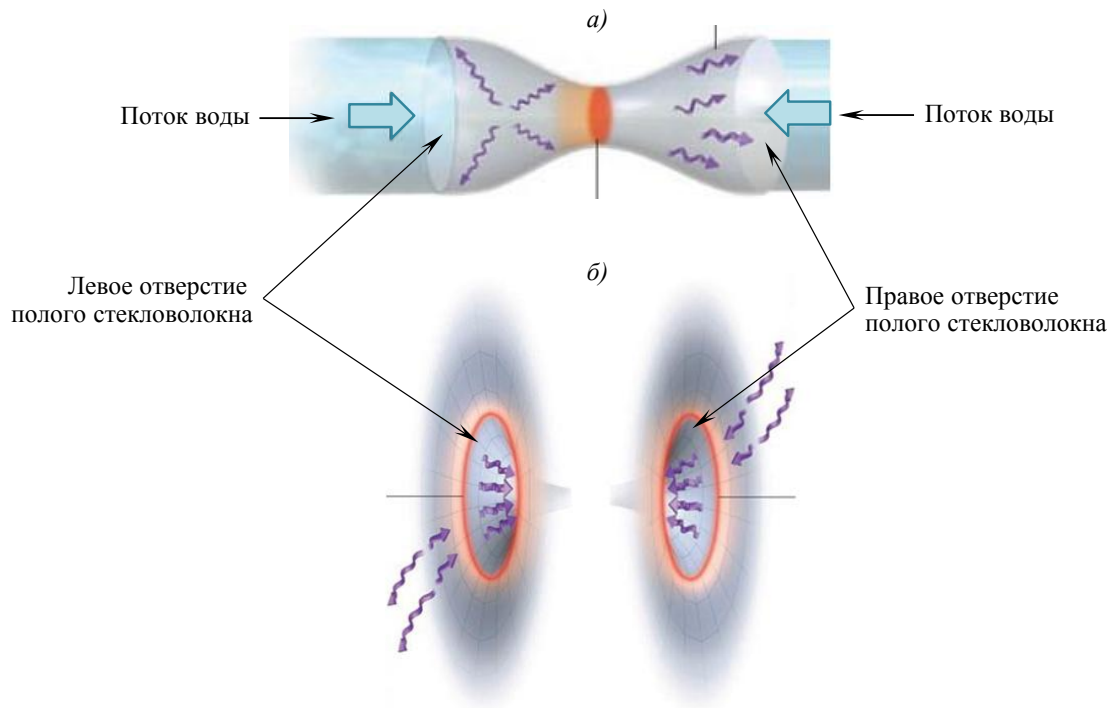


Рис. 10. Предположительная конфигурация внутренней поверхности полого стекловолокна вдоль канала в виде сопла Лаваля (а) и процесс транспортировки воды через левое и правое отверстия (б) [26]

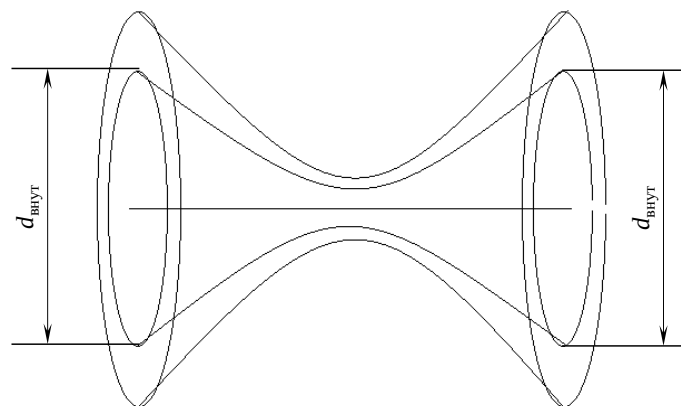


Рис. 11. Схематичное изображение предположительной конфигурации внутренней поверхности сквозного полого стекловолокна ($d_{\text{внут}}$ – входной диаметр внутренней окружности микроканала)

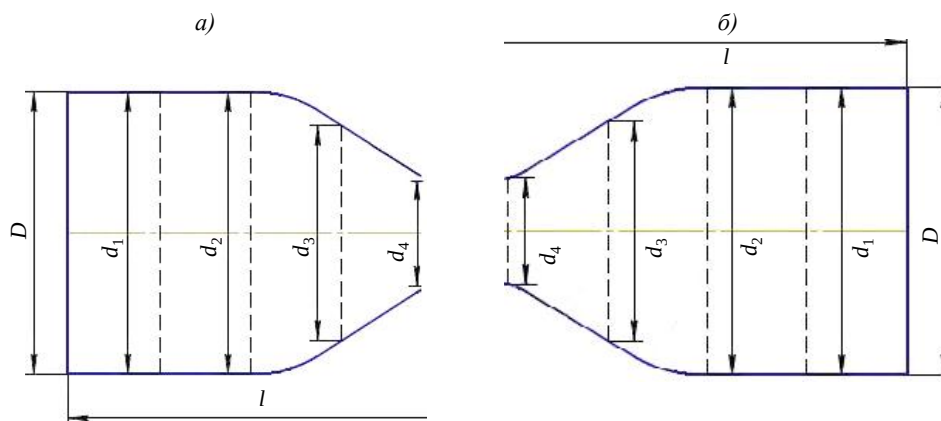


Рис. 12. Схема определения диаметров (d_1 – d_4) внутренней поверхности сквозного полого стекловолокна вдоль канала в левой (а) и правой (б) половинах [27] (D – входной диаметр левого и правого отверстий полого стекловолокна, l – длина стекловолокна)

При разработке математической модели для определения скорости потока воды в полых стекловолокнах рассматривали модель водопоглощения, применяемую в биологических и сельскохозяйственных науках [14, 15]. В данной модели исследовали водопроводящие микроканалы (диаметром <10 мкм) стволов хвойных деревьев и стеблей растений, которые идентичны полым стекловолокнам по диаметру. Исследования проведены до и после водопоглощения с помощью анатомического анализа, аналогичного микроструктурному анализу шлифов поперечного сечения стеклопластика на основе полых стекловолокон. Анатомический анализ проведен с помощью окулярного микрометра и ручного микротома (рис. 13) [14]. Определены значения радиального (внутренняя окружность) и тангенциального (наружная окружность) диаметров поперечного сечения водопроводящих микроканалов до водопоглощения. Площадь внутренней окружности заполнена воздухом (показана белым цветом на рис. 13). Площадь кольца определенной толщины, сформированного длинами внешней и внутренней окружностей, заполнена механической тканью (показана серым цветом на рис. 13).

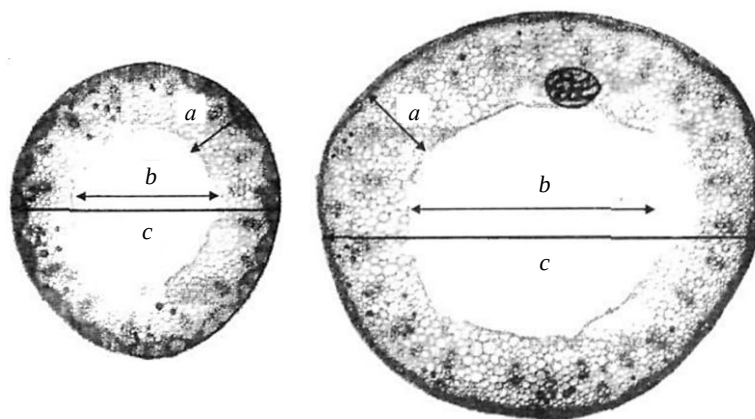


Рис. 13. Анатомический анализ поперечных срезов водопроводящих каналов растения тритикале: a – толщина стенки; b – диаметр внутренней окружности; c – диаметр наружной окружности [14]

Разница, которой можно пренебречь, заключается в том, что в деревьях и растениях вода поднимается на высоту h , характеризующую поле силы тяжести Земли $\rho_{ж}gh$,

а образец стеклопластика на основе полых стекловолокон погружается в воду на глубину h , характеризующую гидростатическое давление $\rho_{\text{ж}}gh$, где $\rho_{\text{ж}}$ – плотность жидкости, g – ускорение свободного падения.

При медленном течении воды по тонким полым микроканалам сила сопротивления F_c определяется вязкостью воды. Если слои воды перемещаются с разными скоростями, то между ними возникает «трение» – сила вязкости [15]

$$F_c = \eta S \frac{v}{a},$$

где S – площадь каждого слоя воды; a – расстояние между слоями воды; η – коэффициент вязкости, характеризующий вязкие свойства жидкости (для воды $\eta \approx 10^{-3}$ кг/(м·с)); $\frac{v}{a}$ – градиент скорости, отражающий самое быстрое изменение при переходе от одного слоя воды к другому.

При движении воды по микроканалу ($d < 10$ мкм), аналогичном перемещению воды по трубе, градиент скорости v от стенок к центру по порядку величины равен $\frac{v}{d}$.

В случае равномерного течения воды по микроканалу сила вязкости F_v компенсируется перепадом давления Δp [15]:

$$F_v = \Delta p \frac{\pi d^2}{4}.$$

Для перепада давлений на длине l полого микроканала диаметром < 10 мкм получена оценка:

$$\Delta p \approx \frac{\eta l v}{d^2},$$

где v – объемная скорость потока воды в микроканале.

Более точная формула представляет собой закон Пуазейля [15], являющийся главным законом гидродинамики и связывающий объемную скорость потока воды в микроканале v с разностью гидродинамического давления воды в начале и конце микроканала Δp как движущей силы потока воды внутри микроканала, динамической вязкостью воды η , длиной l и диаметром d полого микроканала:

$$\Delta p = \frac{32 \eta l v}{d^2}.$$

С учетом гидродинамического давления для подъема воды на участке ствола хвойного дерева в поле тяжести Земли на высоту h со скоростью v по водопроводящим микроканалам (микрососудам) диаметром d требуется перепад давления [15]

$$\Delta p = \rho_{\text{ж}}gh + \frac{32 \eta l v}{d^2} = \rho_{\text{ж}}h \left(g + \frac{32 \eta v}{d^2} \right),$$

где $\nu = \frac{\eta}{\rho_{\text{ж}}} \approx 10^{-6}$ м²/с – кинематическая вязкость воды.

Характерная скорость $v_{\text{сх}}$ потока воды, необходимая для обеспечения требуемого перепада давления Δp при перемещении воды внутри полости микроканалов диаметром

<10 мкм и длиной ≥ 20 мм, определяется из зависимости для гидродинамического давления [15]:

$$v_{\text{сх}} = \frac{gd^2}{32\nu}.$$

Данные зависимости параметров потока воды по водопроводящим микроканалам диаметром <10 мкм стволов хвойных деревьев можно адаптировать для исследования скорости потока воды в полых стекловолокнах, учитывая изменяемую конфигурацию их внутренней поверхности и используя вместо высоты h глубину погружения в воду образца стеклопластика.

Законы гидродинамики при течении воды по водопроводящим микроканалам стволов хвойных деревьев предположительно будут идентичны законам перемещения воды в полых стекловолокнах. Поэтому в процессе расчетных исследований скорости, гидродинамического давления и других параметров потока воды в полых стекловолокнах при задании граничных условий предположительно можно принять, что упруго-прочностные характеристики механической ткани и стеклоткани идентичны в первом приближении.

Применение результатов анализа природоподобных технологий для исследования водопоглощения стеклопластика на основе полых стекловолокон

Для расчетного исследования и моделирования в области вычислительной гидродинамики (Computational Fluid Dynamics) с прогнозированием мгновенных скоростей потока воды в микроканалах полого стекловолокна предположительно можно использовать программное обеспечение ANSYS Fluent.

Определить в режиме реального времени карты мгновенных измерений векторов скоростей или усредненных по времени полей скоростей в поперечном сечении микроскопического потока воды, перемещающегося за счет гидродинамического давления через микроканалы полых стекловолокон, предположительно можно с помощью микрофлюидных бесконтактных измерительных систем и устройств Micro PIV (Particle Image Velocimetry) или μ PIV, Stereo μ PIV (компания Dantec Dynamics). Данные измерительные системы и устройства имеют большие увеличения и разрешения для трех компонентов скорости, подходящие для изделий из оптически прозрачных материалов с полыми микроканалами (рис. 14) [28].

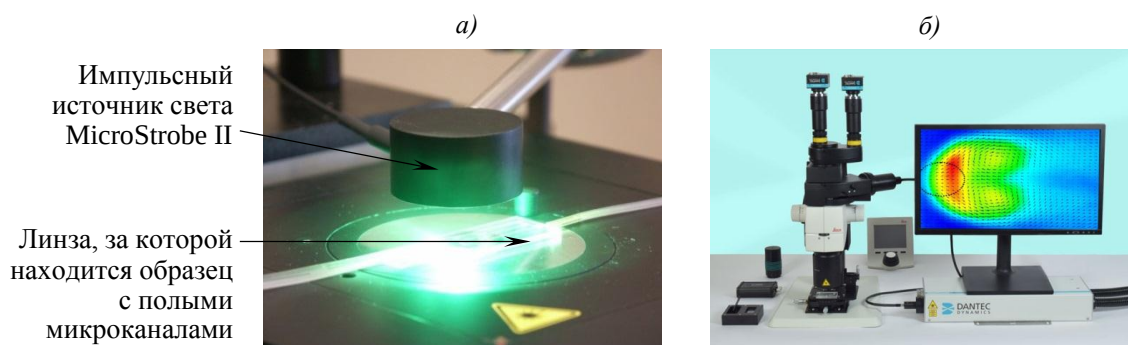


Рис. 14. Измерительная система и устройство Micro PIV, разработанные компанией Dantec Dynamics, для визуализации векторного поля мгновенных скоростей потока воды вдоль полого микроканала образца из оптически прозрачных неметаллических материалов: *а* – процесс подсветки образца с помощью импульсного источника света MicroStrobe II; *б* – процесс визуализации [28]

Микроскопический поток жидкости в образце с полыми микроканалами из оптически прозрачных неметаллических материалов освещается в целевой области универсальным устройством MicroStrobe II (рис. 14, *а*). Оно устанавливается на микроскопы и представляет собой импульсный источник света для микроскопической визуализации векторного поля мгновенных скоростей потоков жидкости (воды) в полых микроканалах (рис. 14, *б*).

Предварительно до импульсной подсветки образца в жидкость (воду) вводят индикаторные флуоресцентные светоотражающие нано- или микрочастицы (рис. 15), которые точно следуют за потоком в полости микроканалов образца [29]. В процессе импульсной подсветки образца по индикаторным отражающим частицам регистрируют перемещение потока вдоль микроканала в результате отражения от частиц и рассеивания светового сигнала в направлении камеры. Объектив камеры проецирует изображение целевой области образца на матрицу цифровой камеры. Камера способна фиксировать каждый световой импульс в отдельных кадрах.

Векторы мгновенных скоростей $\vec{v}$ потока воды определяются на участках целевой области полых микроканалов образца путем измерения смещения $\Delta\vec{x}$ индикаторных светотражающих частиц между двумя световыми импульсами I_1 и I_2 с учетом известного значения времени задержки Δt для двух последовательных изображений:

$$\bar{v} = \frac{\Delta \bar{x}}{\Delta t}.$$

После записи последовательности из двух световых импульсов изображения делятся на небольшие участки, называемые зонами опроса (IA). Зоны опроса каждого кадра изображения первого (I_1) и второго (I_2) световых импульсов перекрестно коррелируют друг с другом пиксель за пикселем.

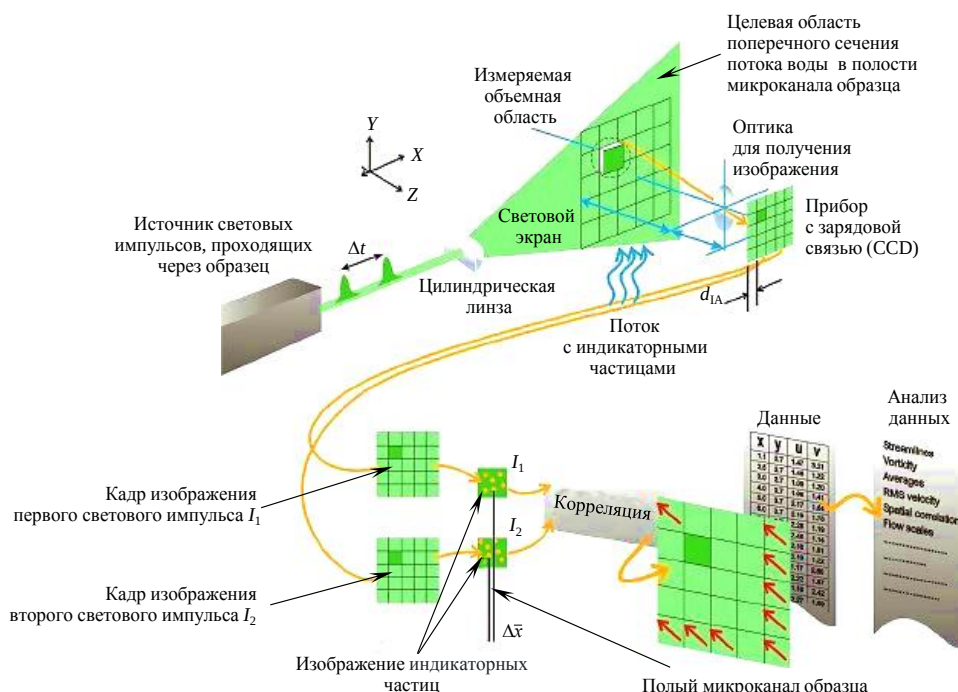


Рис. 15. Схема измерения с помощью устройства Micro PIV векторного поля мгновенных скоростей или усредненных по времени полей скоростей в поперечном сечении потока воды вдоль полого микроканала образца [29]: Δt – время задержки; d_{IA} – диаметр зоны опроса; $\Delta \bar{x}$ – параметр смещения

Корреляция создает пик сигнала, определяющий общее смещение частиц в потоке воды $\Delta \bar{x}$. Точное измерение смещения $\Delta \bar{x}$, а следовательно, и скорости $\bar{v}$ достигается с помощью субпиксельной интерполяции. Карту векторов мгновенных скоростей потока воды в полых микроканалах образца для всей целевой области получают путем повторения кросс-корреляции для каждой области сканирования по двум кадрам изображения световых импульсов, снятым камерой (рис. 16) [29].

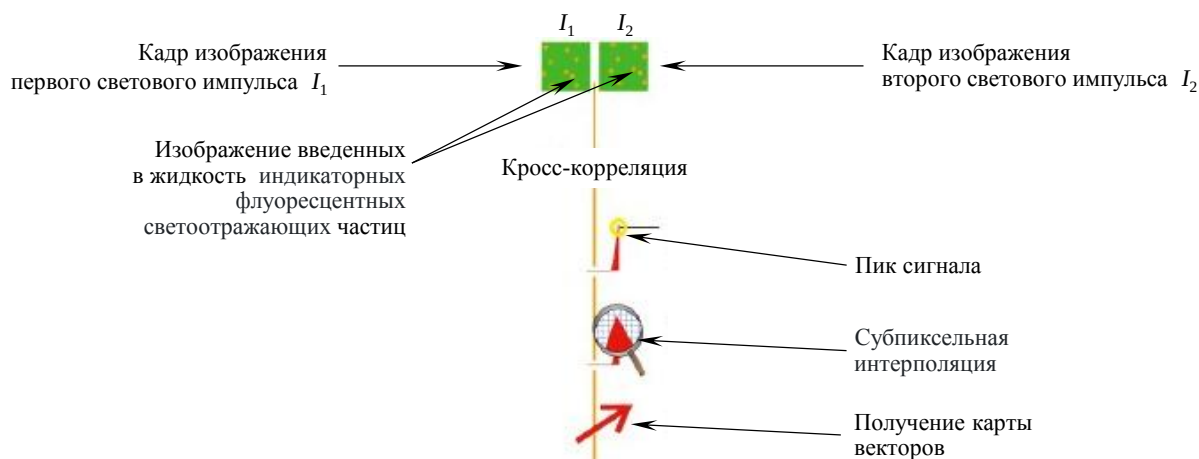


Рис. 16. Кросс-корреляция для каждой области сканирования по двум кадрам изображения световых импульсов для получения карты векторов мгновенных скоростей потока воды в полых микроканалах образца [29]

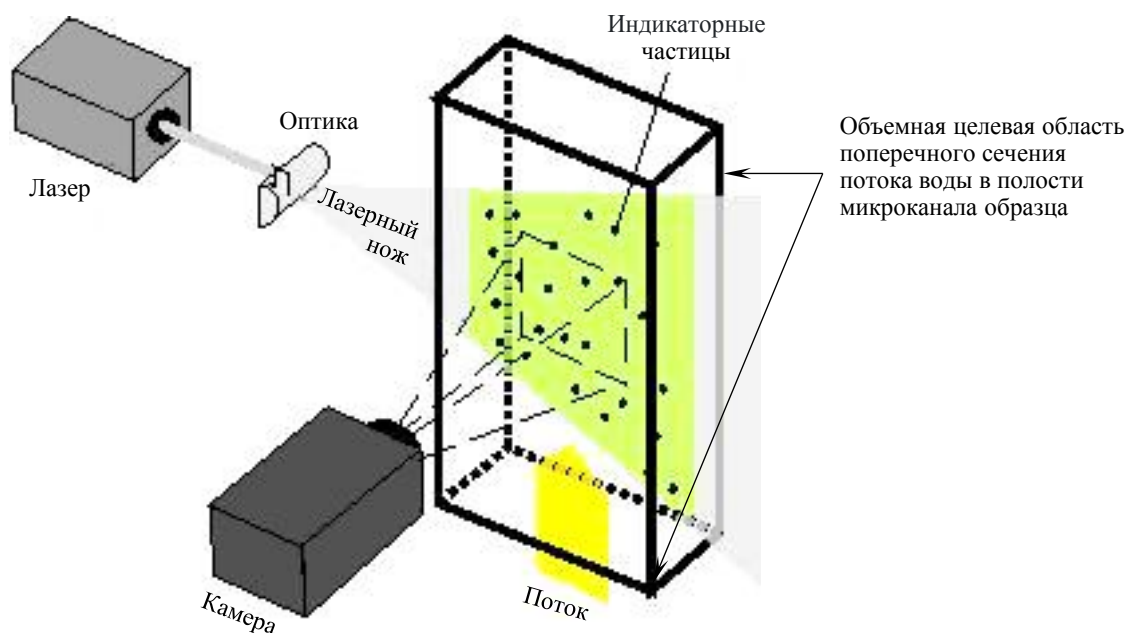


Рис. 17. Общая схема измерения мгновенного поля скорости потока воды в полном микроканале образца [30]

Общая схема измерения мгновенного поля скорости потока воды между заданными поперечными сечениями полого микроканала образца, ограничивающими объемную целевую область, представлена на рис. 17 [30]. В данной схеме определение скорости

потока в микроканале основано на измерении перемещения отражающих индикаторных частиц примеси, находящихся в плоскости сечения, за фиксированный интервал времени.

Заключения

Результаты микроструктурных исследований образцов стеклопластика на основе расплавленного эпоксидного связующего и ткани из стеклянных крученых комплексных нитей на основе полых волокон показали, что диаметр внутренней полости стеклянных волокон варьирует от 2,1 до 5,5 мкм.

Анализ зависимостей изменения значений плотности стеклопластика, измеренной методом гидростатического взвешивания, от продолжительности выдержки в воде показал, что полученные кривые близки к логарифмическому тренду при попытке функции плотности достичь плато.

Результаты анализа природоподобных технологий – аналогичных систем и моделей для водопроводящих микроканалов диаметром <10 мкм в области других наук (подземная гидромеханика, биологические, сельскохозяйственные) – позволили исследовать процесс водопоглощения стеклопластика с полыми стекловолокнами. Результаты исследования процесса водопоглощения стеклопластика позволяют предположить, что внутренняя поверхность полого стекловолокна имеет изменяемую конфигурацию в виде усеченных конусов вдоль длины микроканала и обеспечивает двухстороннее водопоглощение за счет создания гидродинамического перепада давления и дальнейшего эжектирования потока воды внутрь полости микроканала.

Данное исследование процесса водопоглощения на базе анализа природоподобных технологий представляет большой практический интерес при определении методом гидростатического взвешивания плотности стеклопластиков на основе полых стекловолокон конструкционного и радиотехнического назначения с целью оценки весовой эффективности и удельных прочностных характеристик.

В дальнейшем необходимо исследовать:

- структуру полых стекловолокон вдоль длины их микроканалов методом компьютерной томографии с определенным разрешением с целью определения диаметров поперечного сечения и геометрии внутренней поверхности;
- поток воды в полых стекловолокнах методами вычислительной гидродинамики с помощью программного обеспечения ANSYS Fluent с целью прогнозирования его мгновенных скоростей в поперечном сечении;
- поток воды в полых стекловолокнах с помощью устройства Micro PIV в режиме реального времени с целью определения его мгновенных скоростей в поперечном сечении.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П., Пономаренко С.А., Ахмадиева К.Р., Павлюк Б.Ф. Влияние тканых волокнистых наполнителей различных типов на свойства отвержденного связующего ВС-2526К // Труды ВИАМ. 2018. № 3 (63). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.04.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-28-36.
2. Францев М.Э., Кирейнов А.В. Результаты сравнительных испытаний композиционных материалов судостроительного назначения на основе стеклянных и базальтовых волокон на полиэфирном связующем на водопоглощение // Транспортные системы. 2019. № 1 (11). С. 41–48. DOI: 10.46960/62045_2019_1_41.

3. Душин М.И., Хрульков А.В., Мухаметов Р.Р., Чурсова Л.В. Особенности изготовления изделий из ПКМ методом пропитки под давлением // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 1. С. 18–26.
4. Маскет М. Течение однородных жидкостей в пористой среде. М.; Л.: Гостоптехиздат, 1949. 58 с.
5. Лейбензон Л.С. Движение природных жидкостей и газов в пористой среде. М.; Л.: Гостехиздат, 1947. 40 с.
6. Proctor P. Stitched composite wings eyed for future transports // *Aviation Week & Space Technology*. 1998. No. 8. P. 49–50.
7. Виноградов В.М., Гончаренко В.А., Комаров Г.В. Моделирование в технологии полимерных деталей и изделий // *Пластические массы*. 2005. № 1. С. 36–39.
8. Пономарева И.Н., Мордвинов В.А. Подземная гидромеханика: учеб. пособие. Пермь: Пермск. гос. техн. ун-т, 2009. 137 с.
9. Басниев К.С., Дмитриев Н.М., Розенберг Г.Д. Нефтегазовая гидромеханика: учеб. пособие для вузов. М.; Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2003. 479 с.
10. Басниев К.С., Дмитриев Н.М., Каневская Р.Д., Максимов В.М. Подземная гидромеханика. 2-е изд., испр. М.; Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2006. 488 с.
11. Каневская Р.Д. Математическое моделирование гидродинамических процессов разработки месторождений углеводородов: учеб. пособие для вузов. М.; Ижевск: Ин-т компьютерных исследований, 2003. 128 с.
12. Щелкачев В.Н., Лапук Б.Б. Подземная гидравлика: учеб. пособие для вузов. М.; Ижевск: Регулярная и хаотическая динамика, 2001. 736 с.
13. Евдокимова В.А., Кочина И.Н. Сборник задач по подземной гидравлике: учеб. пособие для вузов. 2-е изд., стер. перепеч. с изд. 1979. М.: Альянс, 2007. 169 с.
14. Комарова Е.А. Особенности анатомического строения стебля и колосового стержня сортов тритикале в связи с продуктивностью колоса и устойчивостью к полеганию: автореф. дис. ... канд. биол. наук. М.: РГАУ-МСХА им. К.А. Тимирязева, 2007. 22 с.
15. Минеев А.П. О высоких деревьях. М.: Квант, 1992. С. 10–15.
16. Мухаметов Р.Р., Ахмадиева К.Р., Чурсова Л.В., Коган Д.И. Новые полимерные связующие для перспективных методов изготовления конструкционных волокнистых ПКМ // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. № 2. С. 38–42.
17. Deleglise M. Modeling of high speed RTM injection with highly reactive resin with on-line mixing // *Applied Science and Manufacturing*. 2011. Vol. 42 (10). P. 1390–1397.
18. Graf M., Fries E., Renkl J. et al. High-Pressure Resin Transfer Molding – Process Advancements // 10-th Annual automotive composites conferences and exhibition ACCE. Los Angeles, 2010. P. 15–16.
19. Mouton S., Teissandier D., Sebastian P., Nadeau J.P. Manufacturing requirements in design: The RTM process in aeronautics // *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2010. Vol. 41. No. 1. P. 125–130.
20. Каблов Е.Н. Роль химии в создании материалов нового поколения для сложных технических систем // Тез. докл. XX Менделеевского съезда по общей и прикладной химии. Екатеринбург: УрО РАН, 2016. С. 25–26.
21. Гусева М.А., Синяков С.Д., Долгова Е.В., Пономаренко С.А. Исследование влияния свойств фенолформальдегидной смолы и режима отверждения на характеристики связующего ФН // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 06. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-63-73.
22. Малышева Г.В., Мараховский П.С., Баринов Д.Я., Николаев Е.В. Оптимизация режимов отверждения стеклопластиков на основе эпоксидного связующего // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 2 (71). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-94-103.

23. Белинис П.Г., Лукьяненко Ю.В., Рогожников В.Н., Цыкун Р.Г., Донецкий К.И. Конструкционная многослойная тканая преформа для изготовления фрагмента интегральной панели летательного аппарата // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 3 (72). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-114-124.
24. Пузырецкий Е.А., Донецкий К.И., Шабалин Л.П., Караваев Р.Ю., Савинов Д.В. Теоретико-экспериментальное исследование вакуумного формования семипрегов на основе углеродных наполнителей (ленты и ткани) и расплавленного эпоксидного связующего // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 2 (75). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.04.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
25. Григорьев В.А., Калабухов Д.С., Захарченко В.С. и др. Основы теории, расчета и проектирования воздушно-реактивных двигателей: учеб. для вузов. Самара: Изд-во Самарск. ун-та, 2021. 67 с.
26. Эхо черных дыр // Modcos. URL: <https://www.modcos.com/articles.php?id=138> (дата обращения: 17.04.2025).
27. Гидрогазодинамика. Расчет сопла Лаваля // Reshebnik. URL: <https://reshebnik.su/node/11234> (дата обращения: 17.04.2025).
28. Microstrobe II – Dantec Dynamics. Precision Measurement Systems & Sensors // Dantecdynamics. URL: <https://www.dantecdynamics.com/components/microstrobe-ii/?sourceid=13683> (дата обращения: 17.04.2025).
29. Measurement Principles of PIV // Dantecdynamics. URL: <https://www.dantecdynamics.com/solutions/fluid-mechanics/particle-image-velocimetry-piv/measurement-principles-of-piv/> (дата обращения: 17.04.2025).
30. Принцип PIV-метода // Laser-portal. URL: https://www.laser-portal.ru/content_185 (дата обращения: 17.04.2025).

References

1. Muhametov R.R., Petrova A.P., Ponomarenko S.A., Ahmadiyeva K.R., Pavlyuk B.F. Influence of woven fibrous fillers of various types on properties of cured binder VS-2526K. *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (63), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 14, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-28-36.
2. Frantsev M.E., Kireynov A.V. Results of comparative tests of composite materials for shipbuilding purposes based on glass and basalt fibers on a polyester binder for water absorption. *Transportnye sistemy*, 2019, no. 1 (11), pp. 41–48. DOI: 10.46960/62045_2019_1_41.
3. Dushin M.I., Hrulkov A.V., Muhametov R.R., Chursova L.V. Features of manufacturing of products from PCM impregnation method under pressure. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 1, pp. 18–26.
4. Masket M. *Flow of homogeneous liquids in a porous medium*. Moscow; Leningrad: Gostoptekhizdat, 1949, 58 p.
5. Leibenzon L.S. *Movement of natural liquids and gases in a porous medium*. Moscow; Leningrad: Gostoptekhizdat, 1947, 40 p.
6. Proctor P. Stitched composite wings eyed for future transports. *Aviation Week & Space Technology*, 1998, no. 8, pp. 49–50.
7. Vinogradov V.M., Goncharenko V.A., Komarov G.V. Modeling in the technology of polymer parts and products. *Plasticheskie massy*, 2005, no. 1, pp. 36–39.
8. Ponomareva I.N., Mordvinov V.A. *Underground hydromechanics*: textbook. Perm: Perm State Technical Univ., 2009, 137 p.
9. Basniev K.S., Dmitriev N.M., Rozenberg G.D. *Oil and gas hydromechanics: textbook for universities*. Moscow; Izhevsk: Institute of Computer Research, 2003, 479 p.
10. Basniev K.S., Dmitriev N.M., Kanevskaya R.D., Maksimov V.M. *Underground hydromechanics*. 2nd ed., cor. Moscow; Izhevsk: Institute of Computer Research, 2006, 488 p.

11. Kanevskaya R.D. *Mathematical Modeling of Hydrodynamic Processes of Hydrocarbon Deposit Development*: textbook for univ. Moscow; Izhevsk: Institute of Computer Research, 2003, 128 p.
12. Shchelkachev V.N., Lapuk B.B. *Underground Hydraulics*: textbook for univ. Moscow; Izhevsk: Regular and Chaotic Dynamics, 2001, 736 p.
13. Evdokimova V.A., Kochina I.N. *Collection of Problems in Underground Hydraulics*: textbook for univ. 2nd ed., reprinted from the original ed. 1979. Moscow: Alliance, 2007, 169 p.
14. Komarova E.A. *Features of the anatomical structure of the stem and spike rachis of triticale varieties in connection with spike productivity and lodging resistance*: thesis abstract, Cand. Sc. (Bio.). Moscow: Rus. State Agrarian University – Moscow Agricultural Academy named after K.A. Timiryazev, 2007, 22 p.
15. Mineev A.P. *On tall trees*. Moscow: Quantum, 1992, pp. 10–15.
16. Muhametov R.R., Ahmadieva K.R., Chursova L.V., Kogan D.I. New polymeric binding for perspective methods of manufacturing of constructional fibrous PCM. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2011, no. 2, pp. 38–42.
17. Deleglise M. Modeling of high speed RTM injection with highly reactive resin with on-line mixing. *Applied Science and Manufacturing*, 2011, vol. 42 (10), pp. 1390–1397.
18. Graf M., Fries E., Renkl J. et al. High-Pressure Resin Transfer Molding – Process Advancements. *10-th Annual automotive composites conferences and exhibition ACCE*. Los Angeles, 2010, pp. 15–16.
19. Mouton S., Teissandier D., Sebastian P., Nadeau J.P. Manufacturing requirements in design: The RTM process in aeronautics. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2010, vol. 41, no. 1, pp. 125–130.
20. Kablov E.N. The role of chemistry in the creation of new generation materials for complex technical systems. *Reports XX Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*. Ekaterinburg: Ural Branch of the RAS, 2016, pp. 25–26.
21. Guseva M.A., Sinyakov S.D., Dolgova E.V., Ponomarenko S.A. Study of the effect of the properties of phenol-formaldehyde resin and the curing mode on the characteristics of the FN binder. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 06. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-63-73.
22. Malysheva G.V., Marakhovskiy P.S., Barinov D.Ya., Nikolaev E.V. Optimization of the curing modes of fiber-glass based on epoxy binder. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-94-103.
23. Belinis P.G., Lukyanenko Yu.V., Rogozhnikov V.N., Tsykun R.G., Donetskii K.I. Design research on a structural multilayer woven preform of an integral panel fragment for aircraft. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-114-124.
24. Puzyretskiy E.A., Donetskii K.I., Shabalin L.P., Karavaev R.Yu., Savinov D.V. Theoretical and experimental study of the vacuum forming of semipregs based on carbon fillers (tapes and fabric) and melting epoxy binding. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 2 (75), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 23, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-2-109-121.
25. Grigoriev V.A., Kalabukhov D.S., Zakharchenko V.S. et al. *Fundamentals of the theory, calculation and design of air-breathing engines: textbook for universities*. Samara: Publ. house of Samara Univ., 2021, 67 p.
26. Echo of black holes. *Modcos*. Available at: <https://www.modcos.com/articles.php?id=138> (accessed: April 17, 2025).
27. Hydrogasdynamics. Calculation of the Laval nozzle. *Reshebnik*. Available at: <https://reshebnik.su/node/11234> (accessed: April 17, 2025).

28. Microstrobe II – Dantec Dynamics. Precision Measurement Systems & Sensors. *Dantecdynamics*. Available at: <https://www.dantecdynamics.com/components/microstrobe-ii/?sourceid=13683> (accessed: April 17, 2025).
29. Measurement Principles of PIV. *Dantecdynamics*. Available at: <https://www.dantecdynamics.com/solutions/fluid-mechanics/particle-image-velocimetry-piv/measurement-principles-of-piv/> (accessed: April 17, 2025).
30. The principle of the PIV method. *Laser-portal*. Available at: https://www.laser-portal.ru/content_185 (accessed: April 17, 2025).

Информация об авторах

Копылов Алексей Васильевич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Прокопенков Василий Григорьевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Славин Андрей Вячеславович, начальник Научно-исследовательского отделения, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Курносов Артем Олегович, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksey V. Kopylov, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vasily G. Prokopenkov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey V. Slavin, Head of Scientific-Research Bureau, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Artem O. Kurnosov, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 22.05.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 03.06.2025.
The article was submitted 22.05.2025; approved and accepted for publication after reviewing 03.06.2025.

Научная статья

УДК 678.026

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-81-91

СПОСОБЫ УДАЛЕНИЯ ВЛАГОЗАЩИТНЫХ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

М.С. Кожухаров¹, К.Р. Ахмадиева¹, В.В. Боков¹, Д.А. Измалков¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведен анализ данных научно-технической литературы, касающейся основных способов удаления влагозащитных электроизоляционных покрытий с печатных плат и узлов при их ремонте и доработке. Показаны особенности, преимущества и недостатки удаления электроизоляционных покрытий с помощью растворения, отслаивания, механического, термического и микроструйного методов. Рассмотрены указанные способы удаления для полиуретановых, эпоксидных, акриловых, кремнийорганических и париленовых электроизоляционных покрытий, определены наиболее оптимальные методы в зависимости от природы материала.

Ключевые слова: печатные платы, влагозащитные покрытия, электроизоляционные покрытия, ремонтпригодность, удаление покрытия

Для цитирования: Кожухаров М.С., Ахмадиева К.Р., Боков В.В., Измалков Д.А. Способы удаления влагозащитных электроизоляционных покрытий // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-81-91.

Scientific article

METHODS OF REMOVAL OF MOISTURE-PROOF ELECTRICAL INSULATING COATINGS

M.S. Kozhukharov¹, K.R. Akhmadieva¹, V.V. Bokov¹, D.A. Izmalkov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article analyzes the scientific and technical literature data concerning the main methods of removing moisture-proof electrical insulation coatings from printed circuit boards and assemblies during their repair and modification. Characteristics, advantages and disadvantages of the removal of electrical insulation coatings by dissolution, peeling, mechanical, thermal and micro-jet methods are presented. The above methods mentioned for polyurethane, epoxy, acrylic, organosilicon and parylene electrical insulation coatings are considered and the most optimal methods depending on the nature of the material are determined.

Keywords: printed circuit boards, moisture-protective coatings, electrical insulating coatings, reparability, coating removal

For citation: Kozhukharov M.S., Akhmadieva K.R., Bokov V.V., Izmalkov D.A. Methods of removal of moisture-proof electrical insulating coatings. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-81-91.

Введение

В последние годы наблюдается значительный рост электронной промышленности в мире. Печатные платы, являющиеся основным элементом электронных устройств, находят применение в автомобильной электронике, теле- и радиокommunikациях, медицине, бытовых приборах, оборонной и аэрокосмической промышленности. Современное электронное оборудование становится все компактнее, умнее и эффективнее, а условия его эксплуатации более экстремальными (повышенная и криогенная температуры, ионизирующее излучение, вибрация и удары).

Для сохранения надежности микроэлектроники в течение длительного срока службы в мире разработаны современные защитные лаковые композиции. Материалы для формирования покрытий на поверхности печатных плат представляют собой жидкие составы, включающие либо раствор полимера, либо раствор олигомера с инициатором полимеризации, либо раствор олигомера или полимера с отвердителем. Составы наносятся на поверхность платы различными методами. К основным характеристикам покрытий для печатных плат относят функциональные свойства: влаго-, термо- и теплостойкость, физико-механические и электрические свойства.

Помимо этого, электроизоляционное покрытие должно обладать определенными свойствами с позиций как разработки качественного лакокрасочного материала и его успешной эксплуатации, так и экономической составляющей дальнейшего производства. Одним из таких свойств является ремонтпригодность влагозащитного покрытия, которая заключается в возможности его частичного или полного снятия с подложки без ее повреждения. Наиболее распространенным методом снятия слоя лакокрасочного покрытия (ЛКП), подлежащего замене, является размягчение или полное растворение растворителями или их смесями. Этот способ позволяет в дальнейшем восстановить покрытие практически без изменения его свойств [1]. Материалы, способные после нанесения растворяться и покидать поверхность подложки, называют смываемыми или частично смываемыми. Для смываемых материалов используют термопласты или слабо сшитые реактопласты. Сильно сшитые сетчатые полимеры в подавляющем большинстве случаев являются неплавкими и нерастворимыми системами, которые можно удалить с поверхности подложки только механическим способом. Тогда возникает опасность повреждения печатной платы и увеличения трудозатрат на ее ремонт и обслуживание.

В данной статье рассмотрены основные методы удаления электроизоляционных покрытий, выделены наиболее подходящие из них в зависимости от химической природы ЛКП.

Работа проведена в рамках реализации стратегического направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные и теплозащитные покрытия», комплексной научной проблемы 17.7. «Лакокрасочные материалы и покрытия на полимерной основе» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [2].

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Способы удаления влагозащитных электроизоляционных покрытий

При ремонте и доработке печатных узлов может возникнуть необходимость локально или полностью удалить влагозащитное лаковое покрытие. Особое внимание этому процессу уделяют при ремонте дорогостоящих печатных узлов, в том числе применяемых в изделиях специального назначения. Удаление лаков с поверхности печатных узлов регламентируется ГОСТ Р 55491–2013 «Платы печатные. Правила восстановления и ремонта».

Покрyтия удаляются одним из приведенных методов или их совокупностью [1, 3]:

- растворный;
- механическая очистка, в том числе отслаивание;
- термический;
- микроструйный.

Данные способы удаления подходят для всех видов печатных плат: жестких, гибких, гибко-жестких, с объемным электрическим монтажом, гибких печатных кабелей и др. [4].

Удаление покрытий растворным способом основано на воздействии агрессивных физических или химических сред на полимерный материал. Отнесение той или иной среды к физически или химически агрессивным средам определяется реакционной и растворяющей способностью ее компонентов, а также природой пленкообразователя: химическим составом и структурой, наличием функциональных групп, характеристиками основных связей в макромолекуле, сродством к компонентам смывающего агента [1, 5].

Как правило, удаление методом растворения осуществляется с помощью смывок на основе органических растворителей и смывок на основе кислот, щелочей и солей. Последние являются агрессивными соединениями, что ограничивает их использование при ремонте печатных узлов [6]. Содержащиеся в них соли, кислоты и щелочи отрицательно воздействуют на электрические характеристики печатных плат, поэтому после удаления покрытия стадия промывки деионизированной водой является обязательной.

Смывки на основе органических растворителей воздействуют физически, зачастую вызывая обратимые изменения в морфологии ЛКП – набухание и растворение [7], что способствует его беспрепятственному удалению. Для очистки поверхности печатных плат от лаковых покрытий используются различные растворители, которые также подходят для формирования лакокрасочной среды: ацетон, толуол, ксилол, бутиловый спирт, этилцеллозольв и др. [8]. В данных и подобных веществах большинство несшитых полимеров набухает и размягчается, а в предельном случае – растворяется. В состав некоторых органических смывок для удаления ЛКП входят хлорпроизводные углеводородов (метиленхлорид, трихлорэтилен в составе смывок СП-6, СП-7, СЭУ-1, СЭУ-2 и др. [1]). Однако в последнее время в мире наблюдается тенденция к снижению частоты использования таких растворителей в силу высокой токсичности и летучести [9–11], несмотря на их способность смывать даже сшитые пленкообразователи. Помимо этого, хлорпроизводные углеводородов могут повредить печатную плату, состоящую из полимерного композиционного материала. Зарубежные фирмы, производящие влагозащитные лаки, часто разрабатывают собственные смывки для того или иного типа лака (смывки линейки Stripper от фирмы HumiSeal, очиститель FLUX-OFF от фирмы Cramolin и др.).

Использование органических веществ, обладающих растворяющей способностью по отношению к полимерным пленкообразователям, является мягким и щадящим методом удаления покрытия с окрашенной поверхности. Однако важно помнить, что некоторые растворители способны вызвать увеличение объема или вздутие композиционного полимерного материала, из которого состоит печатная плата [3, 4].

Для снятия отвержденного лака с поверхности печатного узла растворитель наносят с помощью тампона и по истечении времени, необходимого для размягчения или растворения ЛКП, аккуратно удаляют с помощью щеток, кисточек или ветоши. При удалении методом растворения допускается небольшой нагрев для интенсификации процесса набухания и растворения пленкообразователя. Допускается полное погружение печатной платы в емкость с растворителем [3].

Для удаления покрытия механическим методом (шлифование, зачистка и др.) обычно применяют нож, скальпель или бормашину. В процессе могут использоваться подходящие абразивные материалы, а также фрезы сферической формы [3]. Как и при других способах удаления, важно уделить внимание риску повреждения поверхности печатного узла, при этом твердость электроизоляционного покрытия имеет особое значение при выборе данного метода.

Метод отслаивания относится к механическим вариациям удаления лаковых покрытий с поверхности печатных узлов. Этот метод можно использовать только в некоторых случаях для удаления отвержденных при комнатной температуре кремнийорганических лаков или других толстых резиноподобных материалов [3]. Согласно ГОСТ Р 55491–2013, покрытие подрезают, отслаивают и удаляют с помощью ножа, тщательно контролируя процесс, чтобы избежать повреждений поверхности печатной платы, поскольку большинство влагозащитных электроизоляционных покрытий представляют собой твердые материалы [12].

Термический метод удаления применяют для замены паяльной маски и очистки плат от толстых слоев покрытий. Ключевым условием для применения этого способа является относительно низкая температура размягчения покрытия. Сшитые и неплавкие пленкообразователи таким методом удалить невозможно. В процессе используются специальные нагревательные элементы различной формы с регулируемой температурой либо контролируемый поток горячего воздуха или инертного газа. При этом материал покрытия либо сдувается струей, либо удаляется с помощью неповреждающих инструментов [3]. Однако термический метод удаления считается наименее предпочтительным, так как для успешного удаления большинства покрытий требуется длительное воздействие высокой температуры [12]. Кроме того, термическое прожигание может повредить многие компоненты печатной платы, а термическое разложение материалов сопровождается выделением токсичных летучих веществ.

Удаление покрытия микроструйным методом представляет собой одну из разновидностей пневмоабразивных способов. Этот метод предполагает использование микроструйной абразивной системы с мелкими частицами и соплом малого диаметра. Влагозащитное электроизоляционное покрытие разрушается за счет абразивного износа, возникающего в результате столкновения твердых частиц с поверхностью при высокоскоростной подаче смеси абразива и воздуха [1, 13]. Применение микроструйного метода может сопровождаться образованием электростатических зарядов, поэтому печатный узел должен быть заземлен, что усложняет процесс удаления покрытия [3]. Однако эта проблема может быть решена за счет использования абразивов из диэлектрических материалов [14].

Традиционно для удаления ЛКП в качестве абразивных материалов применяют кварцевый песок, чугунную, стальную и алюминиевую дробь и крошку. Однако из-за особенностей материалов, используемых в производстве печатных плат, рекомендуется снизить твердость частиц и применять аэродисперсии из более мягких абразивов, таких как пластиковый бисер, сода, косточковая крошка и др. В качестве абразива также можно использовать скорлупу грецкого ореха, что делает данный метод экологически безопасным [14].

Для реализации микроструйного абразивного метода необходимы специальные установки. Некоторое время в нашей стране активно использовали установку Swam Blaster Turbo Max (производства компании Crystal Mark, США), затем группа компаний «Остек» разработала первую отечественную установку для микроабразивного удаления «Борей». С помощью установки «Борей» можно качественно очистить поверхности печатных узлов от различных видов традиционных отечественных материалов (УР-231,

Э-30, ЭД-20, ЭП-9114), париленовых покрытий (Parylene C, N, D), а также от современных лаков (HumiSeal 1A68, 1A33, 1R32A-2, 1B73; Dow Corning 3140, 2577), включая лаки ультрафиолетового отверждения (HumiSeal UV40, UV-50LV, UV500) [15, 16]. Помимо указанных установок, в мире также широко применяются установки Swam Blaster (производства компании Crystal Mark, США) моделей EV-2, MV-2, LV-1 [17, 18] и др., а также установки ProCenter Plus с системой пневматической подачи микроабразивного материала AccuFlo (производства компании Comco Inc., США) [19].

Далее рассмотрена применимость перечисленных методов к электроизоляционным покрытиям различной химической природы.

Способы удаления полиуретановых электроизоляционных покрытий

Активно используемые полиуретановые электроизоляционные покрытия обладают необходимыми диэлектрическими свойствами, влагостойкостью, стойкостью к истиранию, твердостью и являются экономичными материалами [8, 20].

Растворение широко применяется для удаления полиуретановых влагозащитных лаков с поверхности печатных плат в силу доступности растворителей, характеризующихся различной скоростью растворения и селективностью по отношению к полимерным материалам. Например, покрытие на основе полиуретанового лака HumiSeal 1A33 [21] удаляется смывкой HumiSeal Stripper 1063, в состав которой входит метанол и гидроксид калия [22]. По данным работы [12], полиуретановые влагозащитные покрытия удаляются также с помощью этиленгликолевого эфира в композиции с щелочным активатором и изопропиловым спиртом. Несмотря на растворимость полиуретановых пленкообразующих, используемых в производстве лаков для печатных плат, часто после обработки растворителями требуется механическая обработка поверхности от остатков покрытия [23], после которой обязательно проводится промывание платы деионизированной водой.

Для удаления полиуретановых покрытий не рекомендуется использовать термические методы: при высокой температуре полиуретаны разлагаются, выделяя токсичные вещества. Рациональность использования механических методов удаления зависит от твердости полиуретанового пленкообразователя, которая, в свою очередь, определяется природой пленкообразователя, однако имеется высокая вероятность выхода из строя печатной платы.

Рекомендуется удаление полиуретановых покрытий микроструйным абразивным методом. При правильно подобранном абразиве процесс удаления таких покрытий занимает несколько минут [12, 15], в то время как при удалении с помощью растворителей требуется длительная выдержка [24].

Способы удаления эпоксидных электроизоляционных покрытий

Эпоксидные лаки для печатных плат представляют собой преимущественно двухкомпонентные системы [8, 25, 26]. Эпоксидные покрытия обладают высокой стойкостью к влаге и растворителям, твердостью и часто – хорошими оптическими характеристиками, но имеют небольшую жизнеспособность, трудно ремонтируются: с больших участков их практически нельзя удалить малоагрессивными смывками без повреждения материалов печатной платы [24, 27].

Удаление эпоксидных композиций с печатных плат шлифованием и отслаиванием неактуально из-за их высокой твердости и пониженной эластичности [8, 12]. Однако эти методы находят применение на отечественных предприятиях, связанных с производством радиоэлектронной аппаратуры. Кроме того, в силу высокой химической стойкости эпоксидные влагостойкие покрытия полностью не удаляются с поверхности печатных узлов растворителями.

Термические методы удаления не сопровождаются выделением токсичных продуктов разложения эпоксидных пленкообразующих, поэтому применяются для снятия эпоксидных влагозащитных покрытий, если позволяет природа полимера [12]. При использовании этого метода важно помнить о легкости повреждения печатной платы.

Рабочие станции для микроструйного абразивного удаления подходят для более качественного очищения поверхности печатных узлов от эпоксидных влагозащитных покрытий [15, 16, 23].

Способы удаления акриловых электроизоляционных покрытий

В общем случае для покрытий на основе термопластичных полиакрилатов характерна высокая атмосферо- и светостойкость [20]. Они бесцветны, хорошо шлифуются и полируются, подвержены размягчению при повышенной температуре [8, 28]. Терморезактивные полиакрилаты образуют пленки с высокой механической прочностью, адгезией к металлам, водо-, бензо- и химической стойкостью [8]. В связи с особенностями химической структуры, физико-механических свойств и морфологии для удаления акриловых ЛКП можно применять все известные способы [12].

Акриловые покрытия легко удаляются с поверхности печатных плат под действием органических растворителей за счет хорошей растворимости в них [8, 20]. Например, при применении смесей различных составов из кетонов, ксилола, спиртов, ацетатов удаление покрытий занимает от 2 до 7 мин [24]. Благодаря данному свойству акриловых пленкообразователей легко выбрать подходящий растворитель как экспериментальным, так и расчетным способом [29] и удалить покрытие.

За счет сравнительно низких температур размягчения акриловых полимеров такие покрытия можно удалять термическими и механическими способами. Акриловые ЛКП легко соскабливаются, если нанесены тонким слоем [12, 24]. Метод микроструйной очистки поверхности также позволяет легко удалить акриловые покрытия [12].

Способы удаления кремнийорганических электроизоляционных покрытий

Кремнийорганические покрытия гибкие, негорючие, обладают отличной влаго- и химической стойкостью, но трудно ремонтируются, требуют модификации для стабилизации свойств (таких как слабая адгезия, недостаточная стойкость к минеральным маслам) [8, 20, 30].

Поскольку электроизоляционные покрытия на основе кремнийорганических полимеров обладают хорошей гибкостью, рекомендуется их удалять отслаиванием [3].

В связи с высокой химической стойкостью удаление таких покрытий методом растворения возможно только в случае использования либо очень активных растворителей (метиленхлорид и др. [12]), либо специфических менее активных растворителей на основе углеводов и кислотных активаторов при длительной выдержке. Как и в случае с полиуретановыми покрытиями, кремнийорганические покрытия выдерживают в растворителе, пока они не станут легко отделяться от материала печатной платы, и удаляют механически.

Микроабразивный метод также применяется для удаления кремнийорганических влагозащитных лаков. Свежие покрытия небольшой толщины удаляются хорошо, старые или толстослойные – сложнее и дольше [12].

Способы удаления париленовых электроизоляционных покрытий

Париленовые (полипараксилиленовые) покрытия обладают высоким уровнем электроизоляционных свойств, влаго- и химической стойкости, а также стойкости к истиранию [12]. Такие покрытия сложно и трудоемко формируются, что является

лимитирующим фактором их распространения: соответствующий димер (дипараксилилен) испаряется и подвергается разложению на мономеры и радикалы, которые впоследствии осаждаются на поверхности и взаимодействуют друг с другом в процессе полимеризации.

Для удаления париленовых покрытий применимы механические методы и микроабразивная очистка, ограниченно – термические методы и растворение [12]. В качестве растворителя используется тетрагидрофуран, в котором плата с покрытием выдерживается 2–4 ч. В других более доступных растворителях париленовые пленкообразующие не растворяются, поэтому использование данного способа в качестве основного нецелесообразно.

Заключения

Оптимальный способ удаления влагозащитного электроизоляционного покрытия определяется его химической природой, толщиной нанесенного слоя и площадью необходимой обработки. При удалении влагозащитного покрытия с поверхности печатной платы также необходимо учитывать тип материалов, из которых она сделана.

В таблице приведены наиболее предпочтительные методы удаления влагозащитных покрытий в зависимости от вида пленкообразующего.

Предпочтительные методы удаления различных типов покрытий

Тип влагостойкого электроизоляционного покрытия	Предпочтительные методы удаления
Полиуретановые	• Микроструйный пневмоабразивный (в зависимости от толщины покрытия) • Растворение • Растворение в комбинации с механическим
Эпоксидные	• Микроструйный пневмоабразивный • Растворение (только частичное удаление) • Термический
Акриловые	• Микроструйный пневмоабразивный • Растворение • Термический • Механический
Кремнийорганические	• Микроструйный пневмоабразивный • Растворение в комбинации с механическим • Растворение • Механический (в зависимости от толщины и площади покрытия)
Париленовые	• Микроструйный пневмоабразивный • Механический • Термический

Удаление влагозащитных электроизоляционных покрытий методом растворения остается наиболее доступным и широко применяемым способом, однако в последние годы его использование сокращается из-за токсичности растворителей. В настоящее время одним из наиболее эффективных, экологически безопасных и универсальных способов удаления практически всех типов таких покрытий является микроструйный пневмоабразивный метод. Однако его применение требует наличия специализированного оборудования.

Подводя итог, можно отметить, что непрерывное развитие электронной промышленности диктует необходимость создания новых материалов для печатных плат, совершенствования технологий их производства и ремонта. При этом особое внимание следует уделять внедрению «зеленых» технологий, а также вопросам утилизации и экологической безопасности [31–34].

Список источников

1. Ицко Э.Ф. Удаление лакокрасочных покрытий. Л.: Химия, 1991. 96 с.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. ГОСТ Р 55491–2013. Платы печатные. Правила восстановления и ремонта. М.: Стандартинформ, 2014. 43 с.
4. Брусницына Л.А., Степановских Е.И. Технология изготовления печатных плат. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. 200 с.
5. Hansen C. Hansen solubility parameters: a user's handbook. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press, 2007. 520 p.
6. Фомина М.А., Захаров К.Е., Волков И.А., Иванов А.Л. Изучение коррозионной агрессивности смывок отечественного и зарубежного производства, применяемых для удаления ЛКП // *Труды ВИАМ*. 2021. № 12 (106). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-73-85.
7. Киреев В.В. Высокомолекулярные соединения: в 2 ч. М.: Юрайт, 2020. Ч. 1. 365 с.
8. Сорокин М.Ф., Кочнова З.А., Шодэ Л.Г. Химия и технология пленкообразующих веществ: учеб. для вузов. М.: Химия, 1989. 480 с.
9. US EPA. Scope of the Risk Evaluation for Methylene Chloride. United States Environmental Protection Agency, 2017. 72 p.
10. Roelofs C.R., Ellenbecker M.J. Source reduction for prevention of methylene chloride hazards: Cases from four industrial sectors // *Environmental Health*. 2003. Vol. 2. P. 1–15. DOI: 10.1186/1476-069X-2-9.
11. Семенова Л.В., Новикова Т.А., Нефедов Н.И. Изучение смывающей способности смывок для удаления систем лакокрасочных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 1 (46). С. 32–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-32-37.
12. Horrocks H. Conformal coating removal techniques // *Circuit World*. 1997. Vol. 24. No. 1. P. 13–19. DOI: 10.1108/030561201998000002.
13. Яковлев А.Д., Яковлев С.А. Лакокрасочные покрытия функционального назначения. СПб.: Химиздат, 2016. 272 с.
14. Полухин О. Комплексные решения удаления влагозащитных покрытий // *Технологии в электронной промышленности*. 2015. № 1. С. 62–63.
15. Поцелуев Д. Абразив спешит на помощь. Часть 2. Первая российская установка микроабразивного удаления влагозащитных покрытий «Борей» // *Вектор высоких технологий*. 2017. № 1. С. 48–52.
16. Установка «Борей» для микроабразивного удаления влагозащитных покрытий и обработки поверхностей. URL: <https://borey-ostec.ru/> (дата обращения: 27.02.2025).
17. Модели установок Swam Blaster для микроабразивного удаления покрытий. URL: <https://www.crystallmarkinc.com/all-products/swam-blaster-micro-abrasive-blasters/> (дата обращения: 27.02.2025).
18. Cummings R., Parekh N., Clatterbuck C., Frades F. Evaluation of ESD Effects During Removal of Conformal Coatings Using Micro Abrasive Blasting. 1997. URL: <https://nepp.nasa.gov/docuploads/3CBC367A-90B1-4A89-B96813B68AA399B2/microabr.pdf> (дата обращения: 28.02.2025).
19. Установки для микроабразивного удаления AccuFlo. URL: <https://comcoinc.com/equipment/accuflo/#> (дата обращения: 27.02.2025).

20. Брок Т., Гротеклаус М., Мишке П. Европейское руководство по лакокрасочным материалам и покрытиям. М.: Пэйнт-Медиа, 2013. 276 с.
21. CHASE Corp. HumiSeal 1A33. Urethane Conformal Coating Technical Data Sheet. URL: <https://chasecorp.com/humiseal1/wp-content/uploads/sites/12/2018/10/1A33-TDS.pdf> (дата обращения: 03.03.2025).
22. Humiseal Stripper 1063. Safety Data Sheet. CHASE Corp., 2015. URL: https://assets.testequity.com/te1/Documents/pdf/HumiSeal/Humiseal_S1063-QUART_Stripper_Coat_Datasheet.pdf (дата обращения: 03.03.2025).
23. Поцелуев Д. Абразив спешит на помощь. Технологичное решение для удаления влагозащитных покрытий УР-231, Э-30, ЭД-20 и парилена // Вектор высоких технологий. 2014. № 7. С. 60–64.
24. Lu T., Reimonn G., Morose G. et al. Removing Acrylic Conformal Coating with Safer Solvents for Re-Manufacturing Electronics // *Polymers*. 2021. No. 13. P. 1–14.
25. Кочнова З.А., Жаворонок Е.С., Чалых А.Е. Эпоксидные смолы и отвердители: промышленные продукты. М.: Пэйнт-Медиа, 2006. 200 с.
26. Кузнецова В.А., Марченко С.А., Емельянов В.В., Железняк В.Г. Исследование влияния молекулярной массы эпоксидных олигомеров и отвердителей на эксплуатационные свойства лакокрасочных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 06.03.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
27. Нефедов Н.И., Семенова Л.В. Тенденции развития в области конформных покрытий для влагозащиты и электроизоляции плат печатного монтажа и элементов радиоэлектронной аппаратуры // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № 1. С. 50–52.
28. Борисова Л.Н., Шестаков А.К., Тарасов А.И. Фольгированные материалы для изготовления печатных плат // *Электронные компоненты*. 2001. № 5. С. 51–54.
29. Díaz de los Ríos M., Hernández Ramos E. Determination of the Hansen solubility parameters and the Hansen sphere radius with the aid of the solver add-in of Microsoft Excel // *SN Applied Science*. 2020. Vol. 2. P. 1–7. DOI: 10.1007/s42452-020-2512-y.
30. Лившиц М.Л., Пшиялковский Б.И. Лакокрасочные материалы: справочное пособие. М.: Химия, 1982. 360 с.
31. Каблов Е.Н. Без новых материалов – нет будущего // *Металлург*. 2013. № 12. С. 4–8.
32. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // *Вестник Российской академии наук*. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
33. Оспенникова О.Г., Козлова А.А., Козлов И.А. Лазерные технологии для удаления лакокрасочных покрытий в процессе ремонта и обслуживания авиационной техники (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2021. № 4 (98). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-110-123.
34. Козлова А.А., Кондратьева О.В., Кузнецова В.А. Основные проблемы применения влагозащитных электроизоляционных материалов отечественного производства для автоматизированного селективного нанесения на печатные узлы (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 4 (69). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 06.03.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-72-83.

References

1. Itzko E.F. *Removal of paint and varnish coatings*. Leningrad: Khimiya, 1991, 96 p.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. State Standard R 55491–2013. *Printed circuit boards. Rules for restoration and repair*. Moscow: Standartinform, 2014, 43 p.
4. Brusnitsyna L.A., Stepanovskikh E.I. *Printed circuit board manufacturing technology*. Ekaterinburg: Ural University, 2015, 200 p.

5. Hansen C. *Hansen solubility parameters: a user's handbook*. 2nd ed. Boca Raton: CRC Press, 2007, 520 p.
6. Fomina M.A., Zakharov K.E., Volkov I.A., Ivanov A.L. Research of the corrosion aggressiveness of strippers of native and foreign production used for removal of paint coatings. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-73-85.
7. Kireev V.V. *High-molecular compounds*: in 2 parts. Moscow: Yurait, 2020, part 1, 365 p.
8. Sorokin M.F., Kochnova Z.A., Shode L.G. *Chemistry and technology of film-forming substances*: textbook for universities. Moscow: Khimiya, 1989, 480 p.
9. US EPA. *Scope of the Risk Evaluation for Methylene Chloride*. United States Environmental Protection Agency, 2017, 72 p.
10. Roelofs C.R., Ellenbecker M.J. Source reduction for prevention of methylene chloride hazards: Cases from four industrial sectors. *Environmental Health*, 2003, vol. 2, pp. 1–15. DOI: 10.1186/1476-069X-2-9.
11. Semenova L.V., Novikova T.A., Nefedov N.I. Study of removing ability of removers for paint systems removal. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2017, no. 1 (46), pp. 32–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-32-37.
12. Horrocks H. Conformal coating removal techniques. *Circuit World*, 1997, vol. 24, no. 1, pp. 13–19. DOI: 10.1108/030561201998000002.
13. Yakovlev A.D., Yakovlev S.A. *Functional paint and varnish coatings*. St. Petersburg: Khimizdat, 2016, 272 p.
14. Polukhin O. Integrated solutions for removing moisture-protective coatings. *Tekhnologii v elektronnoy promyshlennosti*, 2015, no. 1, pp. 62–63.
15. Potseluev D. Abrasive to the rescue. Part 2. The first Russian installation for micro-abrasive removal of moisture-protective coatings «Borey». *Vektor vysokikh tekhnologiy*, 2017, no. 1, pp. 48–52.
16. *Installation «Borey» for micro-abrasive removal of moisture-protective coatings and surface treatment*. Available at: <https://borey-ostec.ru/> (accessed: February 27, 2025).
17. *Swam Blaster Micro-Abrasive Coating Removal Unit Models*. Available at: <https://www.crystallmarkinc.com/all-products/swam-blasters-micro-abrasive-blasters/> (accessed: February 27, 2025).
18. Cummings R., Parekh N., Clatterbuck C., Frades F. *Evaluation of ESD Effects During Removal of Conformal Coatings Using Micro Abrasive Blasting*, 1997. Available at: <https://npp.nasa.gov/docuploads/3CBC367A-90B1-4A89-B96813B68AA399B2/microabr.pdf> (accessed: February 28, 2025).
19. *AccuFlo Micro-Abrasive Removal Units*. Available at: <https://comcoinc.com/equipment/accuflo/#> (accessed: February 27, 2025).
20. Brock T., Groteklaus M., Mischke P. *European Paints and Coatings Guide*. Moscow: Paint-Media, 2013, 276 p.
21. CHASE Corp. *HumiSeal 1A33. Urethane Conformal Coating Technical Data Sheet*. Available at: <https://chasecorp.com/humiseal1/wp-content/uploads/sites/12/2018/10/1A33-TDS.pdf> (accessed: March 03, 2025).
22. *Humiseal Stripper 1063. Safety Data Sheet*. CHASE Corp., 2015. Available at: https://assets.testequity.com/te1/Documents/pdf/HumiSeal/Humiseal_S1063-QUART_Stripper_Coat_Datasheet.pdf (accessed: March 03, 2025).
23. Potseluev D. Abrasive rushes to the rescue. Technological solution for removing moisture-protective coatings UR-231, E-30, ED-20 and parylene. *Vektor vysokikh tekhnologiy*, 2014, no. 7, pp. 60–64.
24. Lu T., Reimonn G., Morose G. et al. Removing Acrylic Conformal Coating with Safer Solvents for Re-Manufacturing Electronics. *Polymers*, 2021, no. 13, pp. 1–14.
25. Kochnova Z.A., Zhavoronok E.S., Chalykh A.E. *Epoxy resins and hardeners: industrial products*. Moscow: Paint-Media, 2006, 200 p.

26. Kuznetsova V.A., Marchenko S.A., Emelyanov V.V., Zheleznyak V.G. Study of the influence of molecular mass of epoxy oligomers and hardeners on the operational properties of paint coatings. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
27. Nefyodov N.I., Semyonova L.V. Development tendencies in the field on conformal coating for the moisture protection and electrical insulation of printed-circuit boards and electronic elements. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 1, pp. 50–52.
28. Borisova L.N., Shestakov A.K., Tarasov A.I. Foiled materials for the manufacture of printed circuit boards. *Elektronnye komponenty*, 2001, no. 5, pp. 51–54.
29. Díaz de los Ríos M., Hernández Ramos E. Determination of the Hansen solubility parameters and the Hansen sphere radius with the aid of the solver add-in of Microsoft Excel. *SN Applied Science*, 2020, vol. 2, pp. 1–7. DOI: 10.1007/s42452-020-2512-y.
30. Livshits M.L., Pshiyalkovskiy B.I. *Paints and varnishes: a reference manual*. Moscow: Khimiya, 1982, 360 p.
31. Kablov E.N. No future without new materials. *Metallurg*, 2013, no. 12, pp. 4–8.
32. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
33. Ospennikova O.G., Kozlova A.A., Kozlov I.A. Laser technology to remove paint coatings in the process of repair and maintenance of aircraft (review). *Trudy VIAM*, 2021, no. 4 (98), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 03, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-110-123.
34. Kozlova A.A., Kondrateva O.V., Kuznetsova V.A. The main problems of using domestically produced moisture-proof electrical insulating materials for automated selective application on printed assemblies (review). *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 06, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-72-83.

Информация об авторах

Кожухаров Максим Сергеевич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ахмадиева Ксения Расимовна, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Боков Виталий Викторович, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Измалков Дмитрий Александрович, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Maksim S. Kozhukharov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Kseniya R. Akhmadieva, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vitalij V. Bokov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Dmitry A. Izmailkov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.04.2025; получена после доработки 28.04.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 12.05.2025.
The article was submitted 18.04.2025; received in revised form 28.04.2025; approved and accepted for publication after reviewing 12.05.2025.

Научная статья

УДК 666.7

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-92-104

РЕАЛИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ХИМИЧЕСКОГО ГАЗОФАЗНОГО ОСАЖДЕНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ В ЭЛЕКТРОНИКЕ.* Часть 2

А.А. Грунин¹, Д.В. Сидоров¹, А.А. Шавнев¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлены основы гомоэпитаксиального роста карбида кремния методом химического газофазного осаждения. Рассмотрены основные дефекты, возникающие в процессе роста и легирования карбида кремния. Описаны причины возникновения дефектов и их влияние на свойства полупроводниковых устройств. Выявлено, что большинство дефектов в эпитаксиальных слоях карбида кремния возникают из-за использования некачественных подложек. Показано влияние соотношения C/Si и температуры осаждения на образование дефектов. Рассмотрены условия для снижения дефектов.

Ключевые слова: карбид кремния, электроника, полупроводник, химическое газофазное осаждение, дефекты эпитаксиальных слоев, эпитаксия

Для цитирования: Грунин А.А., Сидоров Д.В., Шавнев А.А. Реализация технологии химического газофазного осаждения карбида кремния в электронике. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-92-104.

Scientific article

IMPLEMENTATION OF TECHNOLOGY FOR CHEMICAL VAPOR DEPOSITION OF SILICON CARBIDE IN ELECTRONICS. Part 2

A.A. Grunin¹, D.V. Sidorov¹, A.A. Schavnev¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The fundamentals of homoepitaxial growth of silicon carbide by chemical vapor deposition are presented. Main defects, arising during growth and doping of silicon carbide, are considered. In the study has been described the causes of defects and their influence on the properties of semiconductor devices. It is revealed that most defects in silicon carbide epitaxial layers arise from the use of low-quality substrates. The influence of the C/Si ratio and deposition temperature on defect formation is shown. Conditions for reducing defects are considered.

Keywords: silicon carbide, electronics, semiconductor, chemical vapor deposition, epitaxial layer defects, epitaxy

For citation: Grunin A.A., Sidorov D.V., Schavnev A.A.. Implementation of technology for chemical vapor deposition of silicon carbide in electronics. Part 2. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-92-104.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 3 (133), 2024.

Введение

Развитие новых научных направлений возможно благодаря постоянному накоплению знаний о предмете исследования, доскональному пониманию его свойств, физических и химических процессов, структурных преобразований [1–3].

При выращивании кристаллического карбида кремния эпитаксиальный рост необходим для создания активных слоев с заданной плотностью допирования и толщиной. Технология гомоэпитаксиального роста методом химического осаждения из газовой фазы (ХГО) представляет значительный интерес, поскольку, как описано в первой части статьи [4], позволяет управлять политипной репликацией и контролировать процесс допирования, используя пошаговый рост и управление соотношением C/Si соответственно [5]. В этой части статьи будут описаны основы гомоэпитаксиального роста карбида кремния, а также дефекты, возникающие в эпитаксиальных слоях.

Политип 4H-SiC является основным для изготовления полупроводниковых устройств [4]. Кроме того, потенциал политипа 4H-SiC не ограничивается только силовой электроникой, но и является передовым материалом для квантовой технологии благодаря своей широкой запрещенной зоне и слабой спин-орбитальной связи 4H-SiC [6]. Политипизм карбида кремния предполагает, что контроль политипа является существенным аспектом эпитаксиального роста. Концепция репликации политипа в эпитаксиальных слоях 6H-SiC на подложках 6H-SiC была предложена Мацунами в 1987 г. [7]. При исследовании слоев карбида кремния, выращенных на подложках карбида кремния на грани (0001) с различными углами и направлениями смещения, определены оптимальное направление и угол смещения для достижения высококачественной гомоэпитаксии 6H-SiC. В 1987 г. Дэвис [8] сообщил о гомоэпитаксиальном росте 6H-SiC на подложке, находящейся вне оси. В данной работе с использованием пошагового роста слоев с отклонением на 2–6 градуса от оси 6H-SiC (0001) методом ХГО при температуре 1450–1550 °C достигнут гомоэпитаксиальный рост политипа 6H-SiC с очень гладкой поверхностью. Аналогичным образом гомоэпитаксиальный рост слоев 4H-SiC продемонстрирован при отклонении на 5–6 градусов от оси 4H-SiC (0001) [9]. Описанная в этих работах техника роста также применима к гомоэпитаксии и других политипов карбида кремния, таких как 15R-SiC и 21R-SiC. Успех гомоэпитаксии 4H-SiC и демонстрация работы высокопроизводительных барьерных диодов Шоттки на гомоэпитаксиальных слоях 4H-SiC послужили началом уникальных разработок 4H-SiC для полупроводниковых силовых устройств [10]. Эта эпитаксиальная техника роста из газовой фазы была названа ступенчато-управляемой эпитаксией, поскольку политип эпитаксиальных слоев может контролироваться поверхностными ступенями, существующими на внеосевых подложках. Гомоэпитаксиальный рост высококачественного карбида кремния на внеосевых подложках на грани (0001) подробно рассмотрен в работах [11–15].

Основы гомоэпитаксиального роста

На рис. 1 показаны микрофотографии поверхности (а, б) и поверхности после травления расплавленным КОН (в, г) эпитаксиальных слоев, выращенных на осевых и с отклонением от оси на 6 градусов подложках 6H-SiC (0001) при температуре 1500 °C со скоростью роста 3 мкм/ч [16]. Без отклонения от оси эпитаксиальный слой демонстрирует мозаичную морфологию поверхности, а относительно гладкие домены разделены ступенчатыми или канавкообразными границами.

На рис. 1 наблюдаются также треугольные ямки травления, указывающие на тройную симметрию, что предполагает рост кубической фазы карбида кремния. Ямки травления повернуты на 180 градусов относительно друг друга по границам канавок, это означает, что соседние домены, разделенные границами, имеют двойное позиционирование.

Напротив, эпитаксиальные слои на внеосевых подложках демонстрируют зеркальные гладкие поверхности, означающие рост монокристаллического слоя 6H-SiC (0001).

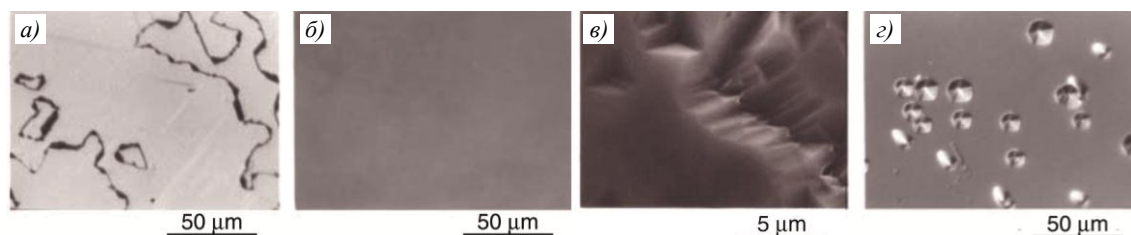


Рис. 1. Морфология поверхности эпитаксиальных слоев карбида кремния, выращенных на осевых без отклонения (а, в) и с отклонением от оси на 6 градусов (б, з) слоях 6H-SiC (0001); в, з – после травления КОН [16]

На рис. 2 схематически изображены режимы роста и последовательность укладки слоев, выращенных на осевом и внеосевом слое 6H-SiC (0001). Механизм роста упрощенно можно описать следующим образом: прекурсоры нагреваются и разлагаются в газовой фазе или вблизи подложки, исходные частицы диффундируют к поверхности подложки, адсорбированные частицы мигрируют по поверхности и включаются в кристалл на ступеньках и/или перегибах, где потенциал низок. Однако существует другой конкурентный процесс роста зародышеобразования на террасах, который происходит, когда насыщение достаточно высоко.

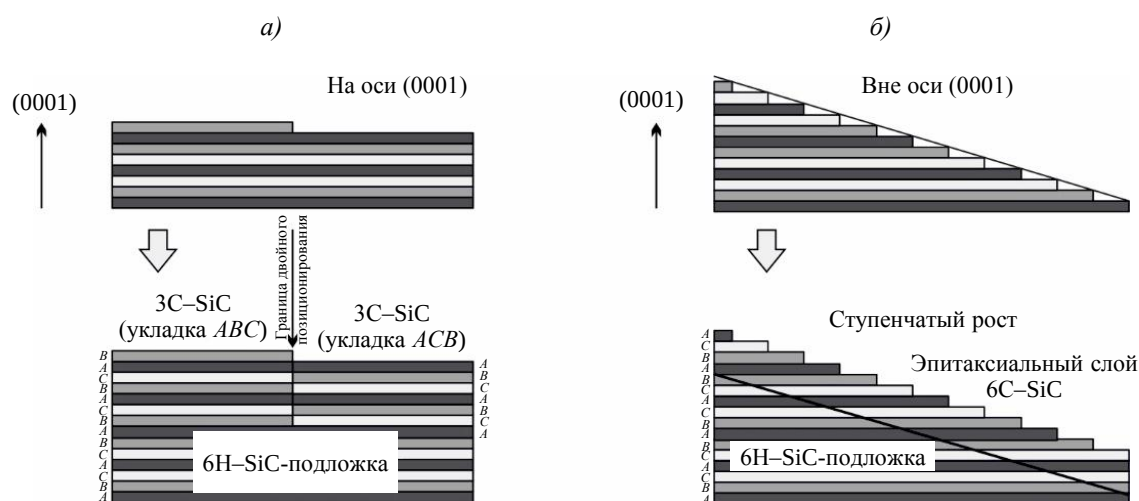


Рис. 2. Схематическое изображение режимов роста и последовательностей укладки слоев карбида кремния, выращенных на оси (а) и с отклонением от оси (б) на подложке 6H-SiC (0001)

Далее приведено подробное описание обоих процессов роста:

– на оси (0001) плотность ступеней очень низкая и существуют большие террасы, вследствие этого рост кристаллов может первоначально происходить на террасах посредством двухмерного зародышеобразования из-за высокого насыщения. Политип выращенных слоев определяется условиями роста, особенно температурой. Снижение температуры приводит к росту слоя 3C-SiC, который стабилен при низкой температуре [17]. Это явление было спрогнозировано теоретическими исследованиями с использованием квантово-механического расчета энергии [18, 19]. Поскольку порядок укладки

слоев $6H-SiC - ABCACB...$, растущий слой $3C-SiC$ может принимать два возможных порядка укладки, как показано на рис. 2, а: $ABCABC...$ и $ACBACB...$;

– с отклонением от оси (0001) плотность ступеней высокая, а ширина террасы достаточно узкая для миграции адсорбированных частиц и достижения ими ступеней. На самой же ступени место включения (A, B, C) определяется ее связями, как показано на рис. 2, б. Следовательно, гомоэпитаксии можно достичь посредством бокового роста из ступеней, наследуя порядок укладки подложки.

В целом пошаговый рост на внеосевых подложках широко изучен во многих работах [16, 20, 21]. Так гомоэпитаксию со значительно улучшенным качеством кристалла при использовании внеосевых подложек наблюдали при сэндвич-сублимационном росте [20] и молекулярно-лучевой эпитаксии [21] гексагонального карбида кремния. Политип карбида кремния в эпитаксиальных слоях можно контролировать с помощью ступенчатой плотности подложек – поверхностные ступени служат шаблоном, который позволяет проводить репликацию политипа в эпитаксиальном слое. Отсюда и происходит термин – пошаговая контрольная эпитаксия [16].

Гомоэпитаксиальный рост гексагонального карбида кремния (0001) при более низкой температуре исследован в работе [22]. Температура роста может быть снижена до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ (или даже менее) без включений слоя $3C-SiC$, но плотность поверхностных дефектов (таких как «треугольные» дефекты) значительно увеличивается с уменьшением температуры роста слоя. При такой низкой температуре роста слоя скорость роста должна поддерживаться очень низкой, чтобы минимизировать включения слоя $3C-SiC$. Другая серьезная проблема, которая возникает во время низкотемпературного роста, – это значительное увеличение фоновой плотности допирования азотом. Например, плотность доноров недопированных эпитаксиальных слоев карбида кремния на оси (0001), выращенных при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, составляет $\sim(3-8) \cdot 10^{17}\text{ см}^{-3}$, что совершенно неприемлемо для изготовления полупроводниковых устройств [22].

В типичных условиях роста карбида кремния с применением метода ХГО различия в скоростях роста на разных гранях, таких как (0001) и (1120), очень малы, что указывает на то, что рост карбида кремния ограничен диффузией, а поставка исходных частиц на растущую поверхность является этапом, определяющим скорость роста [23]. На рис. 3, а показана зависимость соотношения C/Si от скорости роста для внеосевого слоя $4H-SiC$ (0001) [24]. В этой работе соотношение C/Si варьировалось путем изменения скорости подачи соединения C_3H_8 при одновременном изменении скорости подачи соединения SiH_4 .

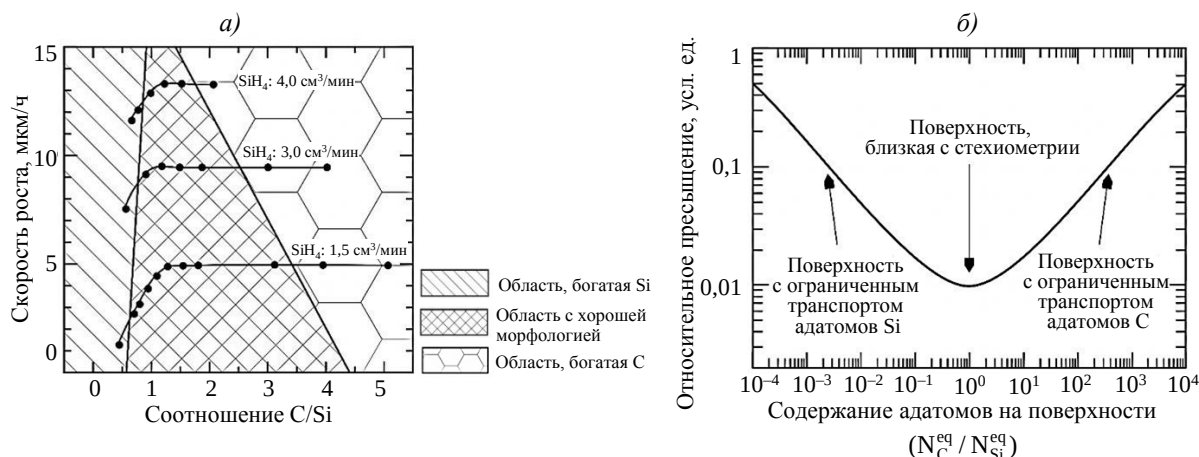


Рис. 3. Зависимости скорости роста от соотношения C/Si (а) [22] и относительного пресыщения от соотношения адатомов C/Si (б) [24]

Скорость роста в основном определяется подачей кремния в условиях, когда среда насыщена углеродом. Вблизи точки перегиба (соотношение C/Si составляет 1,0–1,3) на поверхности роста устанавливается почти стехиометрическое состояние. В целом вблизи этого стехиометрического состояния получается очень хорошая морфология поверхности. Если соотношение C/Si слишком низкое, на поверхности образуются макроступени и капли кремния. Напротив, морфологические дефекты поверхности, такие как «треугольные» дефекты, легко образуются, если соотношение C/Si слишком высокое. На рис. 3, б показана зависимость относительного пресыщения на поверхностной террасе от соотношения адатомов C/Si, где N_C^{eq} , N_{Si}^{eq} – содержание адатомов углерода и кремния в условиях равновесия.

Дефекты в эпитаксиальных слоях карбида кремния

В эпитаксиальных слоях карбида кремния присутствуют различные виды дефектов. Существуют дефекты, возникающие из-за подложек, и дефекты, создающиеся в процессе эпитаксиального роста. Рассмотрим основные дефекты, возникающие в эпитаксиальных слоях карбида кремния.

За исключением ступенчатой группировки, эпитаксиальные слои карбида кремния, выращенные на внеосевых подложках на гранях (0001), демонстрируют несколько типов поверхностных дефектов. На рис. 4 показаны типичные поверхностные дефекты, наблюдаемые в гомоэпитаксиальных слоях 4H-SiC и 6H-SiC (0001).

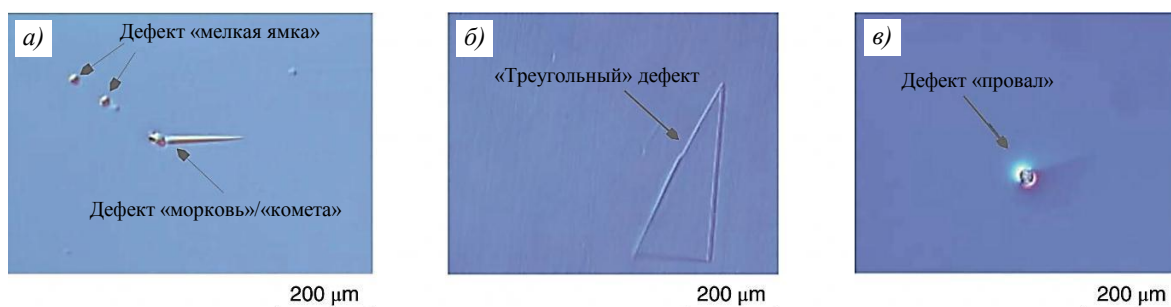


Рис. 4. Типичные поверхностные дефекты, наблюдаемые в гомоэпитаксиальных слоях 4H-SiC и 6H-SiC (0001) [25]

Хотя точные механизмы образования этих дефектов полностью не изучены, они обычно создаются техническими проблемами, такими как неполное удаление полированных повреждений или неоптимизированные процессы роста. Дефект «провал» формируется частицами карбида кремния, изначально образованными на стенках реактора. Плотность этих дефектов в основном зависит от качества поверхности подложек и условий, используемых для процесса роста. Дефект «морковь» (в некоторых случаях в зависимости от формы и структуры – дефект «комета») и «треугольные» дефекты обычно вытянуты вниз вдоль направления ступенчатого роста, что является признаком нарушения ступенчатого роста [25–28]. Как показано на рис. 5, длина дефекта вдоль направления отклонения очень близка к длине базальной плоскости в эпитаксиальном слое при проецировании на поверхность с учетом угла отклонения подложки:

$$L \approx d_{epi} / \tan \theta, \quad (1)$$

где L – длина дефекта; d_{epi} – толщина эпитаксиального слоя; θ – угол отклонения подложки.

Это наблюдение имеет большое значение, поскольку дефекты зарождаются на самой начальной стадии эпитаксиального роста. Если эти дефекты наблюдаются, то толщину эпитаксиального слоя можно оценить по длине дефекта. Исследования

показали, что дефекты «морковь»/«комета» содержат как дефект базальной плоскости, так и призматический дефект плоскости [25, 26].

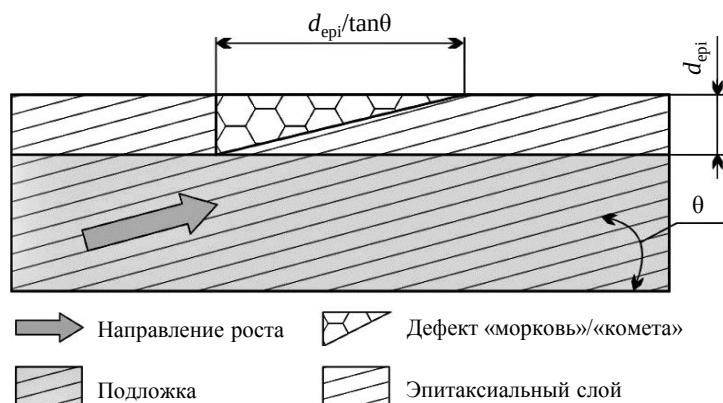


Рис. 5. Схематическое изображение дефекта «морковь»/«комета» в эпитаксиальном слое карбида кремния

На рис. 6 показана схема дефекта «морковь»/«комета» с отмеченными сопутствующими дефектами. Дефект «морковь» зарождается из пронизывающей дислокации, присутствующей в подложке в области, обозначенной как точка зарождения. Затем во время эпитаксиального роста пронизывающая дислокация расщепляется на несколько частичных. По мере того как пронизывающая дислокация распространяется через эпитаксиальный слой, образуется призматический дефект, перпендикулярный подложке, ограниченный пронизывающей и ступенчатой дислокациями. Третья частичная дислокация также образуется в точке зарождения, создавая дефект базальной плоскости в области между частичной дислокацией Франка и ступенчатой дислокацией. На данный момент механизм образования дефектов типа «морковь»/«комета» не очень ясен. Небольшие ямки, созданные во время травления подложки непосредственно перед ХГО, могут иметь ключевое значение в их образовании [29].

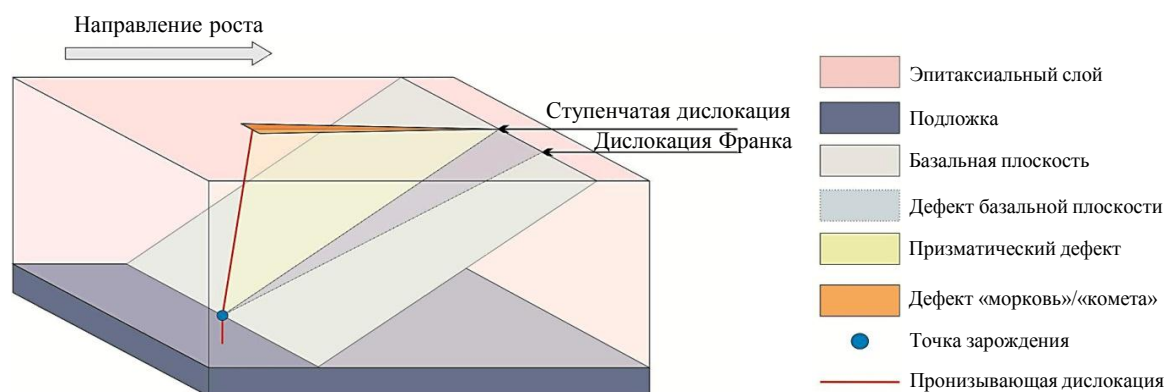


Рис. 6. Схема дефекта «морковь»/«комета» с отмеченными сопутствующими дефектами

«Треугольные» дефекты также демонстрируют различные структуры. В некоторых «треугольных» дефектах треугольная область представляет собой политип слоя 3C-SiC, в то время как в других «треугольных» дефектах (в базальной плоскости) расширена только ламинарная область толщиной в несколько двойных слоев Si-C [27]. В некоторых случаях областей 3C-SiC не наблюдается, а частичная дислокация проходит вдоль двух сторон треугольной формы. Такие дефекты не всегда наблюдаются под

небольшими ямками, типичная глубина 20–100 нм (рис. 4, а). Интересно, что более высокие плотности дефектов типа «морковь»/«комета» и «треугольных» дефектов возникают, когда выращивают эпитаксиальные слои, богатые кремнием и углеродом. В условиях, когда слои богаты кремнием, поверхностные дефекты имеют тенденцию соединяться в базальные плоскости, образуя дефекты упаковки. Длина миграции адсорбированных частиц уменьшается, а пресыщение увеличивается в условиях высокого содержания углерода [30]. Типичная плотность этих макроскопических дефектов в гомоэпитаксиальных слоях карбида кремния составляет $\sim(0,02\text{--}2)\text{ см}^{-2}$. Образование дефекта в виде «мелких ямок» можно подавить, минимизировав образование капель кремния во время процесса травления [30, 31]. Когда полупроводниковые устройства из карбида кремния включают дефекты типа «морковь»/«комета» или «треугольные» дефекты, они демонстрируют чрезмерные токи утечки и значительно сниженные напряжения пробоя, в то время как воздействие дефекта в виде «мелких ямок» пренебрежимо мало [32, 33]. Это неудивительно, поскольку дефекты упаковки, связанные с дефектами типа «морковь»/«комета» и «треугольные» (как в базальных, так и в призматических плоскостях), должны представлять собой пути для токов утечки. На рис. 7 показана морфология поверхности эпитаксиального слоя 4H-SiC, наблюдаемая с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) [34] – изображение получено с низким ускоряющим напряжением для повышения разрешения.

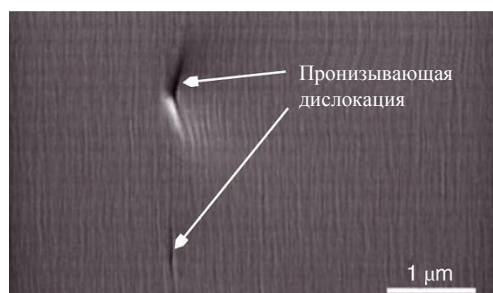


Рис. 7. Морфология поверхности эпитаксиального слоя 4H-SiC [33]

Обнаружено, что небольшие углубления размером 0,5–1 мкм образуются в местах расположения пронизывающих дислокаций с нарушением ступенчатых переходов на дислокациях. Форма и глубина этих дефектов существенно зависят от условий роста, включая процессы травления и охлаждения [34].

В процессе роста карбида кремния методом ХГО большинство микротрубок в подложке реплицируются в эпитаксиальном слое. Обнаружено, что микротрубки в подложке карбида кремния на грани (0001) вне оси могут диссоциировать на несколько элементарных винтовых дислокаций с закрытым ядром [34].

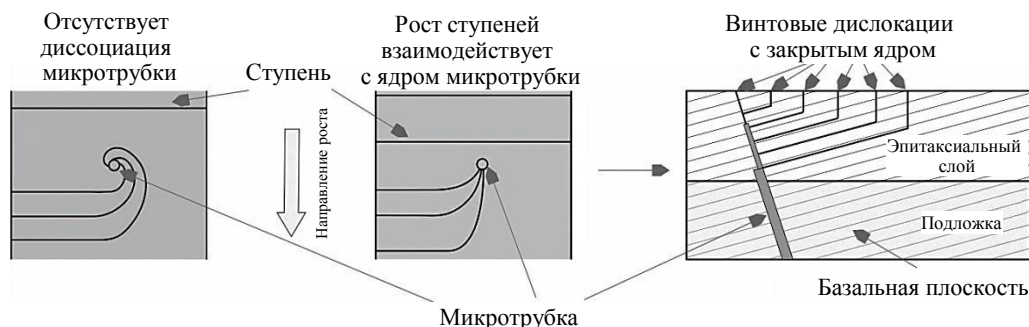


Рис. 8. Схематическое изображение закрытия микротрубки

На рис. 8 показано, что часть супервинтовой дислокации (ядро микротрубки) фиксируется в базальной плоскости посредством взаимодействия с боковым ростом ступеней. Фиксированная винтовая дислокация имеет тенденцию снова менять направление и пронизывать направление вдоль оси (0001). Общий результат заключается в том, что одна элементарная винтовая дислокация отделяется от супервинтовой дислокации. Повторяя этот процесс преобразования несколько раз, микротрубка полностью диссоциируется на отдельные элементарные винтовые дислокации и закрывается. Вероятность закрытия микротрубки существенно зависит от соотношения C/Si во время ХГО. В условиях, когда слои богаты кремнием, улучшается закрытие микротрубки [35, 36]. При снижении значения соотношения C/Si до 0,7 вероятность закрытия микротрубки достигает 99 % или даже более. Считается, что закрытие микротрубки происходит, когда преобладает ступенчатый рост слоев, даже вблизи сердцевины микротрубки [35, 36]. В условиях роста слоев, богатых кремнием, ступенчатый рост усиливается, в то время как спиральный рост стимулируется в условиях, когда слои богаты углеродом [37]. Хотя в настоящее время микротрубки практически полностью исчезли из подложек, закрытие микротрубок во время эпитаксиального роста слоев представляет собой интересное явление с точки зрения дефектотехники.

Репликацию и преобразование дислокаций, обычно наблюдаемых в эпитаксиальных слоях 4H-SiC, выращенных с отклонением от оси на грани (0001) методом ХГО, иллюстрирует рис. 9, а [14, 38]. Поведение базальных плоскостных дислокаций (БПД) во время эпитаксиального роста слоев довольно сложный процесс. Этот дефект является вредным для биполярных устройств, поскольку он может стать источником дефекта упаковки типа Шокли при инжекции носителей. Такой дефект упаковки вызывает локальное сокращение срока службы носителей (увеличение сопротивления в открытом состоянии) и увеличение тока утечки [39]. Когда дефект БПД реплицируется в эпитаксиальном слое, он простирается в базальной плоскости, которая наклонена на несколько градусов от поверхности кристалла. Поскольку упругая энергия дислокации естественным образом пропорциональна длине дислокации, репликация БПД в эпитаксиальном слое, выращенном вне оси на грани (0001), приводит к значительному увеличению упругой энергии дислокации [40]. Обнаружено, что все дефекты БПД, распространяющиеся в базальных плоскостях эпитаксиального слоя, имеют винтовой характер [14, 41]. Известно, что идеальная БПД в карбиде кремния диссоциирует на две частичные дислокации, между которыми создается один дефект упаковки типа Шокли [42]. Ширина дефектов упаковки типа Шокли обычно составляет 30–70 нм и зависит от направления смещения внутри базальной плоскости, а также от плотности легирования [43]. Ширина дефекта упаковки типа Шокли обычно больше для карбида кремния с высоким содержанием азота, что получается из-за увеличения электростатической энергии, вызванного захватом свободных электронов на локализованном уровне дефектов упаковки. Дефекты БПД легко сдвигаются под напряжением, поскольку критическое разрешенное напряжение сдвига в карбиде кремния относительно низкое, особенно при высокой температуре [44, 45].

Схематическое изображение смещения БПД во время эпитаксиального роста карбида кремния методом ХГО вне оси (0001) представлено на рис. 9, б. В структуре эпитаксиального слоя и подложки одна базальная плоскость, пересекающая поверхность эпитаксиального слоя с углом среза, обозначена пунктиром. Три белые стрелки указывают на процесс смещения БПД слева направо. Во время смещения нисходящий конец БПД создает короткие сегменты на движущемся фронте роста слоя. Как показано на схеме, эти сегменты БПД вырастают в дислокационные полупетли. Смещение БПД также оставляет пограничную дислокацию на стыке эпитаксиального слоя и подложки, отмеченную черной стрелкой с правой стороны. Подобная морфология дефектов проявляется в виде массивов точек [45].

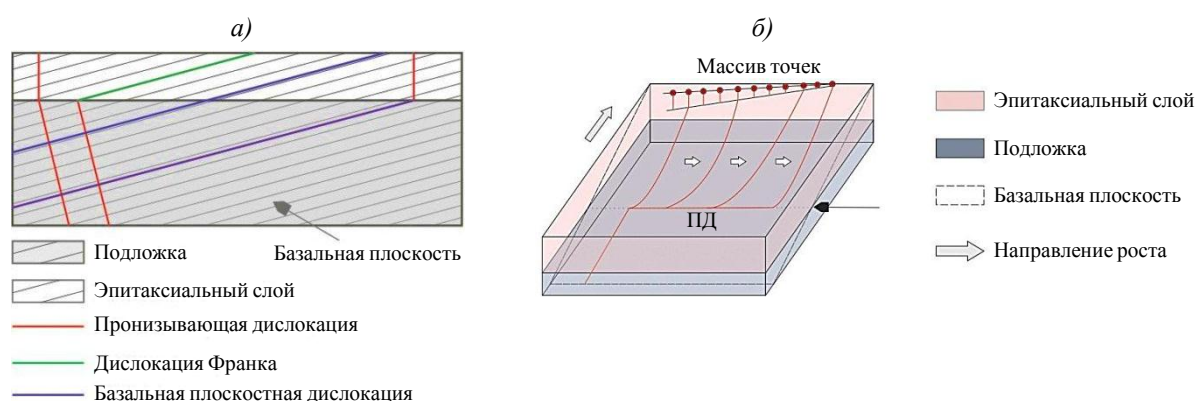


Рис. 9. Схематическое изображение репликации и преобразования дислокаций, наблюдаемых в эпитаксиальных слоях 4H-SiC, выращенных вне оси (0001) (а), и смещения базальных плоскостных дислокаций (БПД) во время эпитаксиального роста карбида кремния (б)

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Заключения

Представлены основы гомоэпитаксиального роста карбида кремния методом ХГО. Рассмотрены основные дефекты, возникающие в процессе роста и допирования карбида кремния, описаны причины возникновения дефектов и их влияние на свойства полупроводниковых устройств. Рассмотрены условия для снижения количества дефектов.

Большинство дефектов в эпитаксиальных слоях 4H-SiC возникает из-за некачественных подложек. Плотность дефектов значительно увеличивается с ростом температуры осаждения. Это можно объяснить более высокой равновесной плотностью углеродной вакансии при высоких температурах. В целом высокая температура осаждения предпочтительна для получения хорошей морфологии поверхности с пониженной плотностью протяженных дефектов, таких как дефекты «морковь» и других вросших дефектов поверхности. Однако осаждение при высокой температуре приводит к высокой плотности дефектов глубинных уровней, что влияет на снижение срока службы полупроводниковых устройств. Необходимо учитывать влияние соотношения C/Si на образование дефектов, так как при слишком низком соотношении на поверхности образуются макроступени и капли кремния. Морфологические дефекты поверхности, такие как «треугольные» дефекты, легко образуются при высоком соотношении C/Si.

Таким образом, в процессе эпитаксиального роста карбида кремния с помощью метода ХГО необходимо тщательно подбирать и контролировать все параметры, оказывающие влияние на эпитаксиальный рост слоев, а также соблюдать компромисс между дефектами в эпитаксиальных слоях и характеристиками полупроводниковых устройств.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. История развития технологии направленной кристаллизации и оборудования для литья лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ. 2020. № 3 (87). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
2. Каблов Е.Н., Хмелева К.М., Заварзин С.В., Козлов И.А., Лонский С.Л. Влияние термической обработки на характеристики алюмоцинковых покрытий, полученных методом ХГН // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-78-91.
3. Сидоров Д.В., Грунин А.А., Кирилин А.Д., Шавнев А.А. Первый шаг пиролитического разложения метилхлорсилана // Химическая технология. 2025. Т. 26. № 1. С. 26–33.

4. Сидоров Д.В., Грунин А.А., Шавнев А.А. Реализация технологии химического газофазного осаждения карбида кремния в электронике. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 19.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-101-116.
5. Сидоров Д.В., Грунин А.А., Шавнев А.А. Формирование углеродных покрытий в процессе пиролиза метана методом химического газофазного осаждения // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-105-118.
6. Bourassa A., Anderson C.P., Miao K.C. et al. Entanglement and control of single nuclear spins in isotopically engineered silicon carbide // *Nature Materials*. 2020. Vol. 19. P. 1319–1325.
7. Ueda T., Nishino H., Matsunami H. Crystal growth of SiC by step-controlled epitaxy // *Journal of Crystal Growth*. 1990. Vol. 104. P. 695–700.
8. Kong H.S., Glass J.T., Davis R.F. Chemical vapor deposition and characterization of 6H–SiC thin films on off-axis 6H–SiC substrates // *Journal of Applied Physics*. 1988. Vol. 64. P. 2672–2679.
9. Itoh A., Akita H., Kimoto T. et al. High-quality 4H–SiC homoepitaxial layers grown by step-controlled epitaxy // *Applied Physics Letters*. 1994. Vol. 65. P. 1400–1402.
10. Itoh A., Kimoto T., Matsunami H. High Performance of High-Voltage 4H–SiC Schottky Barrier Diodes // *IEEE Electron Device Letters*. 1995. Vol. 16. P. 280–282.
11. Henry A., Bergman P., Hallin C. et al. Thick Silicon Carbide Homoepitaxial Layers Grown by CVD Techniques // *Chemical Vapor Deposition*. 2006. Vol. 12. P. 475–482.
12. Choyke W.J., Matsunami H., Pensl G. *Silicon Carbide: Recent Major Advances*. Springer, 2004. P. 457–480.
13. La Via F., Galvagno G., Foti G. et al. 4H SiC Epitaxial Growth with Chlorine Addition // *Addition. Chemical Vapor Deposition*. 2006. Vol. 12. P. 509–515.
14. Tsuchida H., Ito M., Kamata I., Nagano M. Formation of extended defects in 4H–SiC epitaxial growth and development of a fast growth technique // *Physica Status Solidi*. 2009. Vol. 246. P. 1553–1568.
15. Pedersen H., Leone S., Kordina O. et al. Chloride-Based CVD Growth of Silicon Carbide for Electronic Applications // *Chemical Reviews*. 2011. Vol. 112. P. 2434–2453.
16. Matsunami H., Kimoto T. Step-controlled epitaxial growth of SiC: high quality homoepitaxy // *Materials Science and Engineering*. 1997. Vol. 20. P. 125–166.
17. Ha M., Jeong S. A review of the simulation studies on the bulk growth of silicon carbide single crystals // *Journal of the Korean Ceramic Society*. 2022. Vol. 59. P. 153–179.
18. Wu K., Mei Q., Liu H. Vapor Deposition Growth of SiC Crystal on 4H–SiC Substrate by Molecular Dynamics Simulation // *Crystals*. 2023. Vol. 13. P. 715–730.
19. Heine V., Cheng C., Needs R.J. The Preference of Silicon Carbide for Growth in the Metastable Cubic Form // *Journal of the American Ceramic Society*. 1991. Vol. 74. P. 2630–2633.
20. Wagner G., Schulz D., Siche D. Vapour phase growth of epitaxial silicon carbide layers // *Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials*. 2003. Vol. 47. P. 139–165.
21. Tanaka S., Kern R.S., Davis R.F. Effects of gas flow ratio on silicon carbide thin film growth mode and polytype formation during gas-source molecular beam epitaxy // *Applied Physics Letters*. 1995. Vol. 65. P. 2851–2853.
22. Kotamraju S., Krishnan B., Melnychuk G. et al. Low-temperature homoepitaxial growth of 4H–SiC with CH₃Cl and SiCl₄ precursors // *Journal of Crystal Growth*. 2010. Vol. 312. P. 645–650.
23. Kimoto T., Nishino H., Yoo W.S. et al. Growth mechanism of 6H–SiC instep-controlled epitaxy // *Journal of applied physics*. 1993. Vol. 73. P. 726–732.
24. Danno K., Kimoto T., Hashimoto K. et al. Low-concentration deep traps in 4H–SiC grown with high growth rate by chemical vapor deposition // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2004. Vol. 43. P. 969–L971.
25. Tsuchida H., Kamata I., Nagano M. Investigation of defect formation in 4H–SiC epitaxial growth by X-ray topography and defect selective etching // *Journal of Crystal Growth*. 2007. Vol. 306. P. 254–261.
26. Hauer B., Marvinney C.E., Lewin M. et al. Exploiting Phonon-Resonant Near-Field Interaction for the Nanoscale Investigation of Extended Defects // *Advanced Functional Materials*. 2020. Vol. 30. P. 1907357.

27. Okada T., Kimoto T., Yamai K. et al. Crystallographic defects under device-killing surface faults in a homoepitaxially grown film of SiC // *Materials Science and Engineering*. 2003. Vol. 361. P. 67–74.
28. Kimoto T., Chen Z.Y., Tamura S. et al. Surface Morphological Structures of 4H-, 6H- and 15R-SiC (0001) Epitaxial Layers Grown by Chemical Vapor Deposition // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2001. Vol. 40. P. 3315–3319.
29. Aigo T., Ito W., Tsuge H. et al. Formation of Epitaxial Defects by Threading Screw Dislocations with a Morphological Feature at the Surface of 4° Off-Axis 4H-SiC Substrates // *Materials Science Forum*. 2013. Vol. 740–742. P. 629–632.
30. Ghezellou M., Hassan J. Influence of Different Hydrocarbons on Chemical Vapor Deposition Growth and Surface Morphological Defects in 4H-SiC Epitaxial Layers // *Physica Status Solidi (b)*. 2024. Vol. 261. P. 720–733.
31. Powell J.A., Larkin D.J. Process-Induced Morphological Defects in Epitaxial CVD Silicon Carbide // *Physica Status Solidi (b)*. 1997. Vol. 202. P. 529–548.
32. Kimoto T., Miyamoto N., Matsunami H. Performance limiting surface defects in SiC epitaxial *p-n* junction diodes // *IEEE Transactions on Electron Devices*. 1999. Vol. 46. P. 471–477.
33. Long H., Ren N., Guo Q. et al. Understanding the breakdown asymmetry of 4H-SiC power diodes with extended defects at locations along step-flow direction // *Journal of Applied Physics*. 2020. Vol. 128. P. 164–175.
34. Ohtani N. Toward the reduction of performance-limiting defects in SiC epitaxial substrates // *ECS Transactions*. 2011. Vol. 41. P. 253–257.
35. Kamata I., Tsuchida H., Jikimoto T. et al. Influence of 4H-SiC Growth Conditions on Micropipe Dissociation // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2002. Vol. 41. P. 1137–L1139.
36. Yang J., Song H., Jian J. et al. Characterization of morphological defects related to micropipes in 4H-SiC thick homoepitaxial layers // *Journal of Crystal Growth*. 2021. Vol. 568. P. 126182.
37. Nakamura S., Kimoto T., Matsunami H. Effect of C/Si Ratio on Spiral Growth on 6H-SiC (0001) // *Japanese Journal of Applied Physics*. 2003. Vol. 42. P. 846–L848.
38. Kimoto T., Feng G., Hiyoshi T. et al. Defect Control in Growth and Processing of 4H-SiC for Power Device Applications // *Materials Science Forum*. 2010. Vol. 648. P. 645–650.
39. Muzykov P.G., Kennedy R.M., Capell C. et al. Physical phenomena affecting performance and reliability of 4H-SiC bipolar junction transistors // *Microelectronics Reliability*. 2009. Vol. 49. P. 32–37.
40. Ha S., Skowronski M., Rowland L.B. et al. Dislocation conversion in 4H silicon carbide epitaxy // *Journal of Crystal Growth*. 2002. Vol. 244. P. 257–266.
41. Tsuchida H., Ito M., Kamata I. et al. Fast Epitaxial Growth of 4H-SiC and Analysis of Defect Transfer // *Materials Science Forum*. 2009. Vol. 61. P. 67–72.
42. Skowronski M., Ha S. Degradation of hexagonal silicon-carbide-based bipolar devices // *Journal of Applied Physics*. 2009. Vol. 99. P. 101–109.
43. Hong M.H., Samant A.V., Pirouz P. Stacking fault energy of 6H-SiC and 4H-SiC single crystals // *Philosophical Magazine*. 2000. Vol. 80. P. 919–935.
44. Zhang X., Skowronski M., Liu K.X. et al. Glide and multiplication of basal plane dislocations during 4H-SiC homoepitaxy // *Journal of Applied Physics*. 2007. Vol. 102. P. 093520.
45. Zhang X., Miyazawa T., Tsuchida H. Critical Conditions of Misfit Dislocation Formation in 4H-SiC Epilayers // *Materials Science Forum*. 2012. Vol. 717. P. 313–318.

References

1. Kablov E.N., Echin A.B., Bondarenko Yu.A. History of development of directional crystallization technology and equipment for casting blades of gas turbine engines. *Trudy VIAM*, 2020, no. 3 (87), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 18, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-3-12.
2. Kablov E.N., Khmeleva K.M., Zavarzin S.V., Kozlov I.A., Lonskii S.L. The effect of heat treatment on the characteristics of aluminium-zinc coatings obtained by the cold spray method. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 17, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-78-91.
3. Sidorov D.V., Grunin A.A., Kirilin A.D., Shavnev A.A. The first step of pyrolytic decomposition of methylchlorosilane. *Khimicheskaya tekhnologiya*, 2025, vol. 26, no. 1, pp. 26–33.

4. Sidorov D.V., Grunin A.A., Schavnev A.A. Implementation of technology for chemical vapor deposition of silicon carbide in electronics. Part 1. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 19, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-101-116.
5. Sidorov D.V., Grunin A.A., Schavnev A.A. Formation of carbon coatings in the process of methane pyrolysis by the chemical vapor deposition. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 19, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-105-118.
6. Bourassa A., Anderson C.P., Miao K.C. et al. Entanglement and control of single nuclear spins in isotopically engineered silicon carbide. *Nature Materials*, 2020, vol. 19, pp. 1319–1325.
7. Ueda T., Nishino H., Matsunami H. Crystal growth of SiC by step-controlled epitaxy. *Journal of Crystal Growth*, 1990, vol. 104, pp. 695–700.
8. Kong H.S., Glass J.T., Davis R.F. Chemical vapor deposition and characterization of 6H–SiC thin films on off-axis 6H–SiC substrates. *Journal of Applied Physics*, 1988, vol. 64, pp. 2672–2679.
9. Itoh A., Akita H., Kimoto T. et al. High-quality 4H–SiC homoepitaxial layers grown by step-controlled epitaxy. *Applied Physics Letters*, 1994, vol. 65, pp. 1400–1402.
10. Itoh A., Kimoto T., Matsunami H. High Performance of High-Voltage 4H–SiC Schottky Barrier Diodes. *IEEE Electron Device Letters*, 1995, vol. 16, pp. 280–282.
11. Henry A., Bergman P., Hallin C. et al. Thick Silicon Carbide Homoepitaxial Layers Grown by CVD Techniques. *Chemical Vapor Deposition*, 2006, vol. 12, pp. 475–482.
12. Choyke W.J., Matsunami H., Pensl G. *Silicon Carbide: Recent Major Advances*. Springer, 2004, pp. 457–480.
13. La Via F., Galvagno G., Foti G. et al. 4H SiC Epitaxial Growth with Chlorine Addition. *Addition. Chemical Vapor Deposition*, 2006, vol. 12, pp. 509–515.
14. Tsuchida H., Ito M., Kamata I., Nagano M. Formation of extended defects in 4H–SiC epitaxial growth and development of a fast growth technique. *Physica Status Solidi*, 2009, vol. 246, pp. 1553–1568.
15. Pedersen H., Leone S., Kordina O. et al. Chloride-Based CVD Growth of Silicon Carbide for Electronic Applications. *Chemical Reviews*, 2011, vol. 112, pp. 2434–2453.
16. Matsunami H., Kimoto T. Step-controlled epitaxial growth of SiC: high quality homoepitaxy. *Materials Science and Engineering*, 1997, vol. 20, pp. 125–166.
17. Ha M., Jeong S. A review of the simulation studies on the bulk growth of silicon carbide single crystals. *Journal of the Korean Ceramic Society*, 2022, vol. 59, pp. 153–179.
18. Wu K., Mei Q., Liu H. Vapor Deposition Growth of SiC Crystal on 4H–SiC Substrate by Molecular Dynamics Simulation. *Crystals*, 2023, vol. 13, pp. 715–730.
19. Heine V., Cheng C., Needs R.J. The Preference of Silicon Carbide for Growth in the Metastable Cubic Form. *Journal of the American Ceramic Society*, 1991, vol. 74, pp. 2630–2633.
20. Wagner G., Schulz D., Siche D. Vapour phase growth of epitaxial silicon carbide layers. *Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials*, 2003, vol. 47, pp. 139–165.
21. Tanaka S., Kern R.S., Davis R.F. Effects of gas flow ratio on silicon carbide thin film growth mode and polytype formation during gas-source molecular beam epitaxy. *Applied Physics Letters*, 1995, vol. 65, pp. 2851–2853.
22. Kotamraju S., Krishnan B., Melnychuk G. et al. Low-temperature homoepitaxial growth of 4H–SiC with CH₃Cl and SiCl₄ precursors. *Journal of Crystal Growth*, 2010, vol. 312, pp. 645–650.
23. Kimoto T., Nishino H., Yoo W.S. et al. Growth mechanism of 6H–SiC instep-controlled epitaxy. *Journal of applied physics*, 1993, vol. 73, pp. 726–732.
24. Danno K., Kimoto T., Hashimoto K. et al. Low-concentration deep traps in 4H–SiC grown with high growth rate by chemical vapor deposition. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2004, vol. 43, pp. 969–L971.
25. Tsuchida H., Kamata I., Nagano M. Investigation of defect formation in 4H–SiC epitaxial growth by X-ray topography and defect selective etching. *Journal of Crystal Growth*, 2007, vol. 306, pp. 254–261.
26. Hauer B., Marvinney C.E., Lewin M. et al. Exploiting Phonon-Resonant Near-Field Interaction for the Nanoscale Investigation of Extended Defects. *Advanced Functional Materials*, 2020, vol. 30, p. 1907357.
27. Okada T., Kimoto T., Yamai K. et al. Crystallographic defects under device-killing surface faults in a homoepitaxially grown film of SiC. *Materials Science and Engineering*, 2003, vol. 361, pp. 67–74.

28. Kimoto T., Chen Z.Y., Tamura S. et al. Surface Morphological Structures of 4H-, 6H- and 15R-SiC (0001) Epitaxial Layers Grown by Chemical Vapor Deposition. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2001, vol. 40, pp. 3315–3319.
29. Aigo T., Ito W., Tsuge H. et al. Formation of Epitaxial Defects by Threading Screw Dislocations with a Morphological Feature at the Surface of 4° Off-Axis 4H-SiC Substrates. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 740–742, pp. 629–632.
30. Ghezellou M., Hassan J. Influence of Different Hydrocarbons on Chemical Vapor Deposition Growth and Surface Morphological Defects in 4H-SiC Epitaxial Layers. *Physica Status Solidi (b)*, 2024, vol. 261, pp. 720–733.
31. Powell J.A., Larkin D.J. Process-Induced Morphological Defects in Epitaxial CVD Silicon Carbide. *Physica Status Solidi (b)*, 1997, vol. 202, pp. 529–548.
32. Kimoto T., Miyamoto N., Matsunami H. Performance limiting surface defects in SiC epitaxial *p-n* junction diodes. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 1999, vol. 46, pp. 471–477.
33. Long H., Ren N., Guo Q. et al. Understanding the breakdown asymmetry of 4H-SiC power diodes with extended defects at locations along step-flow direction. *Journal of Applied Physics*, 2020, vol. 128, pp. 164–175.
34. Ohtani N. Toward the reduction of performance-limiting defects in SiC epitaxial substrates. *ECS Transactions*, 2011, vol. 41, pp. 253–257.
35. Kamata I., Tsuchida H., Jikimoto T. et al. Influence of 4H-SiC Growth Conditions on Micropipe Dissociation. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2002, vol. 41, pp. 1137–L1139.
36. Yang J., Song H., Jian J. et al. Characterization of morphological defects related to micropipes in 4H-SiC thick homoepitaxial layers. *Journal of Crystal Growth*, 2021, vol. 568, p. 126182.
37. Nakamura S., Kimoto T., Matsunami H. Effect of C/Si Ratio on Spiral Growth on 6H-SiC (0001). *Japanese Journal of Applied Physics*, 2003, vol. 42, pp. 846–L848.
38. Kimoto T., Feng G., Hiyoshi T. et al. Defect Control in Growth and Processing of 4H-SiC for Power Device Applications. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 648, pp. 645–650.
39. Muzykov P.G., Kennedy R.M., Capell C. et al. Physical phenomena affecting performance and reliability of 4H-SiC bipolar junction transistors. *Microelectronics Reliability*, 2009, vol. 49, pp. 32–37.
40. Ha S., Skowronski M., Rowland L.B. et al. Dislocation conversion in 4H silicon carbide epitaxy. *Journal of Crystal Growth*, 2002, vol. 244, pp. 257–266.
41. Tsuchida H., Ito M., Kamata I. et al. Fast Epitaxial Growth of 4H-SiC and Analysis of Defect Transfer. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 61, pp. 67–72.
42. Skowronski M., Ha S. Degradation of hexagonal silicon-carbide-based bipolar devices. *Journal of Applied Physics*, 2009, vol. 99, pp. 101–109.
43. Hong M.H., Samant A.V., Pirouz P. Stacking fault energy of 6H-SiC and 4H-SiC single crystals. *Philosophical Magazine*, 2000, vol. 80, pp. 919–935.
44. Zhang X., Skowronski M., Liu K.X. et al. Glide and multiplication of basal plane dislocations during 4H-SiC homoepitaxy. *Journal of Applied Physics*, 2007, vol. 102, p. 093520.
45. Zhang X., Miyazawa T., Tsuchida H. Critical Conditions of Misfit Dislocation Formation in 4H-SiC Epilayers. *Materials Science Forum*, 2012, vol. 717, pp. 313–318.

Информация об авторах

Грунин Алексей Александрович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сидоров Денис Викторович, главный научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шавнев Андрей Александрович, заместитель начальника Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexey A. Grunin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Sidorov, Chief Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Andrey A. Schavnev, Deputy Head of Scientific-Research Bureau, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 21.02.2025; получена после доработки 28.02.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 13.05.2025.
The article was submitted 21.02.2025; received in revised form 28.02.2025; approved and accepted for publication after reviewing 13.05.2025.

Научная статья

УДК 667.6:535.6

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-105-118

КЛИМАТИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ СИСТЕМ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ* Часть 3. Сопоставление результатов натурных и ускоренных климатических испытаний с учетом эффекта сезонности

В.О. Старцев¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Рассмотрены корреляционные зависимости между изменением цветового расстояния образцов алюминиевого сплава с эпоксидной и фторполиуретановой эмалями с пигментами красного и серого цвета при экспонировании в натурных условиях трех климатических зон и в лабораторных условиях. Показано, что использование модели изменения цветового расстояния, учитывающей дозу солнечной радиации, и полученных корреляционных зависимостей позволяет точно рассчитать продолжительность лабораторных имитационных испытаний.

Ключевые слова: климатическое старение, лакокрасочное покрытие, цветовое расстояние, солнечная радиация, математическое моделирование, прогнозирование

Для цитирования: Старцев В.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 3. Сопоставление результатов натурных и ускоренных климатических испытаний с учетом эффекта сезонности // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-105-118.

Scientific article

CLIMATE AGING OF PAINT COATING SYSTEMS Part 3. Comparison of results of natural and accelerated climatic tests taking into account the effect of seasonality

V.O. Startsev¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article examines the correlation dependences between the change in the color distance of aluminum alloy samples with epoxy and fluoropolyurethane enamels with red and gray pigments when exposed to natural conditions of three climatic zones and laboratory conditions. It is shown that the use of a model of color distance change, taking into account the dose of solar radiation, and the obtained correlation dependences allows to accurately calculate the duration of laboratory simulation tests.

Keywords: climatic aging, paint coating, color distance, solar radiation, mathematical modeling, forecasting

For citation: Startsev V.O. Climate aging of paint coating systems. Part 3. Comparison of results of natural and accelerated climatic tests taking into account the effect of seasonality. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-105-118.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 5 (147), 2025; часть 2 – см. «Труды ВИАМ», № 6 (148), 2025.

Введение

Лакокрасочные покрытия (ЛКП), нанесенные на внешнюю поверхность элементов авиационной техники, не только обеспечивают необходимый декоративный внешний вид изделий, но и ослабляют окисление и деструкцию поверхности материалов под воздействием внешней среды [1, 2]. Современные спектрометрические, микроскопические, электрохимические и другие тонкие физические методы анализа позволяют выявлять механизмы физико-химических превращений в ЛКП [3].

Например, с помощью атомно-силовой микроскопии, инфракрасной спектроскопии с преобразованием Фурье и конфокальной рамановской микроскопии удастся выявить особенности морфологии, молекулярную структуру и профиль глубины деградации фторированного полиуретанового покрытия на алюминиевом сплаве [4, 5]. Вязкоупругие свойства покрытий в стеклообразном и высокоэластическом состояниях исследуют методами динамического механического анализа [6], используя спектрометрические методы обработки [7] и учитывая многокомпонентность состава [8].

К числу эффективных методов исследования состояния ЛКП относится колориметрия, принципы которой рассмотрены в работе [9].

Изменение свойств ЛКП зависит от действия главных климатических факторов: температуры, влажности и ультрафиолетовой компоненты солнечной радиации [10] в разнообразных климатических регионах [11], включая Арктику [12, 13] и тропики [14–16].

Климатическая агрессивность атмосферы связана с сезонностью и существенно различается в летний и зимний периоды [17, 18]. Это доказывают результаты исследования кинетики светопропускания органического стекла [19] и термопластичных пленок [20, 21] при экспонировании в субтропиках.

Натурные климатические испытания дают наиболее объективную оценку климатической стойкости материалов, поскольку при этом происходит одновременное воздействие всех внешних факторов на исследуемый материал. Для достоверной оценки климатической стойкости материалов обычно требуется не менее 3–5 лет натурных испытаний, поэтому для оперативной оценки используются лабораторные (ускоренные) климатические испытания. В настоящее время существует нормативная документация, которая регламентирует проведение лабораторных климатических испытаний. Тем не менее многие исследования [22–31] показывают существенную неэквивалентность натурального и ускоренного старения. Поэтому проведение климатических испытаний систем ЛКП, а также сопоставление результатов натурных и ускоренных климатических испытаний являются чрезвычайно актуальными задачами.

В работе [32] приведены результаты искусственного старения двухфазной эпоксидно-акриловой композиции по циклу ЛИ-14 и исследования адгезии, физико-механических свойств и блеска покрытий. Показано, что по твердости и стойкости к царапанию исследованные системы покрытий превосходят серийные системы.

Результаты исследования термостойкости, эрозионной стойкости, физико-механических свойств ЛКП, изготовленных на основе эпоксидных олигомеров с различной молекулярной массой, приведены в работе [33]. Выявлено, что с увеличением молекулярной массы повышаются термостойкость и эрозионная стойкость эпоксидных олигомеров.

В работе [34] исследована эффективность защиты систем ЛКП при длительном воздействии повышенных температур. Полученные значения адгезии к образцам из алюминиевого сплава позволили оценить качество взаимосвязи различных слоев систем ЛКП. В работе [35] показано, что старение поверхности влияет на деформационно-прочностные показатели полимерных композиционных материалов, что также требует применения защитных систем ЛКП.

Во второй части данной статьи рассмотрено влияние различных климатических зон на изменение цветовых показателей систем ЛКП. Показано, что характер изменения цветового расстояния систем ЛКП при натурном экспонировании в различных климатических зонах идентичен до достижения дозы солнечной радиации $\sim 3500 \text{ МДж/м}^2$.

В данной части статьи проведено сравнение изменения цветовых показателей ЛКП с фторполиуретановой и эпоксидной эмалями с добавлением пигментов красного и серого цвета при проведении лабораторных (ускоренных) климатических испытаний и после испытаний в условиях умеренного, умеренно теплого и сухого субтропического климата.

Материалы и методы

Для испытаний использовали четыре группы образцов из алюминиевого деформируемого сплава с нанесенными системами ЛКП, состоящими из двух грунтовых слоев холодной и горячей сушки, а также фторполиуретанового (ВЭ-69) и эпоксидного (ЭП-140) покрытия с добавлением пигментов красного и серого цвета. Натурные испытания проведены в условиях умеренного, умеренно теплого и сухого субтропического климата. Подробная информация об объектах испытания, условиях натурного экспонирования, основных показателях климатических зон приведена во второй части данной статьи [36].

Для проведения лабораторных климатических испытаний, имитирующих выдержку образцов на открытой площадке, использовали климатическую камеру для имитации годового цикла с системой излучения. Воздействие солнечного излучения проводили в непрерывном режиме при температуре воздуха 45°C (относительная влажность не нормировалась и не превышала 10 %). Полный спектральный диапазон создаваемого излучения находился в пределах от 290 до 3000 нм. Интегральная плотность потока излучения в интервале длин волн от 290 до 3000 нм составила 1400 Вт/м^2 , плотность потока ультрафиолетового излучения в интервале длин волн от 290 до 400 нм: 120 Вт/м^2 .

При проведении испытаний образцы в камере располагали горизонтально, параллельно источнику излучения, чтобы обеспечить перпендикулярность потока излучения к лицевой поверхности. Образцы размещали на сетчатой полке, обеспечивающей обдув как с лицевой, так и с обратной стороны и не препятствующей попаданию на обратную сторону излучения, отраженного от стенок и дна испытательной камеры (рис. 1).

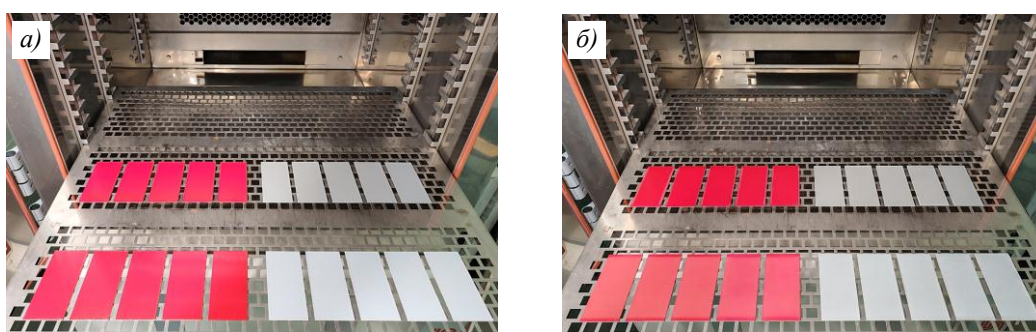


Рис. 1. Образцы из алюминиевого сплава с нанесенными лакокрасочными покрытиями на сетчатой полке климатической камеры для имитации годового цикла с системой излучения перед постановкой на испытания (а) и после 30 сут экспонирования (б)

Температуру воздуха контролировали с помощью термометра сопротивления, защищенного от попадания прямого солнечного излучения экраном и находящегося в области камеры с максимально интенсивным воздухообменом.

Суточная доза солнечной радиации (SR) в климатической камере составляет 121 МДж/м^2 , что значительно превышает суточные дозы при натурном экспонировании. На рис. 2 приведено сравнение суточных доз солнечной радиации в климатической камере, а также в умеренном, умеренно теплом и сухом субтропическом климате в летний период (04.07.2022). Видно, что в летние месяцы суточная доза солнечной радиации в климатической камере в 2,2 больше, чем в сухом субтропическом климате; в 4,7 раза больше, чем в умеренно теплом климате; более чем в 5,7 раза превышает значения в умеренном климате. В зимние месяцы эти соотношения могут увеличиться более чем в 50 раз. Годовая величина суммарной солнечной радиации при экспонировании в климатической камере составит 43560 МДж/м^2 . Это значение многократно превышает этот показатель для умеренного (4405 МДж/м^2), умеренно теплого (5030 МДж/м^2) и сухого субтропического климата (10765 МДж/м^2) за период проведения испытаний. В предыдущей части данной статьи показано [36], что цветовое расстояние всех исследованных систем ЛКП изменяется одинаково во всех климатических зонах до накопления дозы солнечной радиации $\sim 3500 \text{ МДж/м}^2$. Поэтому для сопоставления результатов натурных и ускоренных испытаний выбрали срок экспонирования образцов в климатической камере 30 сут (до накопления дозы 3630 МДж/м^2).

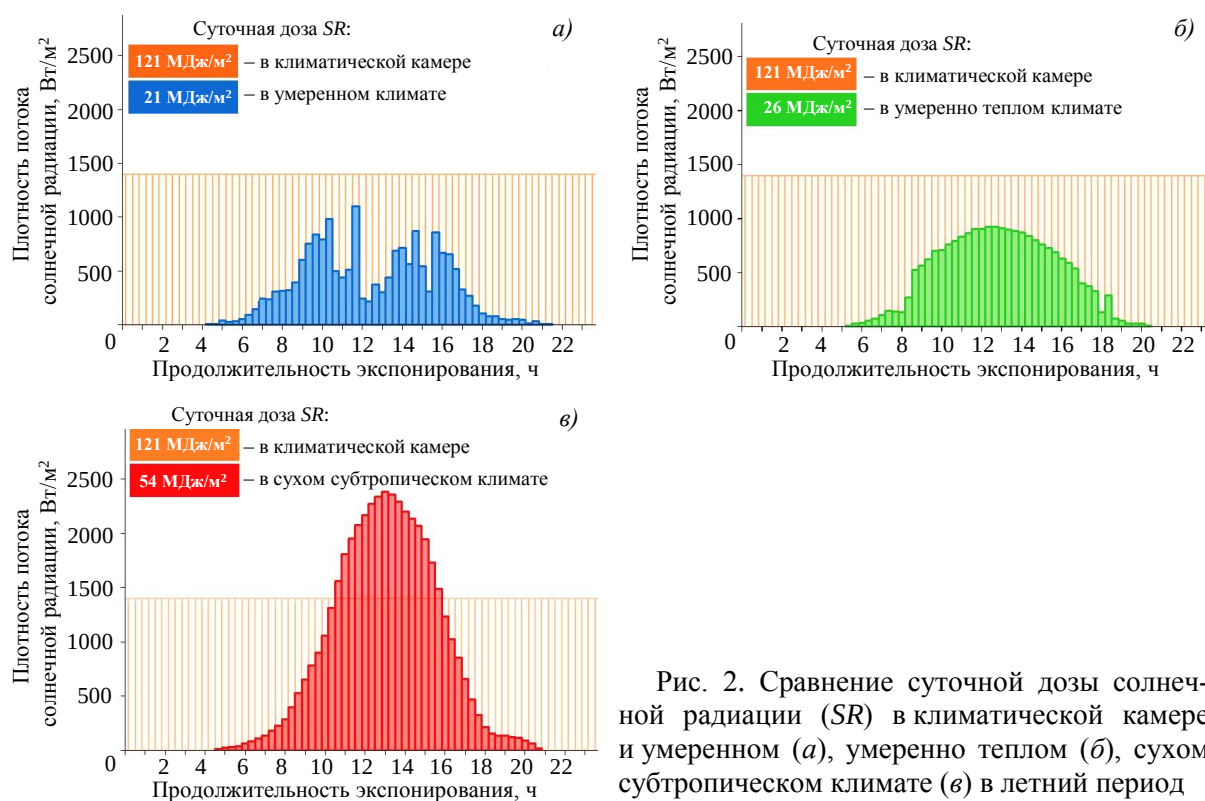


Рис. 2. Сравнение суточной дозы солнечной радиации (SR) в климатической камере и умеренном (а), умеренно теплом (б), сухом субтропическом климате (в) в летний период

С помощью спектрофотометра со сферической геометрией измерения в соответствии с ГОСТ Р 71216–2024 ежедневно (при экспонировании в климатической камере) и еженедельно (при натурном экспонировании) определяли значения различия цвета, светлоты, цветового тона систем ЛКП на экспонируемых образцах и рассчитывали значение полного цветового различия (цветового расстояния) ΔE в системе CIE L*a*b*.

Полученные значения цветового расстояния аппроксимировали с помощью соотношений [37, 38]

$$\Delta E = \Delta E_{\max} (1 - e^{-\frac{t}{\tau}}), \quad (1)$$

$$\Delta E = \Delta E_{\max} (1 - e^{-\frac{SR}{s}}), \quad (2)$$

где $\Delta E_{\max}$ – предельное значение цветового расстояния, усл. ед.; t – продолжительность экспонирования, сут; τ – параметр, характеризующий срок достижения $0,63\Delta E_{\max}$, сут; SR – доза солнечной радиации, МДж/м²; s – параметр, характеризующий дозу солнечной радиации для достижения $0,63\Delta E_{\max}$, МДж/м².

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Изменения цветового расстояния при экспонировании образцов из алюминиевого сплава с нанесенными системами ЛКП в умеренном, умеренно теплом, сухом субтропическом климате, а также в лабораторных условиях в климатической камере в течение 30 сут показаны на рис. 3. Изменение цветового расстояния существенно зависит от условий экспонирования. Отчетливо наблюдается процесс ускорения изменения цветового расстояния при экспонировании в климатической камере. Если коэффициент ускорения старения нормировать по изменению цветового расстояния каждого из вариантов покрытий в камере за 30 сут, то в зависимости от типа эмали, цвета пигмента и климатической зоны его значения составят от 2 (эмаль ЭП-140 с пигментом красного цвета при экспонировании в сухом субтропическом климате) до 11 (эмаль ВЭ-69 с красным пигментом при экспонировании в умеренном климате).

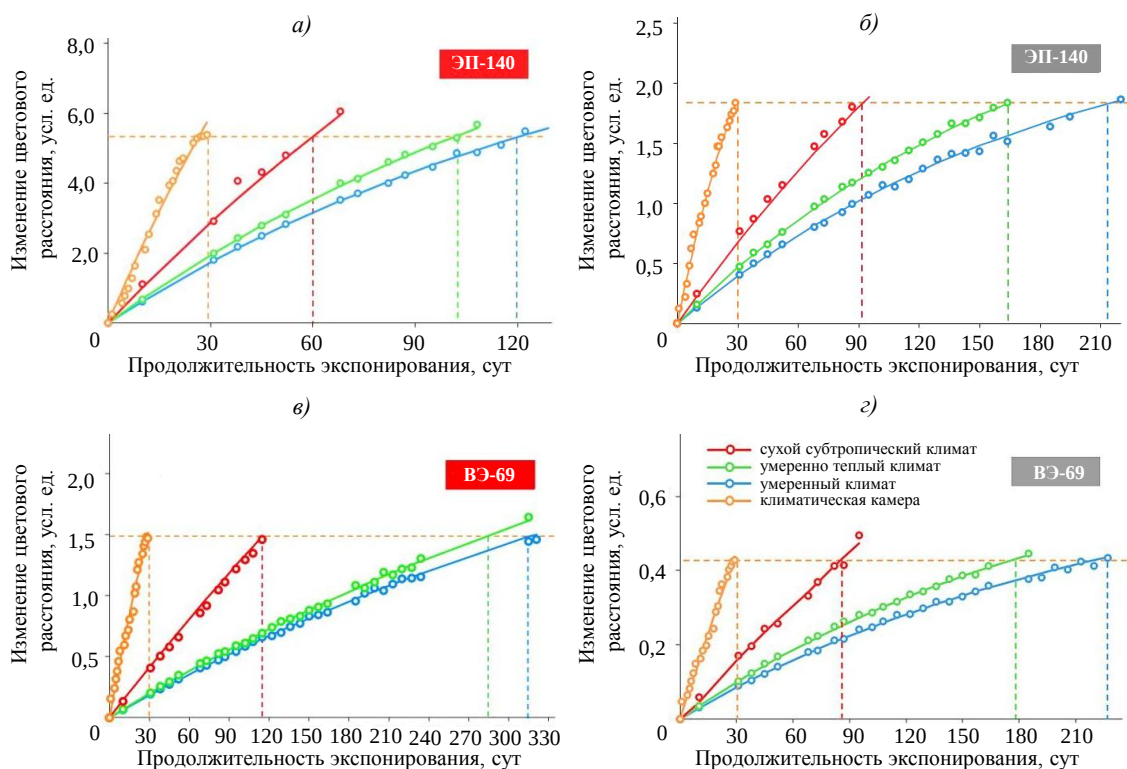


Рис. 3. Зависимости изменения цветового расстояния систем лакокрасочных покрытий на основе эмалей ЭП-140 (а, б) и ВЭ-69 (в, з) с добавлением пигментов красного (а, в) и серого (б, з) цвета от продолжительности экспонирования при натуральных и ускоренных климатических испытаниях: точки – экспериментальные данные, линии – модель (1)

Однако использование корреляционных зависимостей, рассчитанных на основании данных рис. 3, возможно лишь для анализа данных постфактум. Их применение для расчета режимов имитационных испытаний некорректно. Ранее выявлено [37], что изменение цветового расстояния при натурном экспонировании характеризуется выраженным эффектом сезонности, т. е. месяцем постановки на испытания.

На рис. 4, а показаны расчетные данные по изменению цветового расстояния системы ЛКП на основе эмали ЭП-140 с пигментом красного цвета при постановке на натурное экспонирование в начале первых месяцев сезонов года в умеренно теплом климате, а на рис. 4, б – соответствующие корреляционные зависимости, полученные с учетом данных по изменению цвета в климатической камере. Видно, что значение коэффициента ускорения старения за 30 дней экспонирования в климатической камере составляет 2,3 для летнего сезона, 4,1 – для весеннего, 5,5 – для зимнего, 8,1 – для осеннего сезона. Таким образом, для достоверного временного прогноза изменения цветового расстояния систем ЛКП в натуральных условиях по результатам лабораторных данных требуются предварительные сведения о сезонности изменения показателя в натуральных условиях, т. е. необходимо проведение двухлетних предварительных натурных испытаний – экспонирование в течение 12 мес. со смещением постановки в 1 мес. Это лишает данный подход возможности практического использования.

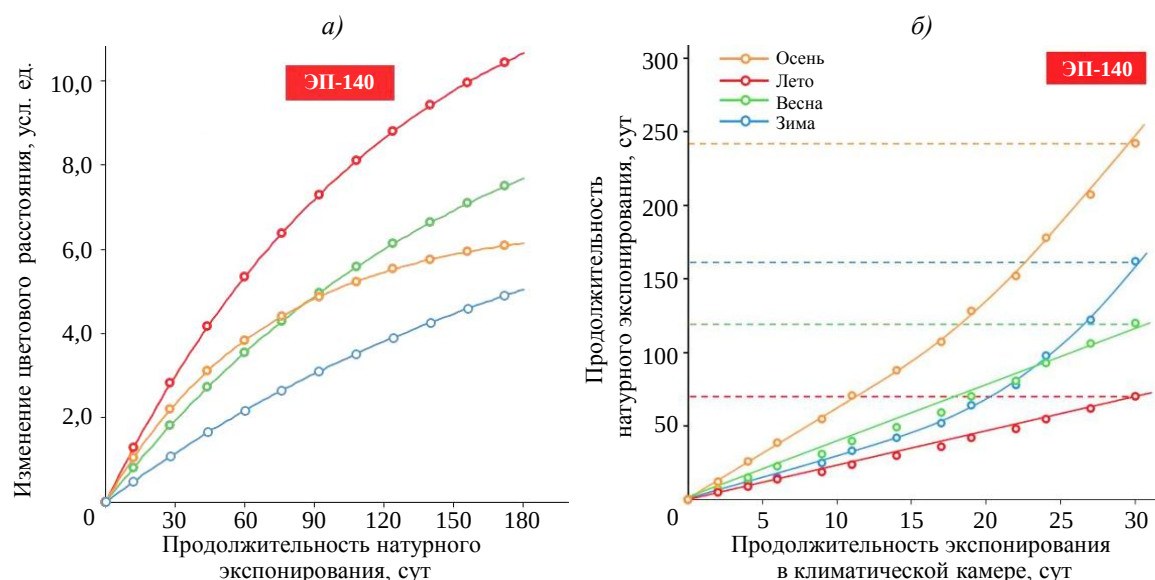


Рис. 4. Зависимости изменения цветового расстояния (расчетные значения) системы лакокрасочных покрытий на основе эмали ЭП-140 с добавлением пигмента красного цвета от продолжительности натурного экспонирования (а; точки – экспериментальные данные, линии – модель (1)); корреляционные зависимости между продолжительностью экспонирования в климатической камере и умеренно теплом климате (б; точки – расчетные значения при шаге изменения цветового расстояния 0,5, линии – аппроксимация полиномом первой (весна, лето) и второй (осень, зима) степени)

Более практически значимым и рациональным является исследование зависимости изменения цветового расстояния от накопленной дозы солнечной радиации. На рис. 5 приведены зависимости изменения цветового расстояния от суммарной дозы солнечной радиации образцов из алюминиевого сплава с нанесенными системами ЛКП при экспонировании в умеренном, умеренно теплом, сухом субтропическом климате, а также в лабораторных условиях в климатической камере.

При экспонировании в натуральных и лабораторных условиях характер изменения цветового расстояния систем ЛКП с добавлением пигментов серого цвета одинаков: при достижении накопленной дозы солнечной радиации 3500 МДж/м^2 изменение цветового расстояния при всех видах климатических воздействий находится в диапазоне 15–20 %.

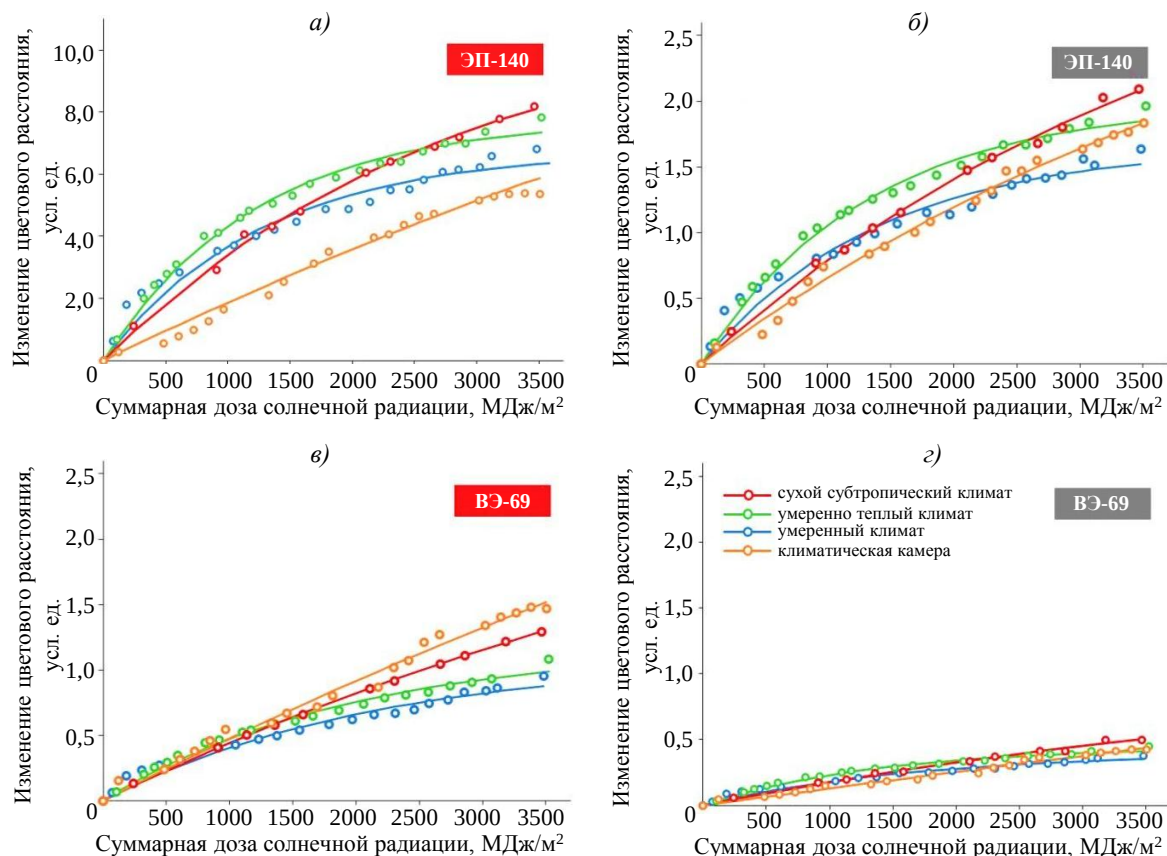


Рис. 5. Зависимости изменения цветового расстояния систем лакокрасочных покрытий на основе эмалей ЭП-140 (а, б) и ВЭ-69 (в, г) с добавлением пигментов красного (а, в) и серого (б, г) цвета от суммарной дозы солнечной радиации при натуральных и ускоренных климатических испытаниях: точки – экспериментальные данные, линии – модель (2)

Для систем ЛКП с добавлением красного пигмента наблюдается некоторая неэквивалентность натуральных и лабораторных климатических воздействий на изменения цветового расстояния. Изменение цветового расстояния эмали ЭП-140 составляет 6,85–8,15 усл. ед. при натурном экспонировании в трех климатических зонах, а при лабораторных климатических испытаниях достигает 5,3 усл. ед., т. е. на 35 % меньше. Для системы ЛКП на основе эмали ВЭ-69 наблюдается обратная картина: изменение цветового расстояния при натуральных воздействиях составляет 0,95–1,29 усл. ед., а при экспонировании в климатической камере достигает 1,48 усл. ед. (на 15 % больше).

На рис. 6 приведены корреляционные зависимости между суммарными дозами солнечной радиации в климатической камере и при натуральных испытаниях, рассчитанные по изменению цветового расстояния изученных систем ЛКП. Для сухого субтропического климата зависимость является линейной и повышение степени полинома не увеличивает значение коэффициента детерминации ($R^2 \geq 0,99$). Корреляционные

зависимости для умеренного и умеренно теплого климата аппроксимируются полиномом второй степени с коэффициентами детерминации $R^2 \geq 0,99$, повышение степени полинома не влияет на значение R^2 .

Полученные данные об изменении цветового расстояния при натурных и лабораторных испытаниях, а также корреляционные кривые зависимостей между дозами радиации в климатической камере и при натурном экспонировании можно использовать при расчете сроков лабораторного экспонирования в климатической камере для проведения высокоточных имитационных климатических испытаний систем ЛКП на начальной стадии старения с учетом сезона, при котором начаты натурные климатические испытания.

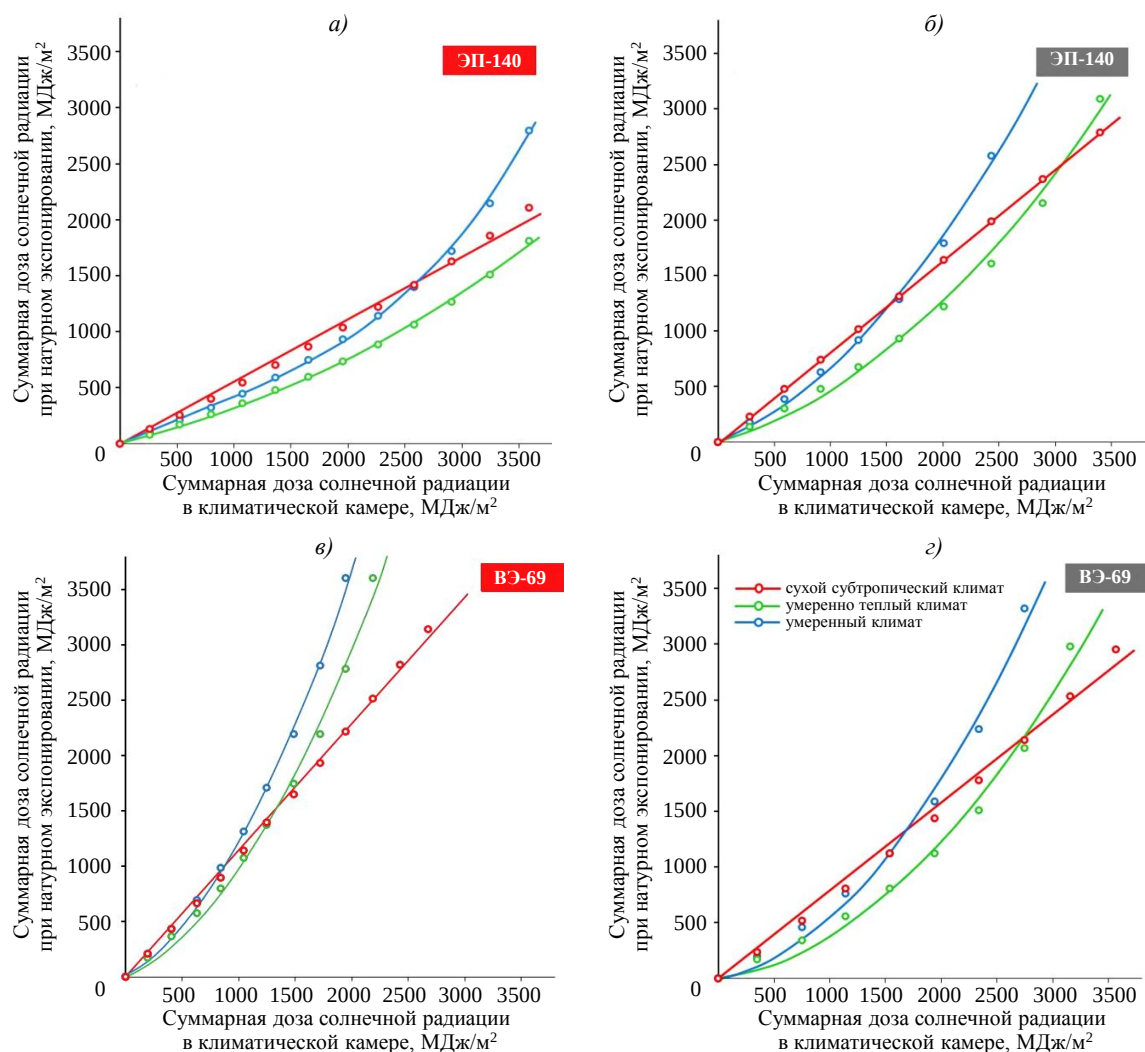


Рис. 6. Корреляционные зависимости между суммарными дозами солнечной радиации в климатической камере и при натурных испытаниях для систем лакокрасочных покрытий на основе эмалей ЭП-140 (а, б) и ВЭ-69 (в, з) с добавлением пигментов красного (а, в) и серого (б, з) цвета: линии – аппроксимация полиномом (см. текст)

В таблице указаны среднемесячные значения с доверительной вероятностью 0,9 дозы солнечной радиации в весенний сезон, рассчитанные на основе регистрируемых данных на метеостанции Московского центра климатических испытаний им. Г.В. Акимова в течение 5 лет (2020–2024 гг.). Видно, что разброс среднемесячной

дозы солнечной радиации может составлять от 10 до 21 % в зависимости от года и не превышает 4 % (1489 ± 60 МДж/м²) за весь сезон по данным 5 лет наблюдений. Аналогичные данные получены и для других сезонов. Это позволяет прогнозировать изменения цветового расстояния при натурных испытаниях до достижения накопленной дозы солнечной радиации ~ 3500 МДж/м², что для климатических районов Российской Федерации соответствует сроку от 8 мес. (в теплом влажном климате) до 14 мес. (в арктическом климате). Для учета сезонной неэквивалентности при расчетах можно использовать данные ГОСТ 16350–80 по достижению среднегодовой дозы солнечной радиации (рис. 7) либо усредненные (за период не менее 5 лет) данные с метеостанции в месте натурального экспонирования.

**Ежемесячные показатели солнечной радиации в весенний сезон
в умеренном климате за 2020–2024 гг.**

Период	Доза солнечной радиации, МДж/м ²					средняя
	2020 г.	2021 г.	2022 г.	2023 г.	2024 г.	
Март	323	329	406	251	371	336 $\pm$ 72
Апрель	570	542	408	499	467	479 $\pm$ 75
Май	585	666	703	696	720	694 $\pm$ 66
Весенний сезон	1478	1447	1517	1446	1558	1489 $\pm$ 60

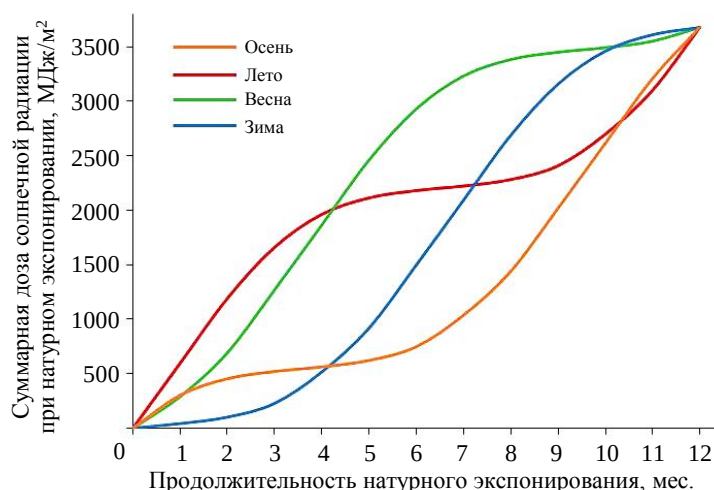


Рис. 7. Кривые достижения среднегодовой дозы солнечной радиации в умеренном климате (ГОСТ 16350–80) при начале экспонирования в разные сезоны года

Например, требуется определить длительность лабораторных испытаний систем ЛКП на основе эмали ЭП-140 с пигментом красного цвета для имитации натурального экспонирования в условиях умеренного климата в течение 6 мес. с учетом сезонности. Используя данные рис. 6 и 7 в аналитическом виде, можно рассчитать, что доза солнечной радиации при натурном экспонировании достигнет 1496, 2928, 2179 и 747 МДж/м² в зимний, весенний, летний и осенний сезоны соответственно, а срок экспонирования в климатической камере при этом составит 21, 31, 27 и 14 сут.

Полученные результаты позволяют существенно уточнить расчет продолжительности лабораторных имитационных испытаний на начальной стадии старения систем ЛКП, при этом будет учтен эффект сезонности изменения цветовых показателей.

Заключения

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие основные выводы:

- коэффициенты ускорения старения систем ЛКП при экспонировании в лабораторных условиях составляют 2–11 в зависимости от типа ЛКП и климатических зон при натурном экспонировании;
- корреляционные зависимости между сроками натурального и лабораторного экспонирования не позволяют дать достоверный временной прогноз изменения цветового состояния систем ЛКП в натуральных условиях по результатам его измерения в лабораторных условиях из-за эффекта сезонности;
- корреляционные зависимости между дозами солнечной радиации в натуральных и лабораторных условиях позволяют существенно уточнить расчет продолжительности лабораторных имитационных испытаний на начальной стадии старения систем ЛКП и учесть эффект сезонности изменения цветовых показателей.

Список источников

1. Cornet A.J., Homborg A.M., Anusuyadevi P.R. et al. Unravelling corrosion degradation of aged aircraft components protected by chromate-based coatings // *Engineering Failure Analysis*. 2024. Vol. 159. Art. 108070.
2. Zhang Ti., Zhang Te., He Y. et al. Corrosion and aging of organic aviation coatings: A review // *Chinese Journal of Aeronautics*. 2023. Vol. 36. No. 4. P. 1–35.
3. Huang H., Guo H., Feng Y. Study on UV-aging performance of fluorinated polymer coating and application on painted muds // *Materials Research Express*. 2021. Vol. 8. No. 1. Art. 015301.
4. Cai G., Wang H., Jiang D., Dong Z. Degradation of fluorinated polyurethane coating under UVA and salt spray. Part I: Corrosion resistance and morphology // *Progress in Organic Coatings*. 2018. Vol. 123. P. 337–349.
5. Cai G., Zhang D., Jiang D., Dong Z. Degradation of fluorinated polyurethane coating under UVA and salt spray. Part II: Molecular structures and depth profile // *Progress in Organic Coatings*. 2018. Vol. 124. P. 25–32.
6. Лебедев М.П., Старцев О.В., Коваль Т.В., Велигодский И.М. Мультиплетные релаксационные α -переходы во фторуретановом покрытии после климатического старения // *Доклады Российской академии наук. Химия, науки о материалах*. 2024. Т. 516. № 1. С. 45–51.
7. Исупов В.В., Старцев О.В. Численные методы в динамической механической спектроскопии полимеров // *Математические модели и численные методы механики сплошных сред: тез. докл. Междунар. конф., посвященной 75-летию выдающегося математика и механика, организатора науки акад. Н.Н. Яненко / под ред. Ю.И. Шокина*. Новосибирск: Из-дво СО РАН, 1996. С. 293–294.
8. Старцев О.В., Перепечко И.И. Молекулярная подвижность и релаксационные процессы в эпоксидной матрице композита. 1. Влияние типа армирующего наполнителя // *Механика композитных материалов*. 1984. № 3. С. 387–391.
9. Startsev V.O., Nizina T.A., Startsev O.V. A colour criterion of the climatic ageing of an epoxy polymer // *International Polymer Science and Technology*. 2016. Vol. 43. No. 8. P. 45–48.
10. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 3. Significant aging factors // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2012. No. 4. P. 323–329.
11. Dexter H.B. Long-term environmental effects and flight service evaluation of composite materials: technical report TM-89067. NASA, 1987. 188 p.
12. Каблов Е.Н., Лебедев М.П., Старцев О.В., Голиков Н.И. Климатические испытания материалов, элементов конструкций, техники и оборудования в условиях экстремально низких температур // *Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата EURASTRENCOLD-2013*. Якутск, 2013. С. 5–7.

13. Старцев О.В., Лебедев М.П., Кычкин А.К. Старение полимерных композиционных материалов в условиях экстремально холодного климата // Известия Алтайского государственного университета. 2020. № 1 (111). С. 41–51.
14. Malshe V.C., Waghoo G. Weathering study of epoxy paints // Progress in Organic Coatings. 2004. Vol. 51. No. 4. P. 267–272.
15. Cocuzzi D.A., Pilcher G.R. Ten-year exterior durability test results compared to various accelerated weathering devices: Joint study between ASTM International and National Coil Coatings Association // Progress in Organic Coatings. 2013. Vol. 76. P. 979–984.
16. Павлов А.В., Андреева Н.П., Павлов М.Р., Меркулова Ю.И. Климатические испытания лакокрасочного покрытия на основе фторопласта и особенности его деструкции // Труды ВИАМ. 2019. № 5 (77). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-103-110.
17. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М., Панин С.В. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 1. Факторы влияния (обзор) // Коррозия: материалы, защита. 2013. № 12. С. 6–18.
18. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 2. Новые подходы к оценке коррозивности приморских атмосфер // Коррозия: материалы, защита. 2016. № 1. С. 1–15.
19. Старцев О.В., Ярмолинец Л.В., Руднев В.П., Цинцадзе Г.Б. Прогнозирование светопропускания органического стекла при климатическом старении // Авиационная промышленность. 1990. № 2. С. 64–65.
20. Старцев О.В., Цинцадзе Г.Б., Вапиров Ю.М., Кирюшкин С.Г. Климатическое старение прозрачных термопластичных пленок. 1. Полиэтилен // Полимерные оптические материалы / под ред. Б.Р. Смирнова. Черноголовка: Изд-во ИХФ АН СССР, 1989. С. 152–177.
21. Старцев О.В. Климатическое старение прозрачных термопластичных пленок. 2. Поликарбонат // Полимерные оптические материалы / под ред. Б.Р. Смирнова. Черноголовка: ИХФ АН СССР, 1989. С. 178–197.
22. Momber A.W., Buchbach S., Plagemann P., Marquardt T. Edge coverage of organic coatings and corrosion protection over edges under simulated ballast water tank conditions // Progress in Organic Coatings. 2017. Vol. 108. P. 90–92.
23. Pélissier K., Le Bozec N., Thierry D., Larché N. Evaluation of the Long-Term Performance of Marine and Offshore Coatings System Exposed on a Traditional Stationary Site and an Operating Ship and Its Correlation to Accelerated Test // Coatings. 2022. Vol. 12. No. 11. P. 1758.
24. Bierwagen G.P., He L., Li J. et al. Studies of a new accelerated evaluation method for coating corrosion resistance – thermal cycling testing // Progress in Organic Coatings. 2000. Vol. 39. No. 1. P. 67–78.
25. Knudsen O.Ø., Skilbred A.W.B., Løken A. et al. Correlations between standard accelerated tests for protective organic coatings and field performance // Materials Today Communications. 2022. Vol. 31. Art. 103729.
26. Revin P.O., Makarenko A.V., Harisov R.A., Farhetdinov I.R. Research of underwater applied coatings for corrosion protection of port facilities // Science and Technologies: Oil and Oil Products Pipeline Transportation. 2022. Vol. 12. No. 4. P. 385–393.
27. LeBozec N., Thierry D., Le Calvé P. et al. Performance of marine and offshore paint systems: Correlation of accelerated corrosion tests and field exposure on operating ships // Materials and Corrosion. 2015. Vol. 66. No. 3. P. 215–225.
28. Li S., Bi H., Weinell C.E., Dam-Johansen K. A quantitative real-time evaluation of rust creep propagation in coating systems exposed to field testing and cyclic ageing test // Progress in Organic Coatings. 2023. Vol. 184. Art. 107866.
29. Saha J.K., Mitra P.K., Paul S., Singh D.D.N. Performance of different organic coatings on steel substrate by accelerated and in atmospheric exposure tests // Indian Journal of Chemical Technology. 2010. Vol. 17. No. 2. P. 102–110.
30. Chu M.T., Do D.T., Sereda V.N., Karpov V.A. Correlation between climate testing methods and service life prediction for paint systems // International Journal of Corrosion and Scale Inhibition. 2023. Vol. 12. No. 3. P. 1363–1373.

31. Gao J., Hu W., Wang R., Li X. Study on a multifactor coupling accelerated test method for anticorrosive coatings in marine atmospheric environments // *Polymer Testing*. 2021. Vol. 100. Art. 107259.
32. Кузнецова В.А., Шаповалов Г.Г., Марченко С.А., Коврижкина Н.А., Силаева А.А. Матовые покрытия на основе двухфазной эпоксидно-акриловой композиции для окраски элементов кабины пилотов и панелей приборов // *Труды ВИАМ*. 2020. № 12 (94). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-87-95.
33. Кузнецова В.А., Марченко С.А., Емельянов В.В., Железняк В.Г. Исследование влияния молекулярной массы эпоксидных олигомеров и отвердителей на эксплуатационные свойства лакокрасочных покрытий // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 07. URL <https://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.03.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
34. Козлова А.А., Кузнецова В.А., Козлов И.А., Наприенко С.А., Силаева А.А. Влияние длительных нагревов на свойства защитных покрытий для алюминиевого сплава системы Al-Si-Mg // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 74–80. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-74-80.
35. Старцев В.О., Валева Е.О., Гуляев А.И. Влияние старения поверхности полимерных композиционных материалов на их механические свойства // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (95). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
36. Старцев В.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 2. Влияние различных климатических зон // *Труды ВИАМ*. 2025. № 6 (148). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.06.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-86-97.
37. Старцев В.О., Коган А.М., Зеленева Т.О. Климатическое старение систем лакокрасочных покрытий. Часть 1. Влияние длительных сроков экспонирования на цветовые показатели // *Труды ВИАМ*. 2025. № 5 (147). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.05.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-99-111.
38. Старцев В.О., Низина Т.А. Прогнозирование климатического старения эпоксидных полимеров по изменению цветовых показателей // *Труды ВИАМ*. 2015. № 12. Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.03.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-10-10.

References

1. Cornet A.J., Homborg A.M., Anusuyadevi P.R. et al. Unravelling corrosion degradation of aged aircraft components protected by chromate-based coatings. *Engineering Failure Analysis*, 2024, vol. 159, art. 108070.
2. Zhang Ti., Zhang Te., He Y. et al. Corrosion and aging of organic aviation coatings: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2023, vol. 36, no. 4, pp. 1–35.
3. Huang H., Guo H., Feng Y. Study on UV-aging performance of fluorinated polymer coating and application on painted muds. *Materials Research Express*, 2021, vol. 8, no. 1, art. 015301.
4. Cai G., Wang H., Jiang D., Dong Z. Degradation of fluorinated polyurethane coating under UVA and salt spray. Part I: Corrosion resistance and morphology. *Progress in Organic Coatings*, 2018, vol. 123, pp. 337–349.
5. Cai G., Zhang D., Jiang D., Dong Z. Degradation of fluorinated polyurethane coating under UVA and salt spray. Part II: Molecular structures and depth profile. *Progress in Organic Coatings*, 2018, vol. 124, pp. 25–32.
6. Lebedev M.P., Startsev O.V., Koval T.V., Veligodskii I.M. Multiplet relaxation α -transitions in a fluororethane coating after climatic aging. *Doklady Rossiyskoy akademii nauk. Khimiya, nauki o materialakh*, 2024, vol. 516, no. 1, pp. 45–51.
7. Isupov V.V., Startsev O.V. Numerical methods in dynamic mechanical spectroscopy of polymers. *Mathematical models and numerical methods of continuum mechanics: reports Int. conf. dedicated to the 75th anniversary of the outstanding mathematician and mechanic, organizer of science academician N.N. Yanenko*. Ed. Yu.I. Shokin. Novosibirsk: Publ. SB RAS, 1996, pp. 293–294.

8. Startsev O.V., Perepechko I.I. Molecular mobility and relaxation processes in the epoxy matrix of a composite. 1. Influence of the type of reinforcing filler. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 1984, no. 3, pp. 387–391.
9. Startsev V.O., Nizina T.A., Startsev O.V. A colour criterion of the climatic ageing of an epoxy polymer. *International Polymer Science and Technology*, 2016, vol. 43, no. 8, pp. 45–48.
10. Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 3. Significant aging factors. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2012, no. 4, pp. 323–329.
11. Dexter H.B. *Long-term environmental effects and flight service evaluation of composite materials*: technical report TM-89067. NASA, 1987, 188 p.
12. Kablov E.N., Lebedev M.P., Startsev O.V., Golikov N.I. Climatic tests of materials, structural elements, machinery and equipment in conditions of extremely low temperatures. *Proceedings of the VI Eurasian Symposium on the Problems of Strength of Materials and Machines for Cold Climate Regions EURASTRENCOLD–2013*, Yakutsk, 2013, pp. 5–7.
13. Startsev O.V., Lebedev M.P., Kychkin A.K. Aging of polymer composite materials in conditions of extremely cold climate. *Izvestiya Altayskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1 (111), pp. 41–51.
14. Malshe V.C., Waghoo G. Weathering study of epoxy paints. *Progress in Organic Coatings*, 2004, vol. 51, no. 4, pp. 267–272.
15. Cocuzzi D.A., Pilcher G.R. Ten-year exterior durability test results compared to various accelerated weathering devices: Joint study between ASTM International and National Coil Coatings Association. *Progress in Organic Coatings*, 2013, vol. 76, pp. 979–984.
16. Pavlov A.V., Andreeva N.P., Pavlov M.R., Merkulova Yu.I. Climatic tests of paint coating based on fluoroplastic and features of its destruction. *Trudy VIAM*, 2019, no. 5, paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 10, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-5-103-110.
17. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M., Panin S.V. Corrosive aggressiveness of the coastal atmosphere. Part 1. Influencing factors (review). *Korroziya: materialy, zashchita*, 2013, no. 12, pp. 6–18.
18. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Corrosive aggressiveness of the coastal atmosphere. Part 2. New approaches to assessing the corrosivity of coastal atmospheres. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 1, pp. 1–15.
19. Startsev O.V., Yarmolinets L.V., Rudnev V.P., Tsintsadze G.B. Forecasting the light transmission of organic glass during climatic aging. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 1990, no. 2, pp. 64–65.
20. Startsev O.V., Tsintsadze G.B., Vapirov Yu.M., Kiryushkin S.G. Climatic aging of transparent thermoplastic films. 1. Polyethylene. *Polimernye opticheskie materialy*. Ed. B.R. Smirnov. Chernogolovka: Publ. house of the Institute of Chemical Physics of the USSR Academy of Sciences, 1989, pp. 152–177.
21. Startsev O.V. Climatic aging of transparent thermoplastic films. 2. Polycarbonate. *Polimernye opticheskie materialy*. Ed. B.R. Smirnov. Chernogolovka: Institute of Chemical Physics of the USSR Academy of Sciences, 1989, pp. 178–197.
22. Momber A.W., Buchbach S., Plagemann P., Marquardt T. Edge coverage of organic coatings and corrosion protection over edges under simulated ballast water tank conditions. *Progress in Organic Coatings*, 2017, vol. 108, pp. 90–92.
23. Pélissier K., Le Bozec N., Thierry D., Larché N. Evaluation of the Long-Term Performance of Marine and Offshore Coatings System Exposed on a Traditional Stationary Site and an Operating Ship and Its Correlation to Accelerated Test. *Coatings*, 2022, vol. 12, no. 11, p. 1758.
24. Bierwagen G.P., He L., Li J. et al. Studies of a new accelerated evaluation method for coating corrosion resistance – thermal cycling testing. *Progress in Organic Coatings*, 2000, vol. 39, no. 1, pp. 67–78.
25. Knudsen O.Ø., Skillbred A.W.B., Løken A. et al. Correlations between standard accelerated tests for protective organic coatings and field performance. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 31, art. 103729.
26. Revin P.O., Makarenko A.V., Harisov R.A., Farhetdinov I.R. Research of underwater applied coatings for corrosion protection of port facilities. *Science and Technologies: Oil and Oil Products Pipeline Transportation*, 2022, vol. 12, no. 4, pp. 385–393.

27. LeBozec N., Thierry D., Le Calvé P. et al. Performance of marine and offshore paint systems: Correlation of accelerated corrosion tests and field exposure on operating ships. *Materials and Corrosion*, 2015, vol. 66, no. 3, pp. 215–225.
28. Li S., Bi H., Weinell C.E., Dam-Johansen K. A quantitative real-time evaluation of rust creep propagation in coating systems exposed to field testing and cyclic ageing test. *Progress in Organic Coatings*, 2023, vol. 184, art. 107866.
29. Saha J.K., Mitra P.K., Paul S., Singh D.D.N. Performance of different organic coatings on steel substrate by accelerated and in atmospheric exposure tests. *Indian Journal of Chemical Technology*, 2010, vol. 17, no. 2, pp. 102–110.
30. Chu M.T., Do D.T., Sereda V.N., Karpov V.A. Correlation between climate testing methods and service life prediction for paint systems. *International Journal of Corrosion and Scale Inhibition*, 2023, vol. 12, no. 3, pp. 1363–1373.
31. Gao J., Hu W., Wang R., Li X. Study on a multifactor coupling accelerated test method for anticorrosive coatings in marine atmospheric environments. *Polymer Testing*, 2021, vol. 100, art. 107259.
32. Kuznetsova V.A., Shapovalov G.G., Marchenko S.A., Kovrizhkina N.A., Silaeva A.A. Paint coatings on the basis of epoxy and acrylic diphasic polymeric system for coloring of elements of cabin of pilots and dashboards. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 10, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-87-95.
33. Kuznetsova V.A., Marchenko S.A., Emelyanov V.V., Zheleznyak V.G. Study of the influence of molecular mass of epoxy oligomers and hardeners on the operational properties of paint coatings. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 10, 2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
34. Kozlova A.A., Kuznetsova V.A., Kozlov I.A., Naprienko S.A., Silaeva A.A. The effect of prolonged heating on the properties of protective coatings for aluminum alloy system Al–Si–Mg. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 74–80. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-74-80.
35. Startsev V.O., Valevin E.O., Gulyaev A.I. The influence of polymer composite materials' surface weathering on its mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 10, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76.
36. Startsev V.O. Climate aging of paint coating systems. Part 2. Influence of different climatic zones. *Trudy VIAM*, 2025, no. 6 (148), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 06, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-6-86-97.
37. Startsev V.O., Kogan A.M., Zeleneva T.O. Climate aging of paint coating systems. Part 1. Effect of long-term exposure on color characteristics. *Trudy VIAM*, 2025, no. 5 (147), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 19, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-99-111.
38. Startsev V.O., Nizina T.A. The modeling of epoxy polymers weathering by the color characteristics measurements. *Trudy VIAM*, 2015, no. 12, paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 10, 2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-10-10.

Информация об авторах

Старцев Валерий Олегович, начальник лаборатории, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Valery O. Startsev, Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.03.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.03.2025.
The article was submitted 26.03.2025; approved and accepted for publication after reviewing 31.03.2025.

Научная статья

УДК 620.179.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-119-129

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК РАДИОГРАФИЧЕСКИХ ПЛЕНОК

Н.В. Осияненко¹, Е.И. Косарина¹, А.А. Демидов¹, А.П. Гримова¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлено описание испытания радиографических технических пленок по регламенту ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023 и по методике, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Проведено сравнение полученных информативных характеристик радиографических пленок. Показано, что получение характеристической кривой по требованиям ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023 не учитывает влияния энергии рентгеновского излучения. Аналог характеристической кривой, построенной по разработанной методике, учитывает зависимость от энергии излучения, т. е. определяет не только сенситометрические, но и дефектоскопические свойства.

Ключевые слова: радиографическая пленка, оптическая плотность, характеристическая кривая, сенситометрические характеристики, градиент, чувствительность к излучению

Для цитирования: Осияненко Н.В., Косарина Е.И., Демидов А.А., Гримова А.П. Определение характеристик радиографических пленок // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-119-129.

Scientific article

DETERMINATION OF CHARACTERISTICS OF RADIOGRAPHIC FILMS

N.V. Osiyanenko¹, E.I. Kosarina¹, A.A. Demidov¹, A.P. Grimova¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article describes the testing of radiographic technical films according to the regulations of GOST R ISO 11699-1–2023 and according to the method developed at NRC «Kurchatov Institute» – VIAM. The obtained informative characteristics of radiographic films are compared. The article shows that obtaining a characteristic curve according to the requirements of GOST R ISO 11699-1–2023 does not take into account the influence of X-ray radiation energy. The properties of the analog of the characteristic curve according to the developed method take into account its dependence on the radiation energy, i.e. it determines not only its sensitometric properties, but also its flaw detection properties.

Keywords: radiographic film, optical density, characteristic curve, sensitometric characteristics, gradient, speed to radiation

For citation: Osiyanenko N.V., Kosarina E.I., Demidov A.A., Grimova A.P. Determination of characteristics of radiographic films. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-119-129.

Введение

Многие современные агрегаты, детали и машины работают в экстремальных условиях: при высоких температурах и больших силовых нагрузках, которые зачастую имеют не статический, а циклический характер. С каждым годом рабочие условия лишь усложняются, а требования к безопасности эксплуатации ужесточаются [1]. Особенно это заметно в таких быстро развивающихся отраслях, как авиация, космос и атомная энергетика, где зачастую требуется проведение 100%-ного контроля деталей в партии, что может обеспечить только неразрушающий контроль [2, 3]. Одним из основных видов неразрушающего контроля, широко применяемых в производстве изделий авиационной техники, является рентгеновский, основанный на ослаблении рентгеновского излучения материалами. Степень ослабления зависит от свойств изделия и материала, из которого оно изготовлено: чем больше плотность материала, чем толще слой поглотителя, тем сильнее степень ослабления рентгеновского излучения. Теневая картина представляет собой распределение экспозиционной дозы или экспозиционной мощности дозы излучения. Радиационное теневое изображение чаще всего регистрируется на радиографическую пленку, свойства которой существенно влияют на результат контроля.

Приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии № 15-ст от 17.01.2023 введен в действие ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023 в качестве национального стандарта Российской Федерации. Данный стандарт регламентирует классификацию пленочных систем, правила ее применения, обработки и оценки качества [4]. Рентгеновский неразрушающий контроль с применением в качестве детектора радиографической пленки используют практически на всех предприятиях, производящих авиационную и космическую технику.

Нормативными документами, действующими в указанных отраслях, регламентировано применение радиографических пленок классов С1–С4. При контроле объектов большой толщины с применением высокой энергии рентгеновского излучения (>180 кэВ) допускается использование радиографической пленки класса С5. Применение радиографической пленки строго определенного класса обеспечивает надежное обнаружение дефектов, что гарантирует безопасную эксплуатацию летательных аппаратов.

Для установления классификации радиографических технических пленок необходимы, во-первых, сложные технические средства, которые являются средствами измерений, во-вторых, юридические документы, определяющие право на проведение таких испытаний. В России на данный момент проводятся работы по созданию средств испытаний радиографических пленок, но пока право их сертификации отсутствует. Таким правом обладает Берлинский Федеральный институт исследований и испытаний материалов (ВАМ), который в условиях действующих санкций недоступен, как и недоступны радиографические пленки с подтвержденной им классификацией. На рынок поступают отечественные и зарубежные радиографические пленки, не прошедшие испытания в ВАМ. Для оценки качества радиографических пленок в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана и много лет применяется собственная методика испытаний [5]. В данной статье приведено описание исследований адекватности разработанной методики по отношению к испытаниям в ВАМ.

Испытания радиографических пленок в соответствии с ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023 и разработанной методикой и их сравнение

Характеристическая кривая радиографической пленки

Сенситометрические свойства радиографической пленки иллюстрирует характеристическая кривая – зависимость оптической плотности D от логарифма экспозиционной дозы излучения K_S (рис. 1) [6, 7]. Имея в распоряжении характеристические кривые, можно определить следующие свойства пленки:

- широта K_{S1} (диапазон дозы излучения, ослабленной диапазоном толщины объекта контроля, который при экспонировании на данную радиографическую пленку позволяет получить снимок с оптической плотностью, пригодной для его расшифровки);
- чувствительность к излучению S (способность получать требуемую оптическую плотность при определенной дозе излучения), $S = 1/K_S$, где $K_S = 10^{\lg K_S}$;
- средний градиент G (показатель контрастных свойств), $G = \operatorname{tg} \alpha$, где α – угол наклона касательной к характеристической кривой;
- оптическая плотность вуали D_0 (оптическая плотность снимка на неэкспонированной радиографической пленке) [8].

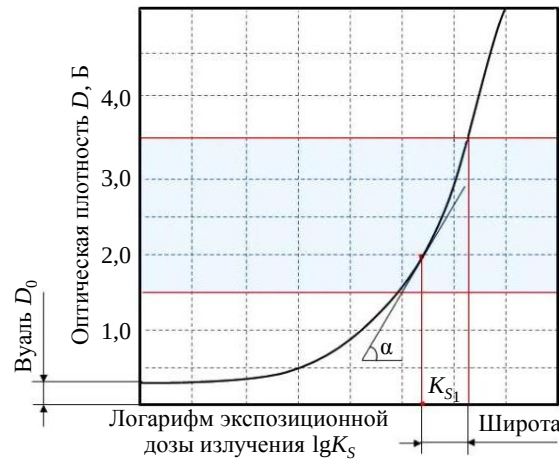


Рис. 1. Характеристическая кривая радиографической пленки

Способ получения характеристической кривой по ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023

Зависимость величины дозы излучения, генерируемой рентгеновским аппаратом, от режима его работы выражается соотношением

$$K_S = \frac{k f(U) I t}{F^2},$$

где k – константа, определяемая конструкцией рентгеновского аппарата; $f(U)$ – возрастающая функция от анодного напряжения; U – анодное напряжение, кВ; I – ток рентгеновской трубки, мА; t – продолжительность экспонирования, с; F – расстояние от анода рентгеновской трубки до кассеты с испытуемой пленкой, мм. Величины k и $f(U)$ определяются экспериментально.

Чтобы получить адекватную зависимость $D = f(\lg K_S)$, на одном и том же образце пленки выполнили ряд экспозиций при определенном режиме: анодное напряжение 200 кВ, анодный ток 10 мА, фокусное расстояние 700 мм. Меняя продолжительность экспонирования, получили сенситограмму, содержащую не менее восьми равномерно распределенных оптических плотностей, охватывающих интервал от 1,0 до 4,5 Б, и превышающих D_0 . Затем построенную зависимость $D = f(\lg K_S)$ аппроксимировали полиномом третьей степени. Полиномиальная аппроксимация должна включать все измеренные значения от 1,0 до 4,5 Б. Чтобы определить среднее значение градиента G , на каждом поле с определенной оптической плотностью необходимо выполнить не менее шести измерений. Средние значения градиента должны определяться с максимальной неопределенностью $\pm 5\%$ для градиента при $D = 2$ Б над плотностью вуали и основы и $\pm 7\%$ для градиента при $D = 4$ Б над плотностью вуали и основы на 95%-ном доверительном интервале [9, 10].

Согласно методике построения характеристических кривых испытуемой пленки по ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023, при строго определенных условиях получают

рентгеновские снимки, экспонирование которых осуществляют при постоянной мощности дозы рентгеновского излучения и 12 разных продолжительностях. При указанных условиях оптическая плотность полученных рентгеновских снимков должна быть равномерно распределена в интервале от 1,0 до 4,5, Б, превышающем плотность вуали D_0 .

Доза излучения K_S , создаваемая рентгеновским аппаратом, пропорциональна мощности P и продолжительности работы t :

$$K_S = Pt.$$

При проведении испытаний радиографических пленок по ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023 мощность дозы постоянна, меняется продолжительность работы рентгеновского аппарата.

Получение аналога характеристической кривой по разработанной методике

Испытания проводили на радиографической пленке класса С4. Для получения зависимости оптической плотности от логарифма экспозиционной дозы излучения использовали специальные образцы в виде ступенчатых клиньев из магния и стали (табл. 1, рис. 2).

Таблица 1

Технические характеристики испытательных образцов

Условный номер ступеньки	Толщина ступеньки, мм, для ступенчатого клина		
	из магниевого сплава	стального	
		1	2
1	3	2	14
2	8	4	18
3	10	6	22
4	15	8	26
5	19	10	30
6	23	12	34
7	26	14	38

Примечание. Каждая ступенька клина содержит плоскостонные лунки глубиной 1, 2, 3, 5, 7, 10 % от высоты ступеньки (рис. 2).

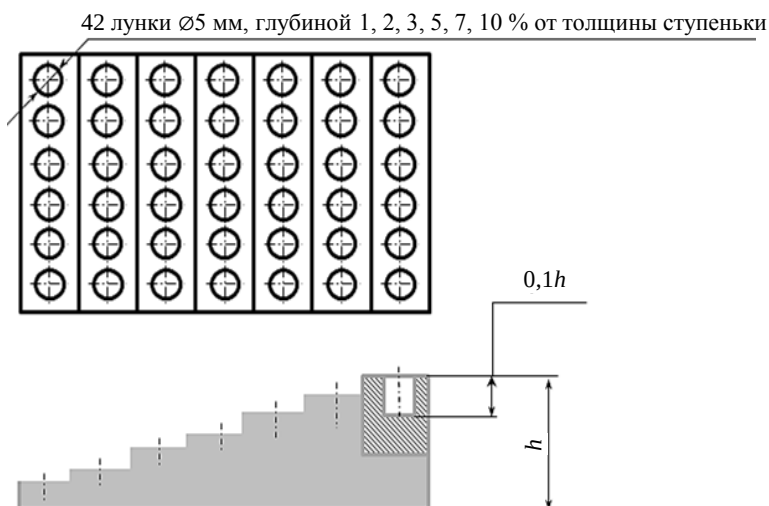


Рис. 2. Эскиз ступенчатого клина для определения сенситометрических свойств радиографических пленок

Для определения сенситометрических характеристик испытуемой радиографической пленки проводят экспонирование образцов при режимах, представленных в табл. 2 и на рис. 3.

Таблица 2

Режимы экспонирования испытательных образцов			
Ступенчатый клин	Напряжение, кВ	Анодный ток, мА	Продолжительность, мин
Из магниевого сплава	40	15	2
Стальной 1	120		
Стальной 2	200		

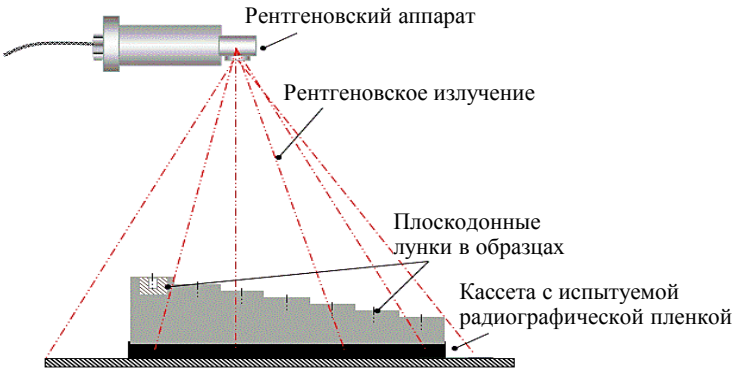


Рис. 3. Схема экспонирования ступенчатого стального клина 1 и 2

Каждая ступенька испытательных образцов получает определенную дозу излучения $K_{\text{спл}} = P_{\text{спл}}t$. В зависимости от толщины ступеньки и плотности сплава образца мощность дозы за ней определяется соотношением

$$K_{\text{спл}} = P_{\text{спл}}t = P_{0\text{спл}}te^{-\mu_{\text{спл}}d_{\text{испл}}},$$

где $P_{0\text{спл}}$ и $P_{\text{спл}}$ – мощность экспозиционной дозы излучения в отсутствии и при наличии поглотителя соответственно, Гр/с; $\mu_{\text{спл}}$ – линейный коэффициент поглощения излучения сплавом; $d_{\text{испл}}$ – толщина ступеньки образца, мм.

Согласно разработанной методике, в отличие от изложенной в ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023, изменение оптической плотности полей сенситограммы происходит за счет изменения мощности дозы излучения, которая при достижении радиографической пленки ослабевает в результате прохождения сквозь ступеньки испытательного образца.

Значения $\mu_{\text{спл}}d_{\text{испл}}$ для всех испытательных образцов приведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты экспонирования испытательных образцов							
Параметр	Значения параметров						
Ступенчатый клин из магниевого сплава ($U = 40$ кВ, $E = 26,3$ кэВ, $\mu_{\text{Mg}} = 3,234 \text{ см}^{-1}$)							
d_{iMg} , см	0,30	0,80	1,00	1,50	1,90	2,20	2,60
$\mu_{\text{Mg}}d_{\text{iMg}}$	0,97	2,59	3,23	4,85	6,14	7,11	8,41
D_{iMg} , Б	>4,00	2,21	1,01	0,62	0,50	0,38	<0,10
Стальной ступенчатый клин 1 ($U = 120$ кВ, $E = 80$ кэВ, $\mu_{\text{Fe}} = 4,67 \text{ см}^{-1}$)							
d_{iFe} , см	0,20	0,40	0,60	0,80	1,00	1,20	1,40
$\mu_{\text{Fe}}d_{\text{iFe}}$	0,93	1,87	2,80	3,74	4,67	5,60	6,54
D_{iFe} , Б	>4,00	4,06	2,27	1,56	1,03	0,73	0,60
Стальной ступенчатый клин 2 ($U = 200$ кВ, $E = 134$ кэВ, $\mu_{\text{Fe}} = 1,88 \text{ см}^{-1}$)							
d_{iFe} , см	1,40	1,80	2,20	2,60	3,00	3,40	3,80
$\mu_{\text{Fe}}d_{\text{iFe}}$	2,63	3,38	4,14	4,89	5,64	6,40	7,14
D_{iFe} , Б	>4,00	>4,00	3,20	2,56	1,98	1,64	–
Примечание. U – анодное напряжение, E – энергия излучения, μ – линейный коэффициент поглощения излучения образцом, d_i – толщина ступеньки образца, D_i – оптическая плотность.							

Логарифм дозы излучения за каждой ступенькой испытательного образца рассчитывается по формуле

$$\lg K_{S_{\text{спл}}} = \lg(P_{0\text{спл}} \cdot t) + \lg e^{-\mu_{\text{спл}} d_{\text{спл}}} = \lg P_{0\text{Mg}} + \lg t - 0,435 \mu_{\text{Mg}} d_{\text{Mg}}.$$

Для одного рентгеновского аппарата при постоянных значениях тока, продолжительности экспозиции и фокусного расстояния мощность экспозиционной дозы зависит от анодного напряжения в определенных пределах:

$$P_0 = f(U) \frac{It}{F^2}.$$

Аналитически зависимость мощности экспозиционной дозы от анодного напряжения представляет собой сложную функцию, поэтому ее установили экспериментально, а зависимость ее логарифма от анодного напряжения рассчитали (рис. 4).

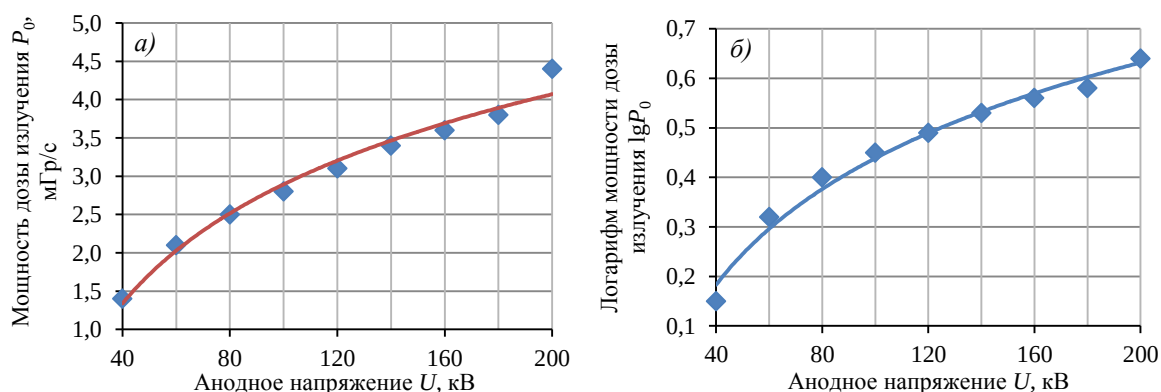


Рис. 4. Зависимости мощности экспозиционной дозы излучения (а) и ее логарифма (б) от анодного напряжения

При экспонировании ступенчатого клина из сплава на основе магния при анодном напряжении 60 кВ мощность экспозиционной дозы составила $P_0 = 2,1$ мГр/с ($\lg P_0 = 0,32$). Логарифм дозы излучения за каждой ступенькой магниевых образцов при анодном напряжении 60 кВ рассчитан по формуле:

$$\lg K_{S_{\text{Mg}}} = 0,32 + 2,08 - 1,41 d_{\text{Mg}}.$$

В результате получены зависимости оптической плотности сенситограмм при экспонировании образцов от логарифма дозы излучения при анодном напряжении 40 кВ (табл. 4 и рис. 5).

Условия получения характеристической кривой по ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023

Образцы пленок экспонировали рентгеновским излучением, генерируемым рентгеновской трубкой с вольфрамовым анодом. Фильтр трубки, наряду с дополнительным медным фильтром, расположенным по возможности максимально близко к мишени, обеспечил фильтрацию, равноценную медному фильтру толщиной $8,00 \pm 0,05$ мм. Напряжение на рентгеновской трубке подбирали таким образом, чтобы медный фильтр толщиной $3,5 \pm 0,2$ мм являлся слоем половинного ослабления и доза излучения на выходе соответствовала половине дозы на входе. Этому требованию соответствует напряжение ~ 220 кВ, анодный ток 10 мА, общая продолжительность экспонирования 2 мин. Экспонирование пленки осуществляли с использованием сенситометра – специального устройства, с помощью которого разные участки радиографической

пленки получали разную дозу излучения. Полученная после фотообработки рентгенограмма называется сенситограммой. Сенситограмма содержит восемь участков с различной оптической плотностью D . Для каждого участка сенситограммы оптическая плотность тем выше, чем больше длина участка диафрагмы сенситометра, так как продолжительность экспонирования радиографической пленки зависит от длины участка диафрагмы сенситометра. Таким образом, получены характеристические кривые, построенные на основании экспериментальных данных (рис. 5) [5, 10, 12].

Таблица 4

Зависимость оптической плотности от логарифма дозы излучения

Параметр	Значения параметров						
Клин из магниевого сплава ($U = 60$ кВ, $I = 10$ мА, $t = 2$ мин = 120 с, $\mu_{Mg} = 3,234$ см ⁻¹)							
d_{iMg} , см	0,30	0,80	1,00	1,50	1,90	2,20	2,60
$0,435\mu_{Mg}d_{iMg}$	0,42	1,13	1,40	2,11	2,67	3,09	3,66
lgK_{SiMg}	-0,12	-0,83	-1,10	-1,81	-2,37	-2,79	-3,36
D_{iFe} , Б	>4,00	2,21	1,01	0,62	0,50	0,38	0,30
Стальной ступенчатый клин 1 ($U = 200$ кВ, $I = 10$ мА, $t = 2$ мин = 120 с, $\mu_{Fe} = 1,99$ см ⁻¹)							
d_{iFe} , см	1,40	1,80	2,20	2,60	3,00	3,40	3,80
$0,435\mu_{Fe}d_{iFe}$	1,14	1,47	1,80	2,13	2,44	2,78	3,11
lgK_{SiFe}	-0,50	-0,83	-1,16	-1,49	-1,80	-2,14	-2,62
D_{iFe} , Б	>4,00	>4,00	3,20	2,56	1,98	0,30	0,30
Стальной ступенчатый клин 2 ($U = 120$ кВ, $I = 10$ мА, $t = 2$ мин = 120 с, $\mu_{Fe} = 4,67$ см ⁻¹)							
d_{iFe} , см	0,20	0,40	0,60	0,8	1,0	1,2	1,4
$0,435\mu_{Fe}d_{iFe}$	0,93	1,86	2,80	3,73	4,67	5,60	6,54
lgK_{SiFe}	-0,40	-0,81	-1,22	-1,62	-2,02	-2,43	-2,84
D_{iFe} , Б	4,90	4,53	4,06	2,71	1,83	1,25	0,91
Характеристическая кривая, построенная по ГОСТ Р ИСО 11699–2023 [11]							
lgK_S	1,144	1,470	1,800	2,127	2,435	2,784	3,106
D_i , Б	5,17	3,75	2,82	2,23	1,84	1,50	1,26
Примечание. U – анодное напряжение, I – анодный ток, t – продолжительность экспонирования, μ – линейный коэффициент поглощения излучения образцом, d_i – толщина ступеньки образца, K_S – экспозиционная доза излучения, D_i – оптическая плотность.							

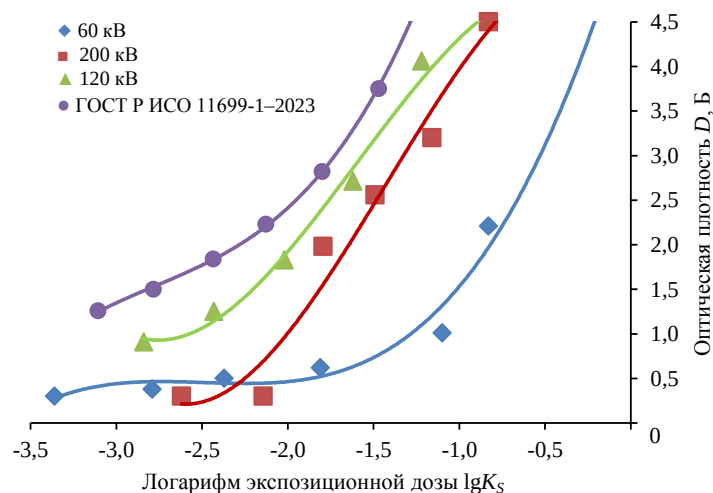


Рис. 5. Зависимости оптической плотности от логарифма дозы излучения для радиографической пленки D5, полученные экспериментально по разработанной методике при различном анодном напряжении и по ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023

**Анализ результатов испытания радиографической пленки
по разработанной методике**

При испытании радиографических пленок по разработанной методике абсолютная величина доз излучения была такой же, как при испытании по регламенту ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023. Однако излучение качественно было другим, так как состояло из фотонов разной энергии. Таким образом, величина доз излучения не менялась, но энергия фотонов, составляющих дозы излучения при разных анодных напряжениях (от 40 до 200 кВ), менялась от 26,0 до 133,3 кэВ. Чем меньше энергия дозы излучения, тем менее чувствительна радиографическая пленка к воздействию излучения. Кривые зависимости $D = f(\lg K_S)$ при уменьшении энергии излучения смещаются вправо (рис. 5).

По определению градиент характеристической кривой пленки численно равен тангенсу угла наклона касательной к кривой при значении оптической плотности 2 и 4 Б. Из рис. 4 видно, что при испытании радиографической пленки класса С4 эта величина меняется при изменении энергии излучения при одной и той же дозе и значительно отличается от $\text{tg}\alpha_{D=2}$ для кривой $D = f(\lg K_S)$, полученной по ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023. Чтобы избежать влияния масштаба на рис. 4, примем величину $\text{tg}\alpha_{D=2}$ для кривой $D = f(\lg K_S)$, полученной по ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023, за единицу и относительно этой величины определим $\text{tg}\alpha_{D=2}$ для кривых $D = f(\lg K_S)$, полученных при анодном напряжении 200, 120 и 40 кВ. Результаты представлены на рис. 6.

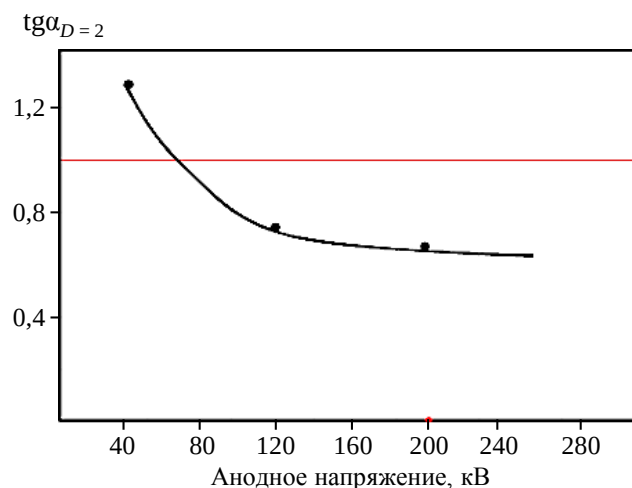


Рис. 6. Зависимости $\text{tg}\alpha_{D=2}$ для кривых $D = f(\lg K_S)$, полученных при разном анодном напряжении (—) и согласно ГОСТ Р ИСО 11699-1–2023 (—)

Этот факт объясняется тем, что, помимо контрастных свойств собственно радиографической пленки, на изображение влияет контраст радиационного изображения испытательных образцов, зависящий в значительной степени от линейного коэффициента ослабления рентгеновского излучения материалами. Контраст радиационного изображения аналитически выражается зависимостью

$$K_{\text{рад}} = \frac{\mu(E)\Delta d}{B},$$

где Δd — изменение толщины ступенек испытательных образцов; B — фактор накопления рассеянного излучения; E — энергия фотонов рентгеновского излучения.

Таблица 5

Зависимость линейного коэффициента ослабления излучения от энергии излучения

Энергия излучения, кэВ	Линейный коэффициент ослабления излучения, см ⁻¹		Энергия излучения, кэВ	Линейный коэффициент ослабления излучения, см ⁻¹	
	магнием	железом		магнием	железом
10	37,606	1405,15	60	0,440	9,420
15	11,334	461,58	80	0,334	4,671
20	4,857	206,46	100	0,292	2,920
30	1,612	64,84	150	0,242	1,539
40	0,832	28,574	200	0,218	1,146
50	0,561	15,150	300	0,186	0,864

Примечание: Энергия излучения численно равна 2/3 анодного напряжения.

Зависимость коэффициентов линейного ослабления от энергии рентгеновского излучения (анодного напряжения) представлена в табл. 5.

Заклучения

Проанализированы результаты испытаний пленок по регламенту ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023 и по методике, разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. И те и другие испытания направлены на определение сенситометрических характеристик пленочных систем. Испытания проведены для пленочной системы класса С4. Исходя из свойств пленочных систем, справедливо считать возможным распространение испытаний на классы С1–С5.

Сравнение полученных результатов показало, что качественно испытания, проводимые по регламенту ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023 и разработанной методике, позволяют определить такие характеристики, как:

- характеристическую кривую (непосредственно по регламенту ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023 и опосредованно по разработанной методике);
- чувствительность к излучению;
- контрастные свойства пленок.

Существенным различием результатов испытаний является тот факт, что ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023 не учитывает зависимости сенситометрических свойств от энергии излучения [13–15]. При проведении рентгенографического контроля и выборе пленочной системы следует учитывать, что градиент радиографической пленки зависит от энергии излучения. Контрастные свойства радиографической пленки при контроле объектов, требующих высоких значений анодного напряжения, могут оказаться существенно ниже, чем заявленные принадлежностью пленочной системы к определенному классу [16].

С другой стороны, разработанная методика не предусматривает определения гранулярности пленочной системы ввиду отсутствия специальных средств испытаний. Гранулярность – показатель собственного шума пленочной системы, который оказывает негативное влияние при воспроизведении мелких и малоконтрастных дефектов. При проведении рентгенографического контроля особо ответственных объектов, помимо контрастных характеристик, необходимо учитывать шумовые характеристики пленочной системы.

Разработанная методика, не требующая специальных средств для проведения испытаний, доступна на любом предприятии и может оказаться полезной при проведении экспресс-испытаний на входном контроле.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Оглодкова Ю.С., Оглодков М.С. Опыт и перспективы применения алюминий-литиевых сплавов в изделиях авиационной и космической техники // Металлург. 2021. № 1. С. 62–70.

2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Кудинов И.И., Головков А.Н., Генералов А.С., Князев А.В. Оценка вероятности выявления эксплуатационных дефектов в деталях авиационной техники из жаропрочных сплавов с использованием дефектоскопических жидкостей отечественного и зарубежного производства // Дефектоскопия. 2021. № 1. С. 64–71.
3. Каблов Е.Н., Белов Е.В., Трапезников А.В., Леонов А.А., Зайцев Д.В. Особенности упрочнения и кинетика старения литейного алюминиевого высокопрочного сплава на основе системы Al–Si–Cu–Mg // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 2 (63). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. ГОСТ Р ИСО 11699-1-2023. Контроль неразрушающий. Радиографические пленки для промышленной радиографии. Часть 1. Классификация пленочных систем для промышленной радиографии. М.: РСТ, 2023. 12 с.
5. Косарина Е.И., Степанов А.В., Демидов А.А., Крупнина О.А. Методика испытаний радиографических пленок // Вестник МГТУ им. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2015. № 3. С. 80–89.
6. Расщупкин В.П., Корытов М.С. Дефекты металла: учеб. пособие. Омск: Изд-во СибАДИ, 2006. 38 с.
7. Ключев В.В., Соснин Ф.Р. Теория и практика радиационного контроля: учеб. пособие для студентов вузов. М.: Машиностроение, 1998. 170 с.
8. Кулешов В.К., Сертаков Ю.И., Ефимов П.В., Шумихин В.Ф. Практика радиографического контроля: пособие. Томск: Изд-во Томск. политех. ун-та, 2009. 288 с.
9. Гнедин М.М., Шаблов С.В. Требования нормативной документации по выбору радиографической пленки // В мире неразрушающего контроля. 2019. № 1. С. 14–19.
10. Величко В.Я. Параметры качества радиографических изображений сварных соединений по новым стандартам ГОСТ ISO 17636-1,2-2017 // В мире неразрушающего контроля. 2018. № 3. С. 46–55.
11. Демидов А.А., Косарина Е.И., Коурова Н.В., Михайлова Н.А. Сенситометр для построения характеристических кривых радиографических пленок и определения чувствительности к излучению и градиента в соответствии с требованиями ISO 11699-1:2008 // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-81-90.
12. Макаров А.В. Химико-фотографическая обработка радиографических пленок // В мире неразрушающего контроля. 2021. № 1. С. 60–68.
13. Коваленко Т.С. Дефект типа «пригар» на литых заготовках из жаропрочных никелевых сплавов (типа ЖС32) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 19.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-14-22.
14. Леонов А.А., Трофимов Н.В., Панаев В.Г., Кудасов С.В., Широкожуков А.В. Магниево-алюминиевые сплавы в конструкции изделий навигационной системы // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
15. Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Епишин А.И., Карашаев М.М., Елютин Е.С. Монокристаллы жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением (обзор). Часть 1 // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 20.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. Макаров А.В. Новые документы по неразрушающему контролю в области атомной энергетики. Радиографический контроль // В мире неразрушающего контроля. 2020. № 2. С. 46–51.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova Yu.S., Oglodkov M.S. Experience and prospects for the use of aluminum-lithium alloys in aviation and space technology. *Metallurg*, 2021, no. 1, pp. 62–70.
2. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Kudinov I.I., Golovkov A.N., Generalov A.S., Knyazev A.V. Assessment of the probability of detecting operational defects in aircraft parts made of heat-resistant alloys using flaw detection fluids of domestic and foreign production. *Defektoskopiya*, 2021, no. 1, pp. 64–71.

3. Kablov E.N., Belov E.V., Trapeznikov A.V., Leonov A.A., Zaitsev D.V. Strengthening features and aging kinetics of high-strength cast aluminum alloy AL4MS based on Al–Si–Cu–Mg system. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 21, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-24-34.
4. State Standard R ISO 11699-1–2023. *Non-destructive testing. Radiographic films for industrial radiography. Part 1. Classification of film systems for industrial radiography*. Moscow: RST, 2023, 12 p.
5. Kosarina E.I., Stepanov A.V., Demidov A.A., Krupnina O.A. Testing methods for radiographic films. *Vestnik MGTU im. Bauman. Ser.: Mashinostroenie*, 2015, no. 3, pp. 80–89.
6. Rashchupkin V.P., Korytov M.S. *Metal defects: textbook*. Omsk: SibADI Publ. House, 2006, 38 p.
7. Klyuev V.V., Sosnin F.R. *Theory and Practice of Radiation Monitoring: A Textbook for University Students*. Moscow: Mashinostroenie, 1998, 170 p.
8. Kuleshov V.K., Sertakov Yu.I., Efimov P.V., Shumikhin V.F. *Radiographic Testing Practice: A Manual*. Tomsk: Tomsk Polytech. Univ. Publ. House, 2009, 288 p.
9. Gnedin M.M., Shablov S.V. Requirements of Regulatory Documentation for Selecting Radiographic Film. *V mire nerazrushayushchego kontrolya*, 2019, no. 1, pp. 14–19.
10. Velichko V.Ya. Quality Parameters of Radiographic Images of Welded Joints According to the New Standards GOST ISO 17636-1.2–2017. *V mire nerazrushayushchego kontrolya*, 2018, no. 3, pp. 46–55.
11. Demidov A.A., Kosarina E.I., Kourova N.V., Mikhailova N.A. Sensitometer for building characteristic curves of x-ray films and determining the sensitivity to radiation and gradient in accordance with ISO 11699-1:2008 requirements. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6-7 (89), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 12, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-81-90.
12. Makarov A.V. Chemical and photographic processing of radiographic films. *V mire nerazrushayushchego kontrolya*, 2021, no. 1, pp. 60–68.
13. Kovalenko T.S. «Burned» type defect on cast billets of heat-resistant nickel alloys (type ZhS32). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 19, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-14-22.
14. Leonov A.A., Trofimov N.V., Panaetov V.G., Kudasov S.V., Shirokoshukov A.V. Magnesium alloys in the design of navigation system products. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 15, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-25-34.
15. Svetlov I.L., Petrushin N.V., Epishin A.I., Karashaev M.M., Elyutin E.S. Single crystals of nickel-based superalloys alloyed with rhenium and ruthenium (review). Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 20, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-30-50.
16. Makarov A.V. New documents on non-destructive testing in the field of nuclear energy. Radiographic testing. *V mire nerazrushayushchego kontrolya*, 2020, no. 2, pp. 46–51.

Информация об авторах

Осияненко Наталья Викторовна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Косарина Екатерина Ивановна, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Демидов Александр Александрович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гримова Анна Павловна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Nataliya V. Osiyanenko, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ekaterina I. Kosarina, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander A. Demidov, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Anna P. Grimova, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 30.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.02.2025.

The article was submitted 30.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 17.02.2025.

Научная статья

УДК 620.179

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-130-140

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПРИМЕНИМОСТЬ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО РЕНТГЕНОВСКОГО ДИФРАКЦИОННОГО МЕТОДА ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ.* Часть 2

П.Н. Медведев¹, Н.С. Моисеева¹, А.Я. Кочубей¹, П.Л. Журавлева¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведено сравнение рентгеновских дифракционных и металлографических методов определения доли β -фазы в титановых сплавах. Значения доли β -фазы, определенные металлографическим методом, завышены относительно значений, определенных рентгеновским методом. Существует необходимость совершенствования данных методов. Исследование остаточных напряжений показало, что при приложении макродеформации скорость роста деформации решетки β -фазы больше, чем у α -фазы. Предложен способ определения коэффициента Пуассона рентгеновским методом с применением оснастки для моделирования испытаний на изгиб или одноосное растяжение.

Ключевые слова: поверхностные остаточные напряжения, металлография, фазовый состав, титановые ($\alpha + \beta$)-сплавы, псевдо- α -сплавы, деформация

Для цитирования: Медведев П.Н., Моисеева Н.С., Кочубей А.Я., Журавлева П.Л. Структурные факторы, определяющие применимость неразрушающего рентгеновского дифракционного метода оценки остаточных напряжений. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-130-140.

Scientific article

STRUCTURAL FACTORS DETERMINING APPLICABILITY OF THE NON-DESTRUCTIVE X-RAY DIFFRACTION METHOD FOR ASSESSING RESIDUAL STRESS. Part 2

P.N. Medvedev¹, N.S. Moiseeva¹, A.Ya. Kochubey¹, P.L. Zhuravleva¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article compares the X-ray diffraction and metallographic methods for determining β -phase proportion in titanium alloys. The values of the β -phase proportion determined by the metallographic method are inflated against those determined by the X-ray method. These results show the necessity to improve these methods. The study of residual stresses has shown that when applying macrodeformation, the rate of the β -phase lattice deformation growth is higher than the same of the α -phase. The paper proposes to determine the Poisson's ratio by the X-ray method using the accessoriez for modeling of bending or uniaxial tension tests.

Keywords: surface residual stresses, metallography, phase composition, titanium ($\alpha + \beta$)-alloys, pseudo- α -alloys, deformation

For citation: Medvedev P.N., Moiseeva N.S., Kochubey A.Ya., Zhuravleva P.L. Structural factors determining applicability of the non-destructive X-ray diffraction method for assessing residual stress. Part 2. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-130-140.

* Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 1 (143), 2025.

Введение

В первой части данной статьи перечислены наиболее значимые задачи [1–6] и структурные факторы, оказывающие влияние на применимость метода рентгеновской дифракции для измерения остаточных напряжений. Проведены исследования кристаллографической текстуры, зеренной структуры и шероховатости поверхности образцов из сплавов авиационного назначения на основе никеля и алюминия. Выполнено моделирование остаточных напряжений, уравновешенных в заданном объеме, при четырехточечном изгибе с применением специализированного приспособления. Проведена оценка остаточных напряжений после моделирования на образцах с разными структурными состояниями с применением рентгеновского дифрактометра при различных параметрах съемки.

В многофазных материалах остаточные напряжения, под которыми понимают усредненные остаточные напряжения σ^{overall} , определяют по всем напряжениям, распределенным по всем имеющимся фазам, в соответствии с выражением

$$\sigma^{\text{overall}} = \sum_{\text{phases}} x_i \sigma_i, \quad (1)$$

где x_i – доля i -й фазы; σ_i – напряжение в i -й фазе [4].

Таким образом, требуется иметь достаточную информацию о количественном фазовом составе образца. К многофазным материалам, для которых соотношение фаз составляет от 1:10 до 1:1, можно отнести фазы на основе никеля, титана, стали аустенито-ферритного и аустенито-мартенситного классов, а также композиционные металло-керамические материалы.

Факт распределения остаточных напряжений между фазами в многофазном материале можно трактовать в зависимости от цели проведения измерения остаточных напряжений. Если стоит задача получения величины остаточных напряжений для расчетов на прочность, когда материал характеризуется как сплошная среда, интегральная характеристика остаточных напряжений будет более корректной. Разрушающие методы определения остаточных напряжений позволяют получать значения для области детали без разделения материала на разные фазы. Рентгеновский метод также позволяет получать усредненную величину остаточных напряжений с применением формулы (1). Однако для нее необходимо измерять остаточные напряжения в каждой фазе, знать соотношение количества фаз и их модули упругости. Если стоит задача исследования накопления дислокаций и поиска причин разрушения материала, то интересно узнать уровень напряжений в каждой из фаз. Рентгеновский метод наилучшим образом подходит для проведения данного типа исследования.

Отдельно стоит задача определения доли фаз в многофазном материале. Применительно к титановым сплавам проблема заключается в особенностях структуры, которая чаще всего представляет собой глобулярно-пластинчатую или пластинчатую структуру с третичным распадом β -пластинок. Для определения доли фаз подходят такие методы, как оптическая и электронная микроскопии, а также метод рентгеновской дифракции. Каждый из этих методов имеет недостатки. Оптическая микроскопия не обладает достаточным разрешением для получения четкой мелкопластинчатой структуры материала с разделением пластин α - и β -фаз. При съемке на растровом электронном микроскопе пластин материала после третичного распада не происходит их разрешения. При съемке на просвечивающем электронном микроскопе все структурные компоненты поддаются разрешению, однако существует проблема с количественным анализом, связанная с неопределенностью толщины образца, а также малым полем зрения, с помощью которого не удастся получить достаточные статистические значения. Тем самым

микроскопические методы исследования в разной степени сочетают локальность и разрешающую способность исследования. При рентгеновском количественном фазовом анализе затруднение вызывает наличие кристаллографической текстуры, которая не позволяет соотнести интенсивности линий исследуемых фаз с интенсивностью линий эталонных порошков. Идеальным вариантом представляется изготовление порошковой пробы исследуемого материала, в котором заведомо не будет текстуры. Однако изготовление порошков может вызвать изменение фазового состава при пробоподготовке.

Во второй части статьи рассмотрено влияние фазового состава на точность определения остаточных напряжений на примере двойных сплавов титана [7–9]. Показаны существующие сложности количественной оценки доли β -фазы титана методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и металлографии. Изучено распределение остаточных напряжений между α - и β -фазами титана.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

Резка заготовок на образцы проведена на электроэрозионном станке, шлифовка и полировка – на автоматическом шлифовально-полировальном станке с микропроцессорным управлением. Порошковые образцы получены методом абразивного снятия металла напильником с заготовок.

Измерение деформаций в оснастке, моделирующей остаточные напряжения при одноосном растяжении и четырехточечном изгибе, проведено с применением тензорезисторов из фольги по ГОСТ 21616–91.

Исследование структурно-фазового состояния и оценка остаточных напряжений осуществлены методом РСА на дифрактометре общего назначения. Исследование элементного состава и структуры проведено методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) согласно ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Металлографический анализ выполнен на инвертированном металлографическом микроскопе.

Вышеперечисленные исследования проведены на образцах из титановых сплавов (1–6) авиационного назначения [10–13] с содержанием β -фазы титана до 34 % (по массе). По принятой структурной классификации титановые сплавы 1 и 2 относятся к псевдо- α -сплавам, сплавы 3, 4 и 5 – к ($\alpha + \beta$)-сплавам, сплав 6 – к сплавам переходного класса [14].

Результаты и обсуждение

Исследование остаточных напряжений на образцах из титановых сплавов с различным соотношением α - и β -фаз титана

Доли фаз в титановых сплавах 1–6 определяли двумя методами – металлографическим (по данным электронной микроскопии) и рентгеновским на монолитных и порошковых образцах, поскольку данные методы исследования структуры имеют свои особенности [15]. Так, металлографическим методом оценивается не доля фаз, а доля структурных компонентов, определяемая по площади темных участков, отнесенной к общей площади изображения.

Изображения структуры образцов из сплавов 1–6, полученные методом РЭМ в режиме обратноотраженных электронов, показаны на рис. 1. Структура сплавов 1 и 6 – пластинчатая, сплавов 2–5 – глобулярно-пластинчатая. В зависимости от сплава темные области на изображениях соответствуют глобулярным частицам первичной α -фазы титана или пластинам α -фазы титана, светлые области – β -фазе титана после старения с выделениями пластин вторичной α -фазы титана.

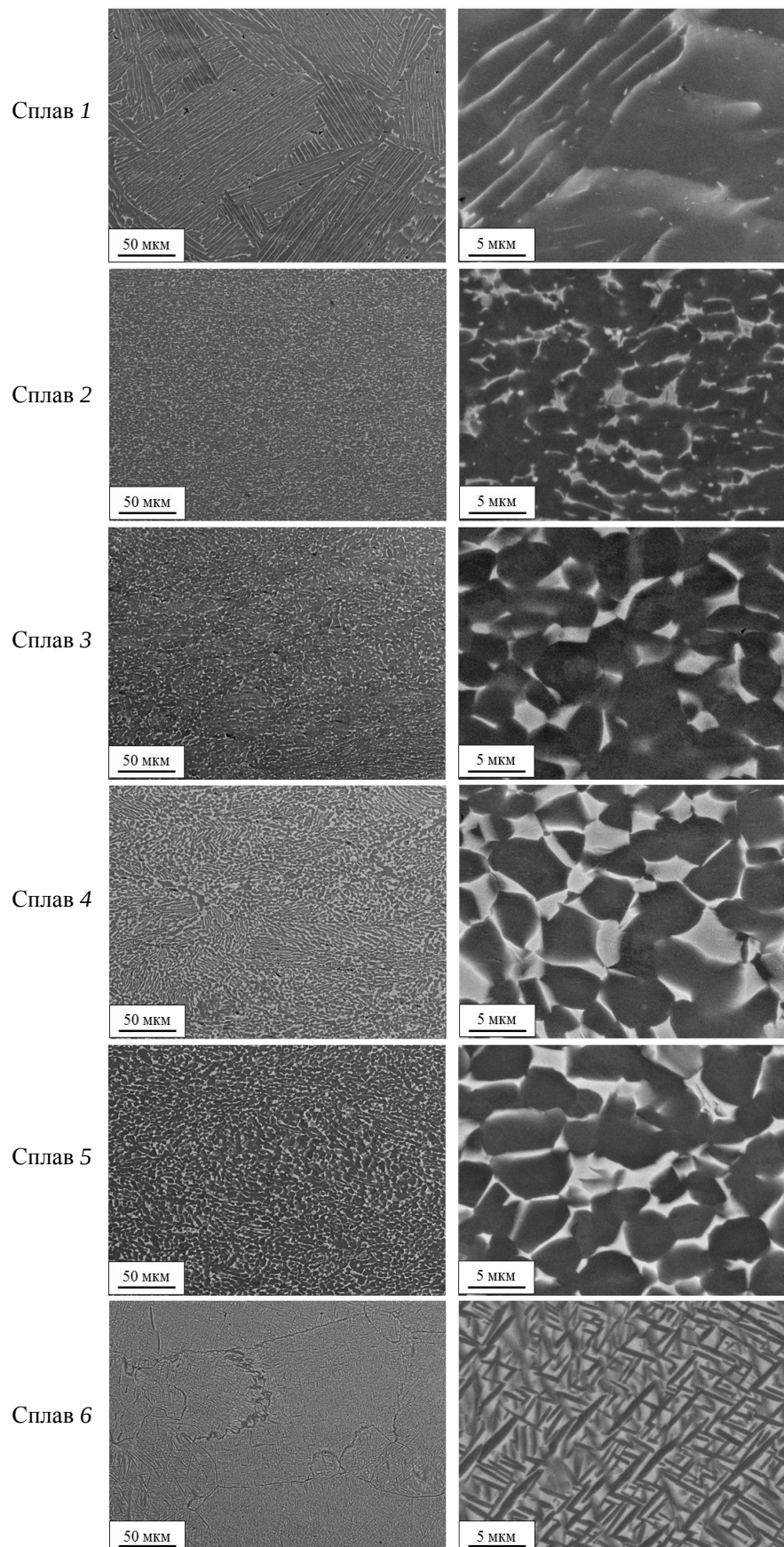


Рис. 1. Микроструктуры образцов из титановых сплавов

Элементный состав исследованных сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Результаты анализа элементного состава образцов

Условный номер сплава	Содержание элементов, % (по массе)									
	Al	Si	Ti	V	Cr	Fe	Zr	Mo	Sn	W
1	6,0	0,4	86,8	—	—	—	3,7	0,7	2,4	—
2	5,8	—	86,1	—	—	—	2,5	1,1	4,0	0,5
3	5,4	0,2	89,0	5,1	—	0,3	—	—	—	—
4	5,8	0,5	90,4	—	—	—	—	3,3	—	—
5	5,9	0,4	89,6	—	1,4	0,3	—	2,2	—	—
6	4,8	—	83,7	5,2	0,7	0,9	—	4,6	—	—

Исследование фазового состава методом РСА проведено на листах из сплавов 1–6 и изготовленных из них порошков (рис. 2). Форма частиц порошков – пластинчатая или чешуйчатая, морфология одного из полученных порошков показана на рис. 3. При заполнении держателя образцов, частицы порошков данного типа формируют «морфологическую» текстуру (ориентируются параллельно плоскости держателя). Рентгеновские линии напыленных порошковых образцов уширены вследствие деформации, что несколько снижает точность проведения количественного фазового анализа. В то же время рентгеновские линии монолитных образцов (листов) в состоянии после отжига более узкие. Однако в данных образцах присутствует кристаллографическая текстура деформации, которая выражается в изменении относительной интенсивности дифракционных линий и существенно затрудняет проведение количественного фазового анализа. Таким образом, доля α - и β -фаз титана рассчитана по дифрактограммам порошковых образцов, а расчет периодов решетки проведен по дифрактограммам листов.

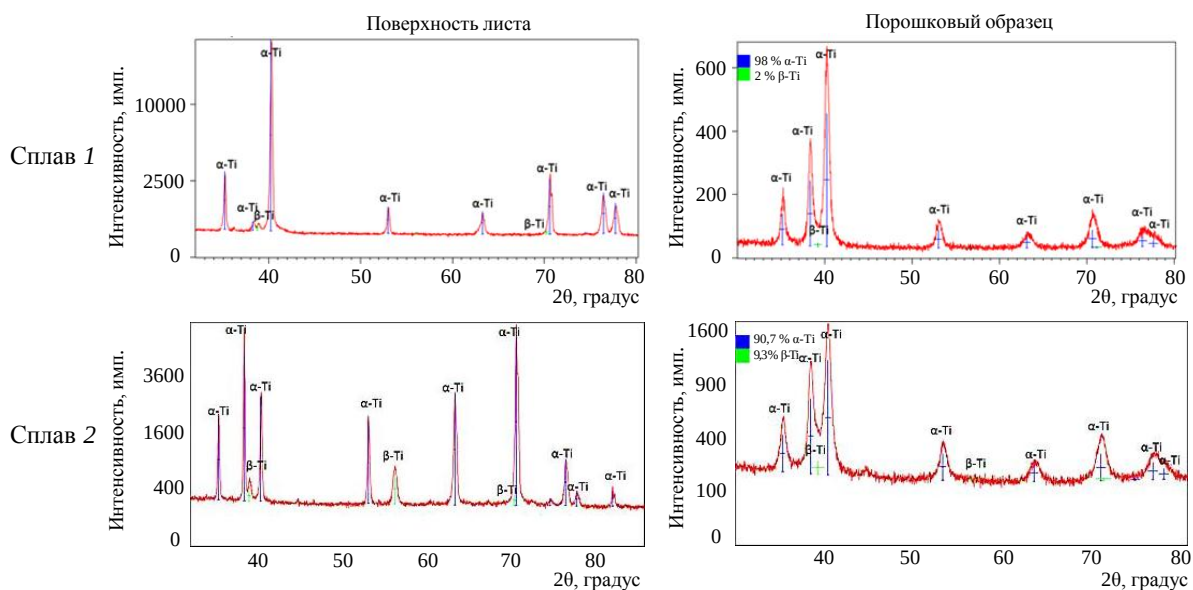


Рис. 2. Дифрактограммы образцов из титановых сплавов

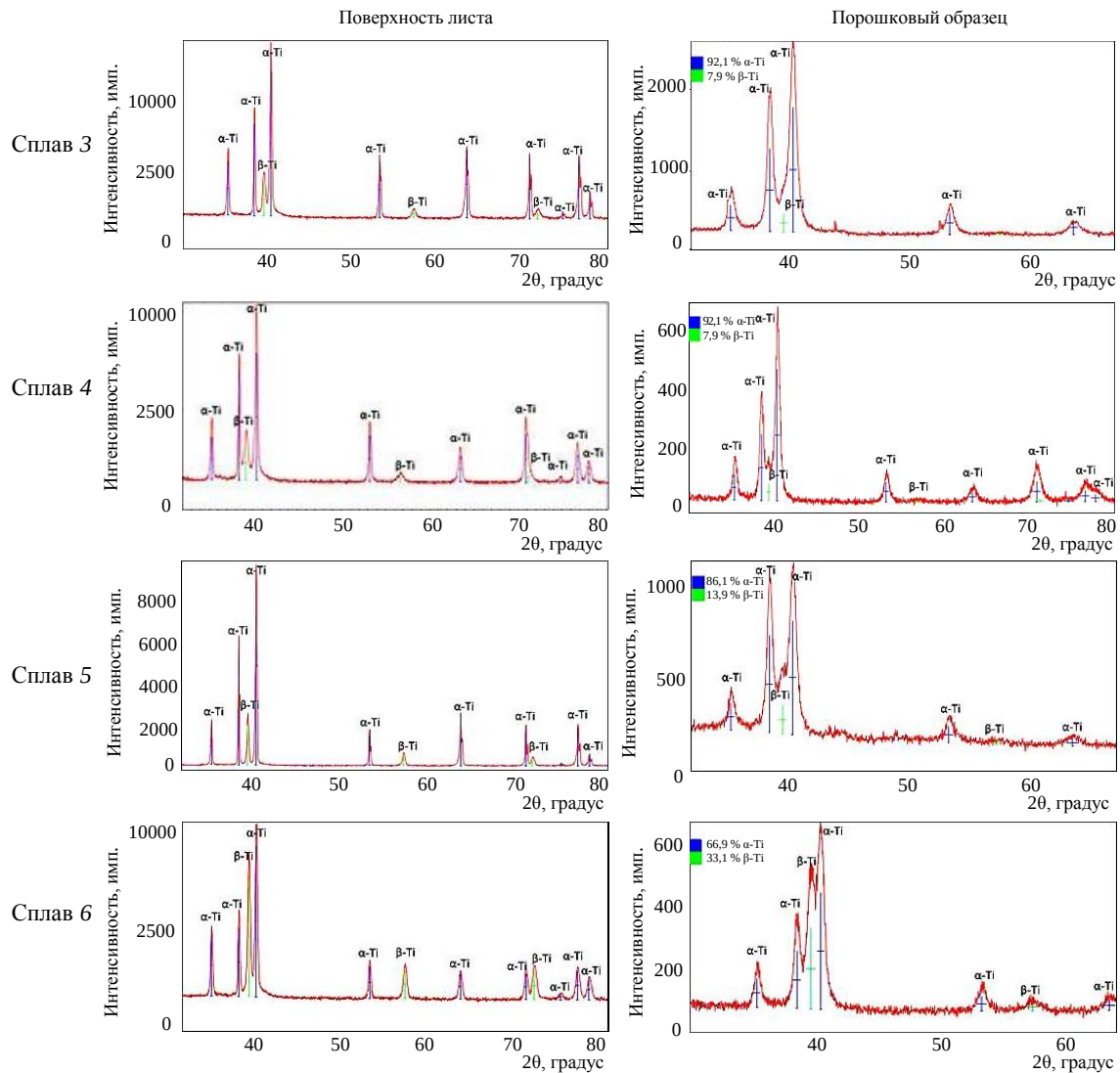


Рис. 2 (продолжение). Дифрактограммы образцов из титановых сплавов

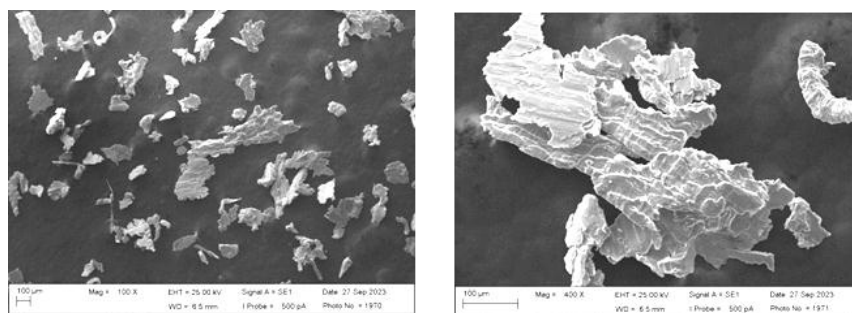


Рис. 3. Микроструктура порошка титанового сплава

Результаты определения долей фаз и периодов решеток представлены в табл. 2.

Видно, что оценка доли β -фазы титана металлографическим методом (по данным РЭМ) завышена, что связано со сложностью учета доли вторичных выделений α -фазы титана в объеме β -фазы титана (светлой структурной компоненты). Примечательно, что для сплава 6 доля β -фазы титана, определенная обоими методами, совпала. По-видимому, это связано с пластинчатой структурой сплава в состоянии после закалки без последующего отжига и, следовательно, без прохождения процесса старения β -фазы титана.

Результаты расчета периодов решетки и доли β -фазы титана

Условный номер сплава	Доля β -фазы титана, % (по массе), определенная методом		Период решетки, нм, для фазы титана		
	РСА	РЭМ	α		β
			a	c	a
1	2	10	0,29320	0,46897	0,32739
2	9	15	0,29295	0,46858	0,32649
3	7,5	15	0,29226	0,46688	0,32115
4	7,5	34	0,29261	0,46724	0,32420
5	13,5	19	0,29206	0,46685	0,32196
6	33	34	0,29252	0,46708	0,32129

Для проведения оценки уровня остаточных напряжений в β -фазе титана выбраны кристаллографические плоскости типа $\{12\bar{3}3\}$ с углом дифракции $2\theta = 138$ градусов, в β -фазе титана – плоскости типа $\{310\}$ с углом дифракции $2\theta = 99$ градусов. Для анализа распределения деформации между α - и β -фазами титана выбраны сплавы 2, 5 и 6 с наибольшим содержанием β -фазы титана.

Построены зависимости деформации кристаллической решетки α - и β -фаз от макроскопической деформации, зафиксированной на тензорезисторе (рис. 4). Для каждого сплава выбраны три значения макроскопической деформации. Величина погрешности при измерении деформации решетки β -фазы титана больше, чем для α -фазы титана. Это связано с тем, что чем меньше угол дифракции и интенсивность линии, тем меньше точность определения межплоскостного расстояния.

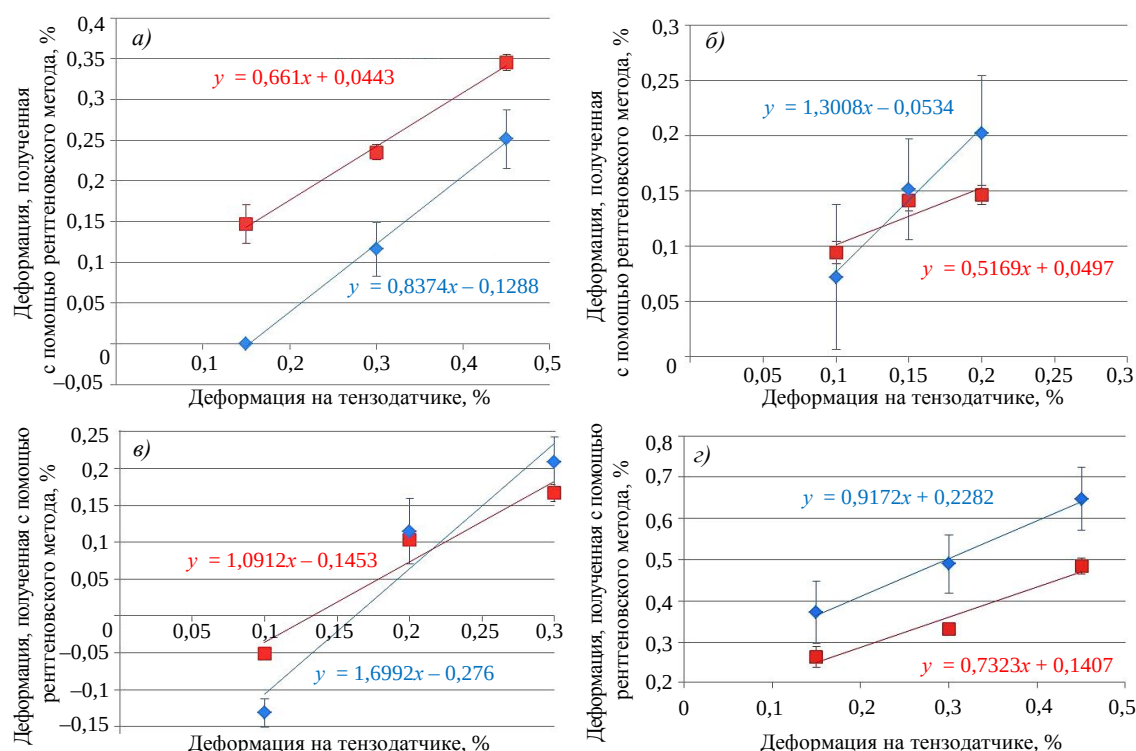


Рис. 4. Зависимости деформации кристаллической решетки α - (■) и β -фаз (◆) от макроскопической деформации на тензодатчике для титановых сплавов 2 (а), 5 (б), 6 (в) и деформированного сплава 6 (з)

Рост деформации кристаллических решеток в выбранных сплавах различается, общим является то, что скорость роста деформации в β -фазе титана больше, чем в α -фазе титана. В сплаве 2 значения деформаций кристаллических решеток α - и β -фаз значительно отличаются, а в сплавах 5 и 6 значения близки, что может быть связано с большим содержанием β -фазы.

Исследована также пластина из сплава 6, предварительно доведенная до пластической деформации, в поверхностном слое которой сформированы высокие растягивающие напряжения. При нагружении данной пластины характер зависимости изменился (рис. 4, з). Величина деформации β -фазы титана значительно превышала деформацию в α -фазе титана. Рост скорости набора деформации уменьшился, что, по-видимому, связано с увеличением плотности дислокаций в исследуемых фазах.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что макродеформации в сплавах сложного фазового состава, определенные тензорезистором, могут не совпадать с деформацией, полученной методом рентгеновской дифракции в разных фазах. Это может быть связано с разной долей фаз и их упругими и прочностными свойствами.

Оценка величины коэффициента Пуассона и межплоскостного расстояния без действия нагрузки

Для одноосного напряженного состояния можно оценить условие, при котором величина деформации равна нулю в определенном угле между нормалью к поверхности образца и выбранным направлением. Для выявления данных условий обратимся к общей формуле одноосного напряженного состояния [2]:

$$\varepsilon_{\psi} = \frac{1+\mu}{E} \cdot \sigma_1 \cdot \sin^2 \psi - \frac{\mu}{E} \cdot \sigma_1, \quad (2)$$

где ε_{ψ} – деформация решетки в направлении, отклоненном от нормали к исследуемой поверхности на угол ψ ; σ_1 – действующие напряжения; μ – коэффициент Пуассона; E – модуль нормальной упругости.

При $\varepsilon_{\psi} = 0$ формула (2) примет следующий вид:

$$\sin^2 \psi_0 = \frac{\mu}{1+\mu} \quad \text{или} \quad \mu = \tan^2 \psi_0. \quad (3)$$

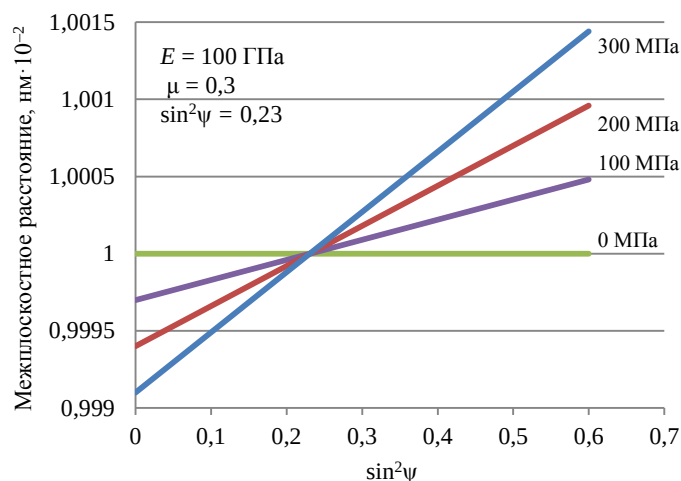


Рис. 5. Зависимости межплоскостного расстояния от угла отклонения нормали к поверхности для разных напряжений

Из полученных формул следует, что угол ψ , при котором $\varepsilon_{\psi} = 0$, зависит и определяется только коэффициентом Пуассона. Тем самым, если провести съемки остаточных напряжений с разными значениями напряжений, например 0–300 МПа (рис. 5),

то все угловые зависимости межплоскостного расстояния от $\sin^2\psi$ будут пересекаться в одной точке. Проекция данной точки на ось ординат указывает на величину межплоскостного расстояния в ненапряженном состоянии, а по оси абсцисс – на угол наклона отражающей кристаллографической плоскости, находящейся в ненапряженном состоянии, который связан с величиной коэффициента Пуассона – см. формулу (3).

Данный результат можно применять двумя способами:

– определять межплоскостное расстояние d_0 в ненапряженном состоянии, зная коэффициент Пуассона, что важно для корректного расчета деформации, а также актуально там, где помимо напряжений происходят сопутствующие процессы – например, окисление, при котором из-за насыщения кислородом будет меняться параметр решетки и, следовательно, межплоскостное расстояние d_0 ;

– определять неизвестный коэффициент Пуассона, получив несколько угловых зависимостей межплоскостного расстояния при разных напряжениях в оснастке, используемой при испытании на одноосное растяжение или изгиб.

Заключения

На определение доли β -фазы в титановых сплавах рентгеновским дифракционным методом влияет их кристаллографическая текстура и ширина дифракционных линий. Существует также необходимость совершенствования метода измерения доли фаз с возможностью разработки методики учета кристаллографической текстуры в монолитных образцах или проведения процедуры отжига изготавливаемого порошка.

Металлографический метод определения доли β -фазы дает завышенные значения относительно значений, полученных рентгеновским методом оценки. Это связано с процессами старения β -фазы и выделения в ней мелких пластин α -фазы, которые могут быть неразличимы методами растровой электронной и оптической микроскопии.

Исследования остаточных напряжений в титановых сплавах показали, что скорость роста деформации решетки β -фазы больше, чем α -фазы при приложении макродеформации. Обнаружено, что в сплавах с большим содержанием β -фазы значения деформаций кристаллических решеток α - и β -фаз близки при малых степенях внешней деформации, а в сплаве с небольшим содержанием β -фазы значения деформаций решеток значительно отличаются.

Для одноосного состояния выявлено, что угол ψ_0 , при котором $\varepsilon_\psi = 0$, зависит и определяется только величиной коэффициента Пуассона. Предложен способ определения коэффициента Пуассона рентгеновским методом с применением оснастки, используемой при испытании на изгиб или одноосное растяжение.

Список источников

1. Горелик С.С. Рекристаллизация. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
2. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. 4-е изд., доп. и перераб. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
3. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
4. EN 15305:2008. Non-destructive Testing. Test Method for Residual Stress analysis by X-ray Diffraction. BSI Standards Publication, 2009. 88 p.
5. Медведев П.Н., Кашапов О.С., Решетило Л.П. Исследование поверхностных слоев титанового сплава ВТ41 после механической обработки // Вопросы материаловедения. 2022. № 3 (111). С. 49–58.
6. Медведев П.Н., Гуляев А.И. Анализ пространственного распределения трещин в жаропрочном никелевом сплаве, изготовленном по технологии СЛС // Авиационные материалы и технологии. 2020. №1 (58). С. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-12-18.

7. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
8. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо- β -титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
9. Калашников В.С., Решетило Л.П., Чучман О.В., Наприенко С.А. Характеристики прочности и выносливости прутков и штамповок лопаток из серийных жаропрочных титановых сплавов и нового титанового сплава псевдо- α -класса // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-13-31.
10. Оглодков М.С., Кашапов О.С., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Сравнительный анализ характеристик отечественных сплавов марок ВТ8, ВТ8М, ВТ8М-1, ВТ9 и сплава Ti6242S (США) применительно к лопаткам компрессора высокого давления авиационных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 3 (76). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 27.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-35-50.
11. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Заводов А.В. Предпосылки разработки нового малолегированного технологичного титанового сплава средней прочности с рабочей температурой до 400–450 °С, способного к упрочнению // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 28.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-33-50.
12. Каблов Е.Н., Путырский С.В., Яковлев А.Л., Крохина В.А., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталостному разрушению штамповок из высокопрочного титанового сплава ВТ22М, изготовленных с заключительной деформацией в ($\alpha+\beta$)- и β -областях // Титан. 2021. № 1 (70). С. 26–33.
13. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава ВТ6, полученного методами аддитивных технологий // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
14. Колпачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов. 3-е изд., доп. и перераб. М.: МИСИС, 2001. 416 с.
15. Волков Н.В., Скрытый В.И., Филиппов В.П., Яльцев В.Н. Физическое материаловедение: учеб. для вузов в 8 т. М.: НИЯУ МИФИ, 2012. Т. 3: Методы исследования структурно-фазового состояния материалов. 800 с.

References

1. Gorelik S.S. *Recrystallization*. Moscow: MISiS, 2005, 432 p.
2. Gorelik S.S., Skakov Yu.A., Rastorguev L.N. *X-ray and electron-optical analysis: textbook for universities*. 4th ed., suppl. and rev. Moscow: MISiS, 2002, 360 p.
3. Umansky Ya.S., Skakov Yu.A., Ivanov A.N., Rastorguev L.N. *Crystallography, X-ray and electron microscopy*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 632 p.
4. EN 15305:2008. *Non-destructive Testing. Test Method for Residual Stress analysis by X-ray Diffraction*. BSI Standards Publication, 2009, 88 p.
5. Medvedev P.N., Kashapov O.S., Reshetilo L.P. Study of surface layers of titanium alloy VT41 after mechanical treatment. *Voprosy materialovedeniya*, 2022, no. 3 (111), pp. 49–58.
6. Medvedev P.N., Gulyaev A.I. Analysis of the spatial distribution of cracks in a heat-resistant nickel alloy manufactured using SLM technology. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 12–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-12-18.
7. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.

8. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable β -titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 2. *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 28, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
9. Kalashnikov V.S., Reshetilo L.P., Chuchman O.V., Naprienko S.A. Strength and reliability of rods and rotor blade stamps made of heat-resistant industrial titanium alloys and modern pseudo- α -titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 28, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-13-31.
10. Oglodkov M.S., Kashapov O.S., Kalashnikov V.S., Kondratieva A.R. Comparative analysis of the characteristics of domestic alloys VT8, VT8M, VT8M-1, VT9 and Ti6242S alloy (USA) as applied to high-pressure compressor blades of aircraft gas turbine engines. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 3 (76), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 27, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-3-35-50.
11. Kashapov O.S., Pavlova T.V., Kalashnikov V.S., Zavodov A.V. Prerequisites for the development of new low-alloyed technological medium strength titanium alloy with operating temperature up to 400–450 °C, capable of strengthening. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: August 28, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-33-50.
12. Kablov E.N., Putyrskiy S.V., Yakovlev A.L., Krokhina V.A., Naprienko S.A. Study of fatigue fracture resistance of stampings made of high-strength titanium alloy VT22M, manufactured with final deformation in the ($\alpha+\beta$)- and β -regions. *Titan*, 2021, no. 1 (70), pp. 26–33.
13. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
14. Kolpachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys*: textbook for universities. 3rd ed., suppl. and rev. Moscow: MISiS, 2001, 416 p.
15. Volkov N.V., Skrytny V.I., Filippov V.P., Yaltsev V.N. *Physical materials science*: textbook for universities in 8 vols. Moscow: NRNU MEPhI, 2012, vol. 3: Methods for studying the structural and phase state of materials, 800 p.

Информация об авторах

Медведев Павел Николаевич, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моисеева Надежда Сергеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кочубей Александр Яковлевич, ведущий инженер, к.т.н, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Журавлева Полина Леонидовна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Pavel N. Medvedev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nadezhda S. Moiseeva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Aleksander Ya. Kochubey, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Polina L. Zhuravelva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 10.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 24.01.2025.

The article was submitted 10.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 24.01.2025.

Научная статья

УДК 620.179.1

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-141-156

**МАГНИТНЫЕ МЕТОДЫ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ
ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ***И.С. Леднев¹*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлен обзор развития технологий магнитного неразрушающего контроля. После краткого изложения теоретических исследований эффекта связи магнитных напряжений рассмотрены три популярные технологии магнитного неразрушающего контроля, основанные на детектировании поля рассеяния дефекта, эффекте Баркгаузена и магнитной памяти металла. Обсуждается физический механизм и некоторые важные экспериментальные результаты, относящиеся к трем технологиям неразрушающего контроля. Кратко излагаются проблемы, связанные с каждым методом в этой области.

Ключевые слова: магнитный неразрушающий контроль, ферромагнитный материал, дефект, авиационное производство, эффект Баркгаузена, магнитопорошковый контроль

Для цитирования: Леднев И.С. Магнитные методы неразрушающего контроля изделий авиационной техники // Труды ВИАМ. 2025. № 7 (149). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-141-156.

Scientific article

**MAGNETIC METHODS OF NON-DESTRUCTIVE TESTING
OF AIRCRAFT PRODUCTS***I.S. Lednev¹*

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article provides an overview of the development of magnetic non-destructive testing technologies. After a brief summary of theoretical studies of the effect of magnetic stress coupling, three popular magnetic non-destructive testing technologies based on: detection of the defect scattering field, the Barkhausen effect and magnetic memory of metal are considered. The article considers the physical mechanism and some important experimental results related to the three technologies of non-destructive testing. The problems associated with each method in this area are also summarized.

Keywords: magnetic non-destructive testing, ferromagnetic material, defect, aviation production, Barkhausen effect, magnetic powder control

For citation: Lednev I.S. Magnetic methods of non-destructive testing of aircraft products. *Trudy VIAM*, 2025, no. 7 (149), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-7-141-156.

Введение

Магнитные методы неразрушающего контроля позволяют проводить исследования деталей и образцов материалов, изготовленных из ферромагнитных материалов, – например, из углеродистых, низко- или высоколегированных сталей – в условиях производства, ремонта или эксплуатации. Магнитные методы являются наиболее важными технологиями неразрушающего контроля, основанными на физическом принципе взаимодействия магнитного поля и механических напряжений в материале, они применяются для определения механических свойств ферромагнитных материалов и при поиске в них несплошностей.

Фундаментальная особенность ферромагнитных материалов, микроструктура которых состоит из множества небольших магнитных доменов, – связь между напряженным состоянием материала и магнитным полем [1, 2], т. е. намагничивание может приводить к изменению размеров ферромагнитных материалов, а именно к магнитострикции [3]. С другой стороны, уровень внутренних напряжений может влиять на размер ферромагнитных материалов: при изменении их намагниченности возникает пьезомагнитный эффект [4]. Эти макроявления связаны с вращением магнитных моментов и смещением доменных границ в микроструктуре, когда ферромагнитные материалы подвергаются воздействию приложенного магнитного поля или механического напряжения [5]. По сравнению с магнитострикцией пьезомагнитному эффекту уделяется больше внимания в области неразрушающего контроля, поскольку он является физической основой для оценки напряженного состояния ферромагнитных структур и компонентов с помощью магнитных методов измерения. В результате разработано большое количество неразрушающих магнитных методов контроля, таких как регистрация полей рассеяния дефектов, основанных на эффекте Баркгаузена; магнитоакустическая эмиссия; магнитная анизотропия, вызванная внутренним механическим напряжением, и метод магнитной памяти металла [6].

Из теории взаимодействия магнитных полей и внутренних механических напряжений хорошо известно, что магнитные свойства ферромагнитных материалов зависят от механических напряжений. Например, коэрцитивная сила (H_c) и магнитная проницаемость (μ) ферромагнитных материалов могут изменяться более чем на 100 % в зависимости от напряжения в рамках предела упругости [7].

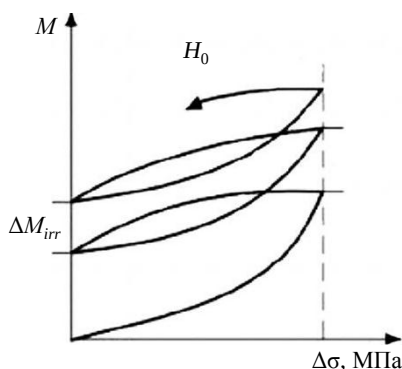


Рис. 1. Принципиальная схема уровня напряжения, влияющего на намагниченность ферромагнитного образца. Необратимая составляющая остаточной намагниченности «зеркал» сохраняется в каждом цикле нагружения (H_0 – начальная напряженность магнитного поля)

На рис. 1 представлено схематическое описание циклического напряжения, влияющего на намагничивание ферромагнитных материалов. Общая намагниченность (M) включает обратимую составляющую и необратимую составляющую (M_{irr}). В каждом цикле нагружения получается необратимая разность намагниченности (ΔM_{irr}), когда домены проходят через места закрепления под действием механического напряжения [8].

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Материалы и методы

С микроструктурной точки зрения ферромагнитный образец состоит из множества магнитных доменов. Каждый домен имеет объем 10^{-8} – 10^{-12} м³ и включает приблизительно 10^{12} – 10^{15} атомов. В исходном состоянии магнитные моменты распределяются случайным образом, и в макромасштабе намагниченность не проявляется. Когда к ферромагнитному образцу прикладывается внешняя нагрузка, растяжение приводит к ориентации доменов в направлении приложенной нагрузки для материала с положительным магнитным сопротивлением, а сжатие ориентирует домены перпендикулярно направлению нагрузки за счет пьезомагнитного эффекта [9].

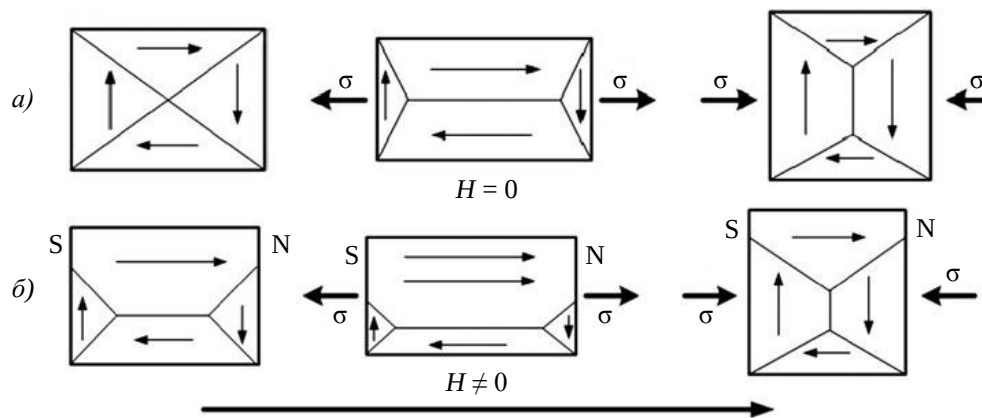


Рис. 2. Магнитное поле и напряжение, влияющие на перемещение магнитных доменов в микроструктуре. Растягивающее напряжение ориентирует домены в направлении нагрузки, а сжимающее – заставляет домены располагаться перпендикулярно направлению нагрузки. Магнитное поле разрушает систематическую доменную структуру и приводит к намагничиванию без дефектов (а) и повреждению стенки (б)

На рис. 2, а показана ненамагниченная симметричная структура. В случае если H не равно 0 (рис. 2, б), симметричная структура перестраивается и ферромагнитный образец становится намагниченным. Таким образом, наличие внешнего поля (например, искусственного поля или магнитного поля Земли) является необходимым условием для всех методов магнитного неразрушающего контроля. Этот вывод также можно сделать из следующего эксперимента: спонтанный сигнал поля рассеяния регистрируется при пластическом деформировании ферромагнитного образца под действием магнитного поля Земли, но не улавливается, когда образец подвергается пластическому деформированию в среде, защищенной от внешних магнитных полей. Теоретические исследования эффекта взаимодействия магнитного поля и напряжения дают физическое представление о различных технологиях магнитного неразрушающего контроля.

Концептуальное описание взаимодействия между напряжением и магнетизмом появилось более полувека назад. В работе [10] впервые представлен теоретический анализ магнитомеханического эффекта в ферромагнитных материалах: приложенное напряжение заменили эквивалентным магнитным полем. Позже в работе [11] рассмотрены подобные явления с точки зрения принципа Ле Шателье. В работе [12] рассмотрены изменения гистерезиса ферромагнитных материалов при постоянном напряжении. Кроме того, исследования магнитомеханического эффекта, основанные на концепциях «теории эффективного поля» и «закона приближения», проведены в работе [13].

Классическое магнитоупругое строение ферромагнитного материала обычно выражается следующим образом [14]:

$$\begin{cases} \varepsilon = \varepsilon_\sigma + \varepsilon_H = S_\sigma + D^\sigma H; \\ B = B_\sigma + B_H = D^H \sigma + \mu H, \end{cases} \quad (1)$$

где S_σ , μ , D^σ и D^H – тензоры матриц жесткости, эффективной магнитной проницаемости, магнитоупругого коэффициента и упругомагнитного коэффициента соответственно; σ и H – тензоры напряжений и внешнего магнитного поля соответственно; функции ε и B обозначают тензоры деформации и эффективного магнитного поля соответственно; ε_σ и ε_H – компоненты деформации, вызванные напряжением и магнитным полем соответственно; B_σ и B_H – компоненты намагниченности, вызванные напряжением и магнитным полем соответственно.

Для изотропного ферромагнитного материала представлен ряд репрезентативных макромоделей, чтобы охарактеризовать магнитомеханический эффект [12, 13]:

$$\left(\frac{d\lambda}{dH}\right)_\sigma = \left(\frac{dB}{d\sigma}\right)_H; \quad (2)$$

$$\frac{dM}{d\sigma} = \frac{1}{k^2} \sigma(1-c)(M_{an} - M_{irr}) + \frac{dM_{an}}{d\sigma}; \quad (3)$$

$$E_\sigma = -\frac{3}{2} \lambda \sigma \cos^2 \theta. \quad (4)$$

В уравнении (2) параметр $(d\lambda/dH)_\sigma$ – изменение магнитострикции при постоянном напряжении приложенного поля; $(dB/d\sigma)_H$ – изменение магнитной индукции при постоянном напряжении в поле. Уравнение (2) количественно определяет взаимосвязь между магнитострикционным эффектом и магнитоупругим эффектом.

Уравнение (3) описывает зависимость намагничивания материала от напряжения, а также от внутренней намагниченности M_{an} (идеальное или абсолютное намагничивание материала) и M_{irr} (необратимый компонент намагничивания); k и c – константы для материала.

Уравнение (4) показывает зависимость энергии напряжения E_σ от напряжения σ , объемной магнитострикции λ и углом между приложенным напряжением и полем θ .

При рассмотрении различных физических механизмов намагничивания магнитных материалов на различных стадиях в работах [15, 16] предложены нелинейные магнитоупругие модели, включающие магнитомеханический эффект, которые, однако, не различают упругую и пластическую деформации. Известно, что упругая и пластическая деформации представляют собой различные режимы деформации микроструктуры. Упругая деформация связана с увеличением или уменьшением расстояния между атомами, в то время как пластическая – может привести к образованию и накоплению различных дефектов кристаллической решетки – например, дислокаций. Очевидно, что различные режимы деформации по-разному влияют на магнитное поведение ферромагнитных материалов. Для того чтобы охарактеризовать такую разницу количественно, в работе [17] предложена магнитоупругопластическая модель с различными механизмами упругих и пластических деформаций:

$$\text{– сила намагничивания } M = M_s \left(\coth \frac{H_{total}}{\mu_0 \alpha} - \frac{\mu_0 \alpha}{H_{total}} \right);$$

- эффективное поле $H_{\text{total}} = H_H + H_{\sigma}^e + H_{\sigma}^P$;
- магнитоиндуцированное эффективное поле $H_H = H + \alpha M$;
- эффективное поле, индуцированное упругими силами,

$$H_{\sigma}^P = \frac{3\sigma_{\text{eq}} \cos^2 \beta}{\mu_0} \cdot [(\lambda_{11} + \lambda_{12}\sigma) + 2(\lambda_{21} + \lambda_{22}\sigma)M^2]M;$$

- эффективное поле, индуцированное пластическими силами,

$$H_{\sigma}^P = -k|\varepsilon^P|, \text{ где } k = \frac{1}{\mu_0} \frac{b\langle \varepsilon_{\pi} \rangle}{2M_s}, \quad (5)$$

где M_s – намагниченность насыщения; μ_0 – проницаемость вакуума; a – параметр поля, представляющий интерполяционную связь; σ_{eq} – эквивалентное напряжение для сложного напряженного состояния; β – угол между направлениями намагничивания и эквивалентного напряжения; λ_{11} , λ_{12} , λ_{21} , λ_{22} – коэффициенты магнитоэлектричества; ε^P – пластическая деформация; $\langle \varepsilon_{\pi} \rangle$ – средняя энергия закрепления для 180-градусной доменной стенки; b – постоянная материала.

Эта модель приводит к результатам, подтвержденным экспериментальными наблюдениями: упругое растягивающее напряжение в направлении поля ускоряет намагничивание материалов с положительным магнитным сопротивлением, но сжимающее напряжение противодействует намагничиванию; в отличие от упругой деформации, как растягивающая, так и сжимающая пластическая деформация могут снижать намагниченность ферромагнитных материалов. Однако, как и в большинстве предлагаемых моделей связи магнитных напряжений, действие приложенного поля и напряжения при намагничивании не связаны в уравнении (5). Очевидно, что разделение в моделях связи магнитных напряжений приводит к неоднозначному выводу: ферромагнитный образец может быть намагничен напряжением, даже если магнитного поля не существует, что противоречит опубликованным экспериментальным наблюдениям. Поэтому следует предложить более убедительные модели, чтобы иметь полное представление об эффекте взаимодействия ферромагнитных материалов с магнитными напряжениями.

Результаты и обсуждение

Технологии магнитного неразрушающего контроля широко применяются в авиастроении для обеспечения безопасности эксплуатации ферромагнитных конструкций и компонентов. Далее будут обобщены исследования трех типичных технологий магнитного неразрушающего контроля – детектирование поля рассеяния дефекта, исследование эффекта Баркгаузена и магнитная память металла (МПМ). К числу данных методов можно отнести методы активных магнитных исследований, при которых применяется сильное магнитное поле. Однако метод МПМ – это метод контроля в слабом поле, при котором в качестве стимулятора используется магнитное поле Земли, а не искусственное поле.

Поле рассеяния дефекта

Детектирование поля рассеяния дефекта – это одна из традиционных электромагнитных технологий, основанная на использовании магнитных частиц. Это явление впервые обнаружено в 1918 г. Однако из-за отсутствия в то время технологий намагничивания, первое применение этой технологии осуществлено только в 1933 г. при оценке качества сварных соединений. С 1960-х гг. эта технология широко используется в качестве аналитической в авиационной, нефтехимической, транспортной, энергетической и металлургической отраслях.

Принцип этой технологии, как классического метода, относительно прост. Когда к ферромагнитному материалу применяется сильное магнитное поле, любое геометрическое нарушение непрерывности в исследуемом объекте приведет к тому, что поле будет протекать по объекту частично по воздуху (рис. 3). Утечка магнитного потока может контролироваться датчиком магнитного поля или частицами магнитного порошка и использоваться для оценки места расположения дефекта. Несмотря на то, что это явление легко понять, проектирование и анализ систем поиска потока рассеяния дефекта сопряжены со сложными взаимодействиями между полем возбуждения, «полем рассеяния дефекта» и дефектами в материале. Необходимо рассмотреть несколько важных аспектов. Во-первых, уровень магнитного поля возбуждения должен быть большим и однородным, чтобы обеспечить изменение магнитного поля для точного определения местоположения дефекта. Во-вторых, эти датчики должны быть расположены близко к положению, при котором изменения плотности магнитного поля, возникающие из-за дефекта, отличаются от фоновых шумов. Кроме того, разрабатывается эффективный метод преобразования для идентификации дефекта. Дефектные характеристики записанных сигналов поля рассеяния дефекта сложные, поскольку дефект является нерегулярным.

Большое количество усилий приложено для разработки простой аналитической модели, объясняющей формирование сигнала поля рассеяния дефекта [18–20]. В статье [19] разработана модель, в которой предполагалось наличие магнитных диполей на поверхности дефекта. Данная модель описывает феномен сигнала поля рассеяния дефекта с микроскопической точки зрения. Для учета нелинейного магнитного поведения ферромагнитных материалов в работах [19, 20] предложены более сложные модели.

Представленные модели могут эффективно описывать основные характеристики и топографию сигнала поля рассеяния дефекта для обычных дефектов (например, прямоугольных щелей), но не для нерегулярных дефектов. Для анализа сигнала поля рассеяния дефекта, генерируемого нерегулярными дефектами, приведены некоторые интегральные уравнения, описывающие индуцированные дефектами магнитные заряды, основанные на линейной аппроксимации ферромагнитных материалов, которые могут быть решены численно с использованием итерационного метода [21].

По сравнению с теоретическим анализом магнитный метод конечных элементов (МКЭ) является мощным инструментом для исследования сигнала поля рассеяния дефекта благодаря своей гибкости при моделировании различных неправильных геометрических дефектов. Методы двумерного магнитного МКЭ [22] предоставляют достаточную информацию для определения характеристик дефектов острой формы, но не позволяют точно определить естественные дефекты, например коррозионные трещины под напряжением. Поэтому в последние годы все больше внимания уделяется трехмерному магнитному МКЭ. В этом аспекте в исследовании [23] представлены сравнения 2D- и 3D-моделей. Кроме того, в работе [24] изучено влияние локальных напряжений, вызванных вмятинами, на сигнал поля рассеяния дефекта с использованием как магнитного МКЭ-моделирования, так и экспериментальных испытаний.

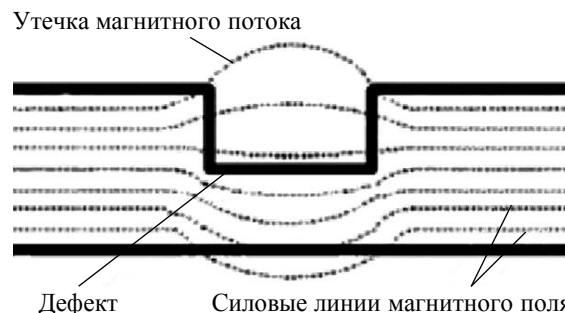


Рис. 3. Схематическое изображение утечки потока при наличии геометрического разрыва

Следует отметить, что метод поля рассеяния дефекта является одним из самых популярных методов магнитного неразрушающего контроля и широко используется в различных областях техники. В тесте поля рассеяния дефекта ключевым моментом является обратное определение дефектов исследуемого объекта с использованием записанных сигналов поля рассеяния дефекта. В работе [25] применены различные новые алгоритмы – например, вейвлеты, нейтральные сети и генетический алгоритм. Однако при обнаружении дефекта существуют два основных препятствия. Во-первых, дефект в реальности, как правило, сложный и характеризуется множеством параметров, таких как ширина, толщина, местоположение и состояние краев дефекта, которые в свою очередь существенно влияют на измеряемые сигналы поля рассеяния дефекта. Очевидно, что, как правило, трудно охарактеризовать каждый параметр на основе измеренных сигналов поля рассеяния дефекта. Во-вторых, по-прежнему сложно работать с упруго-пластической зоной вблизи трещин и обычно предполагается, что свойства материала идеализированы. Отчасти это связано с тем, что влияние пластической деформации на магнитные характеристики ферромагнитных материалов до конца не изучено.

Магнитный шум Баркгаузена

В отличие от метода поля рассеяния дефекта, разработанного для контроля макродефектов, метод магнитного шума Баркгаузена (МШБ) обычно используется для определения направления намагничивания материала, остаточных и приложенных напряжений и размера зерна ферромагнитных материалов.

В 1919 г. Баркгаузен [26] обнаружил, что когда ферромагнитный материал намагничивается усиливающимся полем, в катушке, расположенной рядом с материалом, генерируется шум в виде импульсов напряжения. На рис. 4, а показана схема шума Баркгаузена во время процесса намагничивания. Тестовая система представлена на рис. 4, б. С микроструктурной точки зрения появление шума Баркгаузена обусловлено резким перемещением 180-градусных доменных стенок по локальным участкам закрепления [27].

Параметром, обычно используемым при анализе обнаруженного напряжения (V) сигнала МШБ, является энергия МШБ, определяемая как

$$MBN_{\text{energy}} = A \sum_{\text{events}} \int V^2 dt. \quad (6)$$

Как правило, энергия МШБ может быть отображена на полярной шкале и описана с помощью уравнения [28]

$$MBN_{\text{energy}} = \alpha \cos^2(\theta - \varphi) + \beta, \quad (7)$$

где θ – угол наклона приложенного магнитного поля относительно опорного направления нагрузки; α – угловая зависимость изменения сигнала МШБ; β – независимый от угла сигнал (изотропный фон); φ – направление оси магнитного поля относительно опорного направления.

Сигнал МШБ генерируется из-за необратимого перемещения границ магнитных доменов. Амплитуда зависит от остаточных и приложенных напряжений. Таким образом, это полезный метод неразрушающего контроля для определения наличия остаточных и приложенных напряжений в ферромагнитных образцах. В статьях с положительной магнитострикционной постоянной эксперименты подтвердили [29], что амплитуда МШБ увеличивается из-за упругого растягивающего напряжения в направлении намагничивания, но уменьшается из-за напряжения сжатия. Это связано с различным воздействием растягивающих и сжимающих напряжений на перемещение доменных границ [30]: растягивающее напряжение увеличивает количество подвижных 180-градусных доменных стенок, переориентирует домены или изменяет барьеры закрепления, но сжимающее напряжение приводит к образованию домена с замкнутым потоком за счет уменьшения количества подвижных 180-градусных доменных стенок.

Пластическая деформация приводит к значительному увеличению плотности дислокаций и изменяет энергию доменных границ в некоторых местах закрепления. Следует отметить, что влияние пластической деформации на сигналы МШБ является более сложным, чем влияние упругой деформации [31]. Такая сложность особенно проявляется в некоторых противоречивых заявлениях, касающихся зависимости сигналов МШБ от пластической деформации. Например, в исследовании [32] сообщается о непрерывном уменьшении шума Баркгаузена по мере увеличения пластической деформации, в то время как в другом исследовании [33] наблюдалось увеличение этого параметра при низкой пластической деформации с последующим уменьшением при высокой пластической деформации.

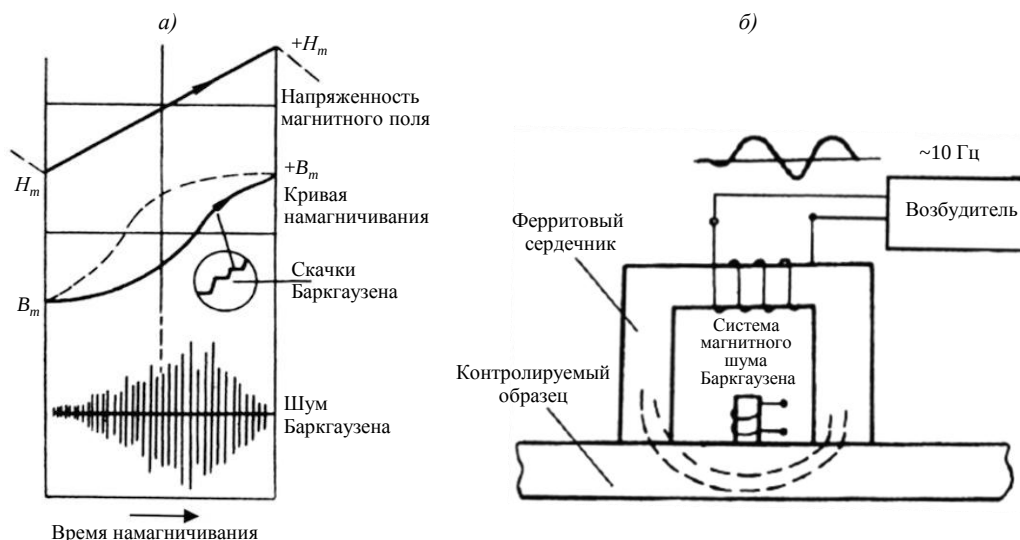


Рис. 4. Возникновение шума Баркгаузена во время намагничивания образца (а) и испытательная система магнитного шума Баркгаузена (МШБ) (б)

Сигналы МШБ очень чувствительны к микроструктуре ферромагнитных материалов [34] и измерительным системам [35]. В целом разработка эффективной модели для количественной оценки взаимодействия между особенностями микроструктуры и шумом Баркгаузена по-прежнему является сложной задачей в данной области.

Магнитная память металла

Как упоминалось ранее, и поле рассеяния дефекта, и МШБ являются методами активных магнитных испытаний, при которых для намагничивания исследуемого объекта используется сильное магнитное поле. Таким образом, эти два метода обычно требуют много времени и даже непрактичны для некоторых нестандартных конструкций. Для разработки более простого и эффективного неразрушающего магнитного контроля, отвечающего требованиям машиностроения, в последние годы большой интерес вызвал метод пассивного магнитного контроля. В конце 1990-х гг. российской группой ученых впервые предложен метод пассивного магнитного неразрушающего контроля, а именно метод магнитной памяти металла (МПМ) [36]. Преимущество метода МПМ заключается в том, что вместо искусственного сильного поля источником-раздражителем является магнитное поле Земли. Кроме того, метод МПМ обладает другими преимуществами:

- эффективен при оценке ранних повреждений и развивающихся дефектов;
- глубина детектирования составляет до нескольких миллиметров по сравнению с микронами при использовании метода рентгеновской дифракции;

– прост в эксплуатации и экономит время, а максимальная скорость измерения достигает нескольких метров в секунду.

Физический механизм метода МПМ описан в работе [36]. Под воздействием поля Земли и механической нагрузки в зонах концентрации напряжений генерируются сигналы собственного рассеяния магнитного потока (SMFL), где тангенциальная составляющая SMFL $H_p(x)$ достигает максимума, а нормальная составляющая $H_p(y)$ меняет полярность и принимает нулевое значение (рис. 5). Магнитное состояние сохраняется даже при снятии нагрузки. Таким образом, зоны концентрации напряжений могут быть обнаружены путем измерения сигналов SMFL на поверхности конструкции. С точки зрения микроструктуры это связано с необратимой ориентацией магнитных доменов, вызванной пластической деформацией в зоне максимальной концентрации напряжений.

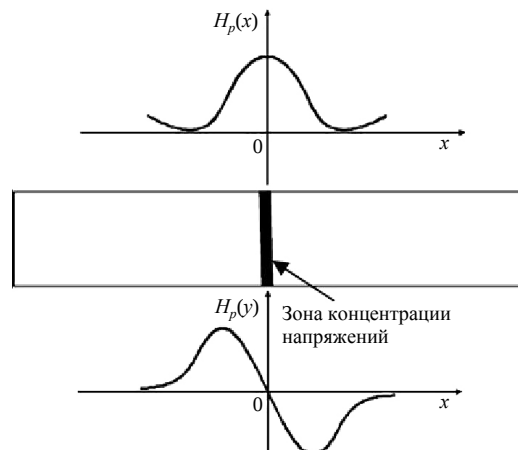


Рис. 5. Схематическое представление распределений собственного рассеяния магнитного потока (SMFL) в зоне концентрации напряжений, где $H_p(x)$ достигает максимума, а нормальная составляющая $H_p(y)$ равна нулю в зоне максимальной концентрации напряжений

Метод МПМ привлекает большое внимание инженеров благодаря преимуществам, заключающимся в простоте эксплуатации оборудования, экономии времени и простых критериях. Известно различное применение метода для диагностики газо- и нефтепроводов, рельсов, турбинных колес, сосудов высокого давления и др. На рис. 6 показаны результаты тестирования нормальной составляющей $H_p(y)$ для трех колец. Значительно меньшая амплитуда $H_p(y)$ на левом кольце означает, что оно находится в хорошем рабочем состоянии. Однако значительно бóльшая амплитуда $H_p(y)$ на правом кольце указывает на то, что оно серьезно повреждено. Кроме того, результаты также указывают на возможные местоположения зоны концентрации напряжений, как показано на рис. 6, в.

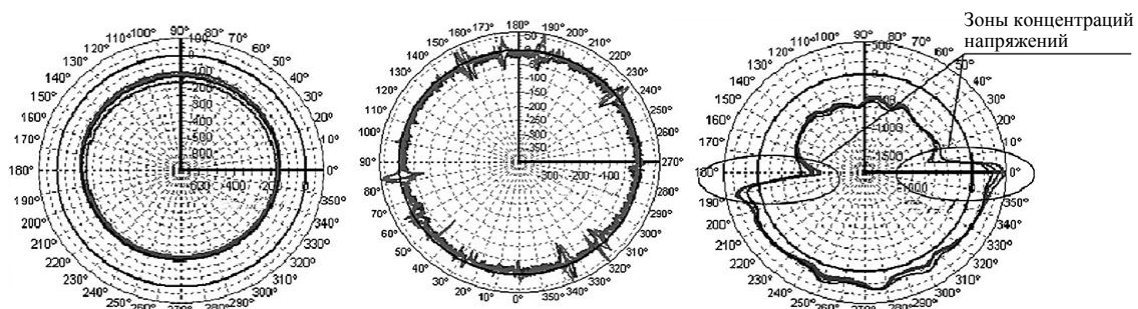


Рис. 6. Результаты тестирования нормальной составляющей $H_p(y)$ трех колец, которые показывают, что левое кольцо исправно (а), а правое серьезно повреждено (в)

Метод МПМ подходит для многих инженерных исследований. Однако, как сравнительно новый метод тестирования, он все еще обладает большими возможностями для совершенствования. Одним из важных моментов является то, что требуются более точные и количественные критерии. До сих пор этот метод использовался только как качественный метод испытаний для определения возможных опасных нарушений без получения количественных результатов – например, интенсивности концентрации напряжений и остаточного усталостного ресурса. Для того чтобы понять физический механизм и предоставить больше информации о взаимосвязях между сигналом SMFL и структурными признаками, недавно проведены дополнительные исследования.

В работе [37] измерили сигнал SMFL для серии образцов из стали марки 18ХНВА на растяжение. Магнитная кривая на измеренной линии показывает хорошую линейность после нагружения. Сигнал на поверхности образца вращается против часовой стрелки с увеличением растягивающего напряжения во время упругой деформации и собирается вместе на стадии пластической деформации.

Далее в работе [38] выполнили численное моделирование сигналов SMFL с использованием модели магнитного заряда, в которой учтены критические факторы (например, размер, расположение и плотность локальной зоны пластической деформации, а также значения силы отрыва датчика), влияющие на сигнал SMFL.

В работе [39] экспериментально подтверждено, что сигнал SMFL и его градиент существенно различаются в течение периода от упругой к пластической деформации образцов из стали при растяжении, но в течение всего периода сжимающего нагружения никаких заметных изменений не обнаружено.

В работе [40] протестировали сигнал SMFL от образцов из стали 18CrNi4A, вызванный циклическими изгибающими напряжениями. Результаты эксперимента качественно объяснены с помощью модели эффективного поля, разработанной в работе [41], в которой представлен новый трехосевой магнитный датчик. В работе [42] также представлен экспериментальный и численный анализ распределения сигнала SMFL в нагруженных образцах с концентраторами напряжений.

Метод МПМ, хотя и привлек к себе значительное внимание за последнее десятилетие, все еще нуждается в дальнейших исследованиях, основанных на следующих причинах.

Отсутствие физических моделей для количественной оценки взаимосвязи между сигналом SMFL и пластической деформацией. Как упоминалось ранее, метод МПМ разработан для определения начального повреждения или пластической деформации, вызванных локальной концентрацией напряжений. Естественно, традиционные магнитоупругие модели не могут описать такое явление [19–21]. Хотя с помощью недавно разработанной магнитопластической модели [29] дифференцировано влияние упругой и пластической деформаций на намагниченность ферромагнитных материалов, прямой зависимости между пластической деформацией и сигналом SMFL не установлено.

Из-за отсутствия количественных критериев дефектности метод МПМ в настоящее время может использоваться только как вспомогательный инструмент для диагностики возможной опасной зоны. Более точные результаты необходимо получать с помощью других методов, так как между сигналами SMFL и признаками дефектов в тестах МПМ должно быть количественное соотношение. Поэтому необходимо проводить систематические эксперименты, а также численное моделирование.

Заключения

Методы неразрушающего контроля широко применяются для исследований изделий авиационной техники [43–46]. Своевременный и качественный контроль таких изделий обеспечивает высокий уровень отечественного производства [47–50].

Одно из основных свойств ферромагнитных материалов – эффект магнитной связи между напряжениями. На основе этого эффекта были разработаны различные методы магнитного неразрушающего контроля для оценки напряженного состояния ферромагнитных структур, некоторые из которых успешно используются в авиастроении. Однако понимание эффекта взаимодействия магнитного поля и напряжения является неполным из-за сложности воздействия магнитного поля и высокой чувствительности к микроструктуре материала. Таким образом, применение методов неразрушающего контроля в промышленности по-прежнему сталкивается со значительными трудностями. Желательно провести дальнейшие исследования методов неразрушающего контроля.

В этой статье представлены современные физические модели взаимодействия магнитного поля и напряжения, а также рассмотрены три типичных метода неразрушающего контроля. Основные характеристики, преимущества, недостатки и перспективы использования этих методов неразрушающего контроля обобщены на основе обзора научно-технической литературы.

Список источников

1. Вонсовский С.В. Магнетизм. М.: Наука, 1971. 1034 с.
2. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. М.: Мир, 1987. 419 с.
3. Новиков В.Ф. Магнитоупругие свойства пластически деформированных и сложнапряженных магнетиков. М.: Недра, 1997. 196 с.
4. Боков В.А. Физика магнетиков: учеб. пособие для вузов. СПб: Невский Диалект, 2002. 155 с.
5. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука, 1985. 160 с.
6. Дубов А.А., Дубов А.А., Колокольников С.М. Метод магнитной памяти металла и приборы контроля: учеб. пособие. М.: Спектр, 2012. 395 с.
7. Бида Г.В. Магнитные свойства термообработанных сталей. Екатеринбург: УрО РАН, 2005. 218 с.
8. Lindgren M., Lepistö T. Modeling of magnetomechanical effect behaviors in a giant magnetostrictive device under compressive stress X // Sensors and Actuators A Physical. 2008. Vol. 143 (2). P. 204–214. DOI: 10.1016/j.sna.2007.10.063.
9. Lindgren M., Lepistö T. Effect of prestraining on Barkhausen noise vs. stress relation // NDT & E International. 2001. Vol. 34 (5). P. 337–344. DOI: 10.1016/S0963-8695(00)00073-6.
10. Brown W.F. Irreversible Magnetic Effects of Stress // Physical Review. 1949. Vol. 75. P. 147–154.
11. Cullity B.D. Introduction to Magnetic Materials. N.-Y.: Addison-Wesley Publishing Company, 1972. 564 p.
12. Sablik M.J., Burkhardt G.L., Kwun H., Jiles D.C. A model for the effect of stress on the low-frequency harmonic content of the magnetic induction in ferromagnetic materials // Journal of Applied Physics. 1988. Vol. 63 (8). P. 3930–3932. DOI: 10.1063/1.340609.
13. Jiles D.C., Atherton D.L. Theory of ferromagnetic hysteresis // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1986. Vol. 61 (1-2). P. 48–60. DOI: 10.1016/0304-8853(86)90066-1.
14. Wang Z.D., Yao K., Ding K.Q. Theoretical studies of metal magnetic memory technique on magnetic flux leakage signals // NDT & E International. 2010. Vol. 43 (4). P. 354–359. DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.12.006.
15. Carman G.P., Mitrovic M. Nonlinear Constitutive Relations for Magnetostrictive Materials with Applications to 1-D Problems // Journal of Intelligent Material Systems and Structures. 1995. Vol. 6 (5). P. 673–683. DOI: 10.1177/1045389x9500600508.
16. Wan Y., Fang D., Hwang K.C. Non-linear constitutive relations for magnetostrictive materials // International Journal of Non-Linear Mechanics. 2003. Vol. 38 (7). P. 1053–1065. DOI: 10.1016/s0020-7462(02)00052-5.

17. Wang Z.D., Deng B., Yao K. Physical model of plastic deformation on magnetization in ferromagnetic materials // *Journal of Applied Physics*. 2011. Vol. 109. Art. 083928. DOI: 10.1063/1.3574923
18. Зацепин Н.Н., Щербинин В.Е. К расчету магнитостатического поля поверхностных дефектов. Ч. 1. Топография полей моделей дефектов // *Дефектоскопия*. 1966. № 5. С. 50–59.
19. Сапожников А.Б. Некоторые простейшие нелинейные расчеты в теории магнитной дефектоскопии // *Труды СФТИ при ТГУ*. 1950. Вып. 30. С. 81–105.
20. Щербинин В.Е., Пашагин А.И. Влияние протяженности дефекта на величину его магнитного поля // *Дефектоскопия*. 1972. № 4. С. 74–82.
21. Dobmann G. Magnetic leakage techniques in NDT. A state-of-the-art survey of the capabilities for defect detection and sizing // *Electromagnetic Methods of NDT*. 1985. Vol. 3. P. 71–95.
22. Li Y., Tian G.Y., Ward S. Numerical simulations on electromagnetic NDT at high speed // *Insight-Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*. 2006. Vol. 48 (2). P. 103–108. DOI: 10.1784/insi.2006.48.2.103.
23. Al-Naemi F.I., Hall J.P., Moses A.J. FEM modeling techniques of magnetic flux leakage-type NDT for ferromagnetic plate inspections // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2006. Vol. 304 (2). P. 790–793. DOI: 10.1016/j.jmmm.2006.02.225.
24. Babbar V., Shiari B., Clapham L. Mechanical Damage Detection With Magnetic Flux Leakage Tools: Modeling the Effect of Localized Residual Stresses // *IEEE Transactions on Magnetics*. 2004. Vol. 40 (1). P. 43–49. DOI: 10.1109/TMAG.2003.821121.
25. Ovanesova A.V., Suárez L.E. Applications of wavelet transforms to damage detection in frame structures // *Engineering Structures*. 2004. Vol. 26 (1). P. 39–49. DOI: 10.1016/j.engstruct.2003.
26. Barkhausen H. Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdeckte Erscheinungen // *Physische Zeitschrift*. 1919. Jg. 20. No. 17. P. 401–403.
27. Clapham L., White S., Lee J., Atherton D.L. Stress measurement using magnetic Barkhausen noise and metal magnetic memory testing // *Journal of Applied Physics*. 2000. Vol. 88 (4). P. 2163–2168.
28. Stefanita C.-G., Atherton D.L., Clapham L. Plastic versus elastic deformation effects on magnetic Barkhausen noise in steel // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48 (13). P. 3545–3551. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00134-8.
29. Rautioaho R., Karjalainen P., Moilanen M. Improvement of the Barkhausen noise method for stress evaluation // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1988. Vol. 73 (1). P. 96–102. DOI: 10.1016/0304-8853(88)90174-6.
30. Krause T.W., Pulfer N., Weymann P., Atherton D.L. Magnetic Barkhausen noise: stress-dependent mechanisms in steel // *IEEE Transactions on Magnetics*. 1996. Vol. 32. Is. 5. P. 4764–4766. DOI: 10.1109/20.539144.
31. Kleber X., Vincent A. On the Role of Residual Internal Stresses and Dislocations on Barkhausen Noise in Plastically Deformed Steel // *NDT & E International*. 2004. Vol. 37. P. 439–445. DOI: 10.1016/j.ndteint.2003.11.008.
32. Vaidyanathan S., Moorthy V., Kalyanasundaram P. et al. Effect of different stages of tensile deformation on micromagnetic parameters in high-strength, low-alloy steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999. Vol. 30 (8). P. 2067–2072. DOI: 10.1007/s11661-999-0017-9.
33. Dhar A., Clapham L., Atherton D.L. Influence of uniaxial plastic deformation on magnetic Barkhausen noise in steel // *NDT & E International*. 2001. Vol. 34. P. 507–514.
34. Saquet O., Chicois J., Vincent A. Barkhausen Noise from Plain Carbon Steel // *Analysis of the Influence of Microstructure. Materials Science and Engineering*. 1999. Vol. 269 (A). P. 73–82. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00155-0.
35. Bhattacharya D.K., Vaidyanathan S. Effect of the Demagnetisation Factor on the Barkhausen Noise Signal // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1997. Vol. 166. P. 111–116. DOI: 10.1016/S0304-8853(96)00444-1.
36. Dubov A.A. Detection of Metallurgical and Production Defects in Engineering Components Using Metal Magnetic Memory // *Metallurgist*. 2015. Vol. 59 (1-2). P. 164–167. DOI: 10.1007/s11015-015-0078-5.

37. Dong L., Xu B., Dong S. et al. Stress dependence of the spontaneous stray field signals of ferromagnetic steel // *NDT & E International*. 2009. Vol. 42 (4). P. 323–327. DOI: 10.1016/j.ndteint.2008.12.005.
38. Yao K., Wang Z.D., Deng B., Shen K. Experimental Research on Metal Magnetic Memory Method // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 52 (3). P. 305–314. DOI: 10.1007/s11340-011-9490-3.
39. Changliang S., Shiyun D., Binshi X., Peng H. Stress concentration degree affects spontaneous magnetic signals of ferromagnetic steel under dynamic tension load // *NDT & E International*. 2010. Vol. 43 (1). P. 8–12. DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.08.002.
40. Leng J., Xu M., Xu M., Zhang J. Magnetic field variation induced by cyclic bending stress // *NDT & E International*. 2009. Vol. 42 (5). P. 410–414. DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.01.008.
41. Wilson J.W., Tian G.Y., Barrans S. Numerical simulation on magnetic flux leakage evaluation at high speed // *Sensors and Actuators: Physical A*. 2007. Vol. 135 (2). P. 381–387. DOI: 10.1016/j.ndteint.2005.10.006.
42. Roskosz M., Gawrilenko P. Analysis of changes in residual magnetic field in loaded notched samples // *NDT & E International*. 2008. Vol. 41 (7). P. 570–576. DOI: 10.1016/j.ndteint.2008.04.002.
43. Леднев И.С. Магнитные методы неразрушающего контроля деталей авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 1 (74). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.
44. Скоробогатко Д.С., Головков А.Н., Кудинов И.И., Князев А.В. Сравнение свободной поверхностной энергии сплавов, наиболее часто используемых в авиационной промышленности, методом межфазного взаимодействия Оуэнса–Вендта–Рабеля–Кьельбле (ОВРК) // *Авиационные материалы и технологии*. 2024. № 4 (77). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-169-179.
45. Бойчук А.С., Диков И.А., Генералов А.С., Славин А.В. Автоматизированный неразрушающий контроль образцов трехслойных сотовых конструкций ультразвуковым теневым методом // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 74–80. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-74-80.
46. Краснов И.С., Ложкова Д.С., Далин М.А. Оценка дефектности заготовок из титановых сплавов для вероятностного расчета риска разрушения дисков газотурбинных двигателей в эксплуатации // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 2 (63). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 11.12.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
47. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // *Вестник Российской академии наук*. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
48. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Петрушин Н.В., Базылева О.А., Мазалов И.С. Материалы нового поколения и цифровые аддитивные технологии производства ресурсных деталей ФГУП «ВИАМ». Часть 4. Разработка жаропрочных материалов // *Электрометаллургия*. 2022. № 5. С. 8–19.
49. Каблов Е.Н., Бабашов В.Г., Балинова Ю.А., Максимов В.Г. Фазовые превращения в композиционном материале с органической матрицей, наполненной волокнами диоксида циркония // *Теплофизика высоких температур*. 2021. Т. 59. № 1. С. 62–68.
50. Каблов Е.Н., Чайникова А.С., Щеголева Н.Е., Гращенков Д.В., Ковалева В.С., Белянчиков И.О. Синтез, структура и свойства алюмосиликатной стеклокерамики, модифицированной оксидом циркония // *Неорганические материалы*. 2020. Т. 56. № 10. С. 1123–1129.

References

1. Vonsovsky S.V. *Magnetism*. Moscow: Nauka, 1971, 1034 p.
2. Tikazumi S. *Physics of Ferromagnetism. Magnetic Characteristics and Practical Applications*. Moscow: Mir, 1987, 419 p.

3. Novikov V.F. *Magnetoelastic Properties of Plastically Deformed and Complex-Stressed Magnets*. Moscow: Nedra, 1997, 196 p.
4. Bokov V.A. *Physics of Magnets: textbook for Universities*. St. Petersburg: Nevsky Dialect, 2002, 155 p.
5. Spitsyn V.I., Troitsky O.A. *Electroplastic Deformation of Metals*. Moscow: Nauka, 1985, 160 p.
6. Dubov A.A., Dubov A.A., Kolokolnikov S.M. *Method of magnetic memory of metal and control devices: tutorial*. Moscow: Spektr, 2012, 395 p.
7. Bida G.V. *Magnetic properties of heat-treated steels*. Ekaterinburg: Ural Branch of the RAS, 2005, 218 p.
8. Lindgren M., Lepistö T. Modeling of magnetomechanical effect behaviors in a giant magnetostrictive device under compressive stress X. *Sensors and Actuators A Physical*, 2008, vol. 143 (2), pp. 204–214. DOI: 10.1016/j.sna.2007.10.063.
9. Lindgren M., Lepistö T. Effect of prestraining on Barkhausen noise vs. stress relation. *NDT & E International*, 2001, vol. 34 (5), pp. 337–344. DOI: 10.1016/S0963-8695(00)00073-6.
10. Brown W.F. Irreversible Magnetic Effects of Stress. *Physical Review*, 1949, vol. 75, pp. 147–154.
11. Cullity B.D. *Introduction to Magnetic Materials*. N.-Y.: Addison-Wesley Publishing Company, 1972, 564 p.
12. Sablik M.J., Burkhardt G.L., Kwun H., Jiles D.C. A model for the effect of stress on the low-frequency harmonic content of the magnetic induction in ferromagnetic materials. *Journal of Applied Physics*, 1988, vol. 63 (8), pp. 3930–3932. DOI: 10.1063/1.340609.
13. Jiles D.C., Atherton D.L. Theory of ferromagnetic hysteresis. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1986, vol. 61 (1-2), pp. 48–60. DOI: 10.1016/0304-8853(86)90066-1.
14. Wang Z.D., Yao K., Ding K.Q. Theoretical studies of metal magnetic memory technique on magnetic flux leakage signals. *NDT & E International*, 2010, vol. 43 (4), pp. 354–359. DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.12.006.
15. Carman G.P., Mitrovic M. Nonlinear Constitutive Relations for Magnetostrictive Materials with Applications to 1-D Problems. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 1995, vol. 6 (5), pp. 673–683. DOI: 10.1177/1045389x9500600508.
16. Wan Y., Fang D., Hwang K.C. Non-linear constitutive relations for magnetostrictive materials. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 2003, vol. 38 (7), pp. 1053–1065. DOI: 10.1016/s0020-7462(02)00052-5.
17. Wang Z.D., Deng B., Yao K. Physical model of plastic deformation on magnetization in ferromagnetic materials. *Journal of Applied Physics*, 2011, vol. 109, art. 083928. DOI: 10.1063/1.3574923.
18. Zatsepin H.N., Shcherbinin V.E. On the calculation of the magnetostatic field of surface defects. Part 1. Topography of the fields of defect models. *Defektoskopiya*, 1966, no. 5, pp. 50–59.
19. Sapozhnikov A.B. Some simple nonlinear calculations in the theory of magnetic flaw detection. *Trudy SFTI pri TGU*, 1950, is. 30, pp. 81–105.
20. Shcherbinin V.E., Pashagin A.I. The influence of the length of a defect on the magnitude of its magnetic field. *Defektoskopiya*, 1972, no. 4, pp. 74–82.
21. Dobmann G. Magnetic leakage techniques in NDT. A state-of-the-art survey of the capabilities for defect detection and sizing. *Electromagnetic Methods of NDT*, 1985, vol. 3, pp. 71–95.
22. Li Y., Tian G.Y., Ward S. Numerical simulations on electromagnetic NDT at high speed. *Insight-Non-Destructive Testing and Condition Monitoring*, 2006, vol. 48 (2), pp. 103–108. DOI: 10.1784/insi.2006.48.2.103.
23. Al-Naemi F.I., Hall J.P., Moses A.J. FEM modeling techniques of magnetic flux leakage-type NDT for ferromagnetic plate inspections. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 2006, vol. 304 (2), pp. 790–793. DOI: 10.1016/j.jmmm.2006.02.225.
24. Babbar V., Shiari B., Clapham L. Mechanical Damage Detection With Magnetic Flux Leakage Tools: Modeling the Effect of Localized Residual Stresses. *IEEE Transactions on Magnetics*, 2004, vol. 40 (1), pp. 43–49. DOI: 10.1109/TMAG.2003.821121.
25. Ovanesova A.V., Suárez L.E. Applications of wavelet transforms to damage detection in frame structures. *Engineering Structures*, 2004, vol. 26 (1), pp. 39–49. DOI: 10.1016/j.engstruct.2003.

26. Barkhausen H. Zwei mit Hilfe der neuen Verstärker entdeckte Erscheinungen. *Physische Zeitschrift*, 1919, jg. 20, no. 17, pp. 401–403.
27. Clapham L., White S., Lee J., Atherton D.L. Stress measurement using magnetic Barkhausen noise and metal magnetic memory testing. *Journal of Applied Physics*, 2000, vol. 88 (4), pp. 2163–2168.
28. Stefanita C.-G., Atherton D.L., Clapham L. Plastic versus elastic deformation effects on magnetic Barkhausen noise in steel. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48 (13), pp. 3545–3551. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00134-8.
29. Rautioaho R., Karjalainen P., Moilanen M. Improvement of the Barkhausen noise method for stress evaluation. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1988, vol. 73 (1), pp. 96–102. DOI: 10.1016/0304-8853(88)90174-6.
30. Krause T.W., Pulfer N., Weymann P., Atherton D.L. Magnetic Barkhausen noise: stress-dependent mechanisms in steel. *IEEE Transactions on Magnetics*, 1996, vol. 32, is. 5, pp. 4764–4766. DOI: 10.1109/20.539144.
31. Kleber X., Vincent A. On the Role of Residual Internal Stresses and Dislocations on Barkhausen Noise in Plastically Deformed Steel. *NDT & E International*, 2004, vol. 37, pp. 439–445. DOI: org/10.1016/j.ndteint.2003.11.008.
32. Vaidyanathan S., Moorthy V., Kalyanasundaram P. et al. Effect of different stages of tensile deformation on micromagnetic parameters in high-strength, low-alloy steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, vol. 30 (8), pp. 2067–2072. DOI: 10.1007/s11661-999-0017-9.
33. Dhar A., Clapham L., Atherton D.L. Influence of uniaxial plastic deformation on magnetic Barkhausen noise in steel. *NDT & E International*, 2001, vol. 34, pp. 507–514.
34. Saquet O., Chicois J., Vincent A. Barkhausen Noise from Plain Carbon Steel. *Analysis of the Influence of Microstructure. Materials Science and Engineering*, 1999, vol. 269 (A), pp. 73–82. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00155-0.
35. Bhattacharya D.K., Vaidyanathan S. Effect of the Demagnetisation Factor on the Barkhausen Noise Signal. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1997, vol. 166, pp. 111–116. DOI: 10.1016/S0304-8853(96)00444-1.
36. Dubov A.A. Detection of Metallurgical and Production Defects in Engineering Components Using Metal Magnetic Memory. *Metallurgist*, 2015, vol. 59 (1-2), pp. 164–167. DOI: 10.1007/s11015-015-0078-5.
37. Dong L., Xu B., Dong S. et al. Stress dependence of the spontaneous stray field signals of ferromagnetic steel. *NDT & E International*, 2009, vol. 42 (4), pp. 323–327. DOI: 10.1016/j.ndteint.2008.12.005.
38. Yao K., Wang Z.D., Deng B., Shen K. Experimental Research on Metal Magnetic Memory Method. *Experimental Mechanics*, 2011, vol. 52 (3), pp. 305–314. DOI: 10.1007/s11340-011-9490-3.
39. Changliang S., Shiyun D., Binshi X., Peng H. Stress concentration degree affects spontaneous magnetic signals of ferromagnetic steel under dynamic tension load. *NDT & E International*, 2010, vol. 43 (1), pp. 8–12. DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.08.002.
40. Leng J., Xu M., Xu M., Zhang J. Magnetic field variation induced by cyclic bending stress. *NDT & E International*, 2009, vol. 42 (5), pp. 410–414. DOI: 10.1016/j.ndteint.2009.01.008.
41. Wilson J.W., Tian G.Y., Barrans S. Numerical simulation on magnetic flux leakage evaluation at high speed. *Sensors and Actuators: Physical A*, 2007, vol. 135 (2), pp. 381–387. DOI: 10.1016/j.ndteint.2005.10.006.
42. Roskosz M., Gawrilenko P. Analysis of changes in residual magnetic field in loaded notched samples. *NDT & E International*, 2008, vol. 41 (7), pp. 570–576. DOI: 10.1016/j.ndteint.2008.04.002.
43. Lednev I.S. Magnetic methods of non-destructive testing of aircraft parts. *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 1 (74), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-1-111-120.

44. Skorobogatko D.S., Golovkov A.N., Kudinov I.I., Knyazev A.V. Comparison of the surface free energy of alloys most commonly used in the aviation industry, using the interaction method Owens–Wendt–Rabel–Kaelble (OWRK). *Aviation materials and technologies*, 2024, no. 4 (77), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2024-0-4-169-179.
45. Boychuk A.S., Dikov I.A., Generalov A.S., Slavin A.V. Automated non-destructive inspection of three-layer honeycomb structures' samples by ultrasonic through-transmission technique. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 74–80. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-74-80.
46. Krasnov I.S., Lozhkova D.S., Dalin M.A. Evaluation of deficiency of titanium alloy forgings for probabilistic calculation of gas turbine engine disks fracture risk. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 2 (63), paper no. 12. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: December 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
47. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
48. Kablov E.N., Evgenov A.G., Petrushin N.V., Bazyleva O.A., Mazalov I.S. New generation materials and digital additive technologies for the production of resource parts of FSUE VIAM. Part 4. Development of heat-resistant materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 5, pp. 8–19.
49. Kablov E.N., Babashov V.G., Balinova Yu.A., Maksimov V.G. Phase transformations in a composite material with an organic matrix filled with zirconium dioxide fibers. *Teplofizika vysokikh temperatur*, 2021, vol. 59, no. 1, pp. 62–68.
50. Kablov E.N., Chainikova A.S., Schegoleva N.E., Grashchenkov D.V., Kovaleva V.S., Belyanchikov I.O. Synthesis, structure, and properties of aluminosilicate glass ceramics modified with zirconium oxide. *Neorganicheskie materialy*, 2020, vol. 56, no. 10, pp. 1123–1129.

Информация об авторах

Леднев Игорь Сергеевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Igor S. Lednev, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 27.01.2025; одобрена и принята к публикации после рецензирования 25.02.2025.
The article was submitted 27.01.2025; approved and accepted for publication after reviewing 25.02.2025.



ЗАЩИТНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ, ЖАРОСТОЙКИЕ ЭМАЛИ, АНТИОКИСЛИТЕЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ

ВЫПУСКАЮТСЯ ЗАЩИТНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛОВ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ, ЖАРОСТОЙКИЕ ЭМАЛИ ДЛЯ ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛОВ ОТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОВОЙ КОРРОЗИИ, АНТИОКИСЛИТЕЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЗАЩИТЫ УГЛЕРОД-СОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные мощности

до 20 000 кг

фритт для защитных покрытий в год

до 5 000 кг

сухих шликеров жаростойких эмалей в год

до 15 000 кг

сухих шликеров защитных технологических покрытий в год

до 40 кг

шликера антиокислительного покрытия в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление и поставку сухих шликеров и фритт защитных технологических покрытий, жаростойких эмалей, шликеров антиокислительных покрытий;
- научно-техническое сопровождение технологических процессов по нанесению защитных технологических покрытий, жаростойких эмалей и антиокислительных покрытий в условиях промышленного производства;
- разработку защитных технологических покрытий, жаростойких эмалей, в том числе функциональных (электроизоляционных, радиационностойких, химически стойких и др.) для широкой номенклатуры сталей и сплавов, а также антиокислительных покрытий для защиты углеродсодержащих композиционных материалов;
- нанесение жаростойких эмалей и антиокислительных покрытий на детали заказчика в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ СИНТЕЗА

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ПОЛИМЕРНЫХ СВЯЗУЮЩИХ
(ЭПОКСИДНЫЕ, ФЕНОЛФОРМАЛЬДЕГИДНЫЕ,
ЦИАНЭФИРНЫЕ, КРЕМНИЙОРГАНИ-
ЧЕСКИЕ, НЕОРГАНИЧЕСКИЕ,
КЕРАМООБРАЗУЮЩИЕ)
И КЛЕЕВ КОНСТРУКЦИОННОГО
И СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Производственные
мощности

25 000 кг полимерных связующих
в год

3 000 кг клеев
в год

Ведется разработка новых современных связующих (полиимиды, бензоксазины, бисмалеинимиды).



Выпускаемые материалы применяются в различных изделиях авиационной техники.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- полимерные связующие: ВСЭ-20, ВСЭ-21, ВСЭ-28, ВСЭ-33, ВСЭ-34, ВСЭ-59, ВСЭ-62, ВСЭ-67, ВСЭ-68, ТКС, ФН, ЭДТ-69Н, ЭНФБ-2М, БМК-5, РСФ-250, ВС-51, ВСТ-1210, ВСТ-60;
- клеи: ВК-15, ВК-15М, ВК-18, ВК-20, ВК-20М, ВК-36, ВК-36РТ, ВК-36Р, ВК-53М, ВК-58, ВК-103, ВКП-11, ВКР-85, ВКР-86.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



ЛАКОКРАСОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ

ВЫПУСКАЕТСЯ ШИРОКАЯ НОМЕНКЛАТУРА
ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
СОВРЕМЕННОМ ОБОРУДОВАНИИ
ОТЕЧЕСТВЕННОГО И ИМПОРТНОГО
ПРОИЗВОДСТВА. РАЗРАБОТКА РЕЦЕПТУР
И ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ЛАКОКРАСОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ,
ТЕХНОЛОГИЙ НАНЕСЕНИЯ СИСТЕМ
ПОКРЫТИЙ НА ИХ ОСНОВЕ



Производственные мощности

70 000 кг в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- эмали: ВЭ-46, ВЭ-46К, ВЭ-62, ВЭ-65М, ВЭ-69, КО-856, КО-5189, ЭП-140, ФП-566 и пр.;
- грунтовки: ЭП-0181, ЭП-0215, ВГ-27, ЭП-0214, ВГ-28, ВГ-36, ВГ-37, КО-0170 и пр.;
- шпатлевки: ЭП-0065, ВШ-17М, грунт - шпатлёвка ВШ-20, КО-0035, КО-0066, КО-0067, КО-0070 и пр.;
- лаки: АК-113, ВЛ-18, ВЛ-21, ФП-5182;
- прочие материалы: паста ВП-1, состав ПСП-2М, состав КСП-2, смывка ВСС-1;
- всего более 100 наименований.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru

ТЕРМОСТАБИЛЬНЫЕ МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ПОСТОЯННЫЕ ТЕРМОСТАБИЛЬНЫЕ МАГНИТЫ
СИСТЕМЫ РЗМ–Fe–Co–В С РАЗЛИЧНЫМ
УРОВНЕМ ТЕМПЕРАТУРНОГО
КОЭФФИЦИЕНТА ИНДУКЦИИ, В ТОМ ЧИСЛЕ
С ПОЛОЖИТЕЛЬНЫМ ЗНАЧЕНИЕМ,
А ТАКЖЕ БЛИЗКИМ К НУЛЮ.
КОЛЬЦЕВЫЕ МАГНИТЫ
С РАДИАЛЬНОЙ ТЕКСТУРОЙ.
ЛИТЫЕ МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ
Fe–Al–Ni–Co



НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ – единственный производитель термостабильных
кольцевых магнитов с радиальной текстурой системы Pr–Dy–Fe–Co–В.

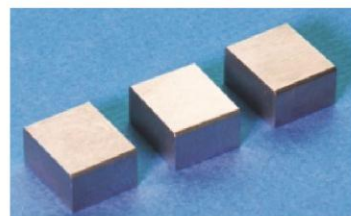
Производственные мощности

5 000 ШТ. в год

МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ Pr–Dy–Fe–Co–В



ЛИТЫЕ МАГНИТЫ НА ОСНОВЕ Fe–Al–Ni–Co



ПРИМЕНЕНИЕ:

- датчики момента навигационных систем (гироскопы, акселерометры).

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- высокая стабильность магнитных свойств в широком температурном диапазоне (-60÷+80°C);
- изготовление цельных кольцевых магнитов с радиальной текстурой по чертежам заказчика.

Магнит	ТКИ, %/°С (-60÷120°С)	Остаточная индукция B_r , Тл	Коэрцитивная сила, кА/м	
			по намагниченности H_{cb}	по индукции H_{cb}
Цилиндрический с аксиальной или диаметральной текстурой (ТУ1-595-35-1582–2016)	0±0,005	0,95	950	600
Кольцевой с радиальной текстурой (ТУ1-595-35-1583–2016)	0±0,005	0,95	950	600

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- кольцевые магниты с радиальной текстурой из термостабильного магнитного материала;
- цилиндрические магниты с аксиальной или диаметральной текстурой из термостабильного магнитного материала;
- призматические магниты из термостабильного магнитного материала.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



МОДЕЛЬНЫЕ КОМПОЗИЦИИ ИЗ ВОСКА ДЛЯ ЛИТЬЯ ДЕТАЛЕЙ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИЙ
НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ С УЛУЧШЕННЫМИ
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ
ОБЕСПЕЧИТ ИМПОРТОНЕЗАВИСИМОСТЬ
И ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ БЕЗОПАСНОСТЬ
ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ
ЛИТЬЯ ПО ВЫПЛАВЛЯЕМЫМ МОДЕЛЯМ.



Производственные мощности

до **60 000** кг модельных композиций
в год



Свойства	Значения свойств для композиции		
	ВИАМ МК-1	ВИАМ МК-2	ВИАМ МК-Л (для ЛПС)
Температура каплепадения, °С	80–90	85–95	50–70
Теплоустойчивость, °С	40	45	35
Предел прочности при статическом изгибе, МПа	7,0	8,0	4,0
Массовая доля золы, % (не менее)	0,05	0,05	0,05

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru

В НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ» – ВИАМ СОЗДАНА СИСТЕМА НЕПРЕРЫВНОЙ ПОДГОТОВКИ ВЫСОКОКВАЛИФИЦИРОВАННЫХ КАДРОВ

ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ КАДРОВОГО ПОТЕНЦИАЛА:

- совершенствование механизмов привлечения и закрепления в науке талантливой молодежи;
- повышение качества подготовки кадров высшей квалификации;
- повышение квалификации руководителей и специалистов по программам дополнительного профессионального образования;
- профессиональное обучение рабочих.



70%
практика

Занятия ведутся в рамках стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки по принципу втуз

30%
теория

Базовая кафедра:



Совместные научно-исследовательские лаборатории:



САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
SAMARA UNIVERSITY



Федеральный научный центр материаловедения
Материаловедение



Подготовка кадров
с 2013 года:

>20

программ дополнительного профессионального образования

60

выпускников получили диплом магистра

>700

школьников посетили институт

>50

защит кандидатских диссертаций

>1500

человек прошли курсы повышения квалификации

>250

предприятий





УЛЬЯНОВСКИЙ НАУЧНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

ОДНО ИЗ ВЕДУЩИХ ПРЕДПРИЯТИЙ УЛЬЯНОВСКОЙ
ОБЛАСТИ ПО РАЗРАБОТКЕ ИННОВАЦИОННЫХ
ТЕХНОЛОГИЙ.

ПРОИЗВОДИТ ПОЛУФАБРИКАТЫ И ИЗДЕЛИЯ
ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ.



Производственные
мощности:

40 т	растворных связующих в год	25 т	расплавных связующих в год	100 м ²	формообразующих оснасток
50 000	пог.м	препрегов на основе растворных связующих	30 000	шт	листов стекло- и органопластиков
500 000	пог.м	клеевых препрегов марки КМКС	350 000	пог.м	препреги нового поколения
1 200	шт	заготовок панелей пола	20 т	заготовок изделий из ПКМ	

УНТЦ выпускает широкую номенклатуру материалов, полуфабрикатов и изделий из ПКМ на высоком научно-техническом уровне.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- клеевые препреги;
- препреги на основе расплавных связующих;
- клеевые пленки;
- заготовки панелей пола;
- заготовки обтекателей;
- заготовки гибких и жестких патрубков для СКВ ЛА;
- процессинг изготовления продукции на основе давальческих материалов;
- препреги на основе стеклотканей и полимерных связующих;
- препреги на основе углеродных тканей;
- полимерные связующие;
- листовой органопластик;
- формообразующие оснастки из ПКМ;
- листовой органопластик
- изделия из ПКМ по согласованию с заказчиком;
- дополнительное профессиональное образование «Технология ремонта изделий из ПКМ».

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru; untc.viam.ru





ВОСКРЕСЕНСКИЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ВИАМ – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

УНИКАЛЬНЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЦЕНТР ПО ОБРАБОТКЕ БЕРИЛЛИЯ И БЕРИЛЛИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, С ЗАМКНУТЫМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИМ ЦИКЛОМ ПРОИЗВОДСТВА.

НА ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ПРОЩАДЯХ ВЭТЦ ВИАМ ТАКЖЕ СОЗДАНЫ УЧАСТКИ ПО ИЗГОТОВЛЕНИЮ СПЕЦИАЛЬНЫХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.



Производственные мощности:

29 т

бериллийсодержащие стали и сплавы в год

209

единиц технологического и исследовательского оборудования

10 т

препрегов ПКМ в год

7700 м²

площадь производственных помещений

13

производственных участков



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление пластин и дисков бериллиевых герметичных, фольги бериллиевой вакуум-плотной радиационно-прозрачной повышенной чистоты толщиной от 10 мкм; паяных бериллиевых окон для рентгеновской техники; полуфабрикатов и изделий из бериллия по чертежам заказчика;
- нанесение гальванических и комплексных защитных покрытий на изделия из бериллия;
- выплавку сплавов ВНС-32 и 97НЛ-ВИ, алюминий-бериллиевой лигатуры АБ-1 и АБ-2, медно-бериллиевой лигатуры МБ-1 и МБ-2;
- изготовление прутков диаметром 12–60 мм из жаропрочной бериллийсодержащей коррозионностойкой стали марки ВНС-32-ВИ, ленты из бериллийсодержащего сплава 97НЛ-ВИ;
- изготовление клеев и клеевых связующих: ВСЭ-1212, ВСП-3М, ВСК-14-2МР, ВСК-14-2М, ВСВ-43, ВСЭ-34, ВСЭ-37, ВСЭ-33, ВПБ-45, ВСЭ-39, РСФ-250, ВСК-14-3, ВСК-14-4М;
- изготовление препрегов ПКМ шириной 300 и 1000 мм: ПУ-4э-2м, СТ-ВПС-33, ЭНФБ-2М, СТП-97с, СТ-69Н, СТ-69Н-14;
- изготовление углеродных тканых наполнителей полотняного и саржевого переплетения шириной 1000 мм для ПКМ: ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280, ВТкУ-3, ВТкУ-2.200Т;
- изготовление котонизированного льняного волокна, целлюлозного волокна, химическая модификация целлюлозы, формирование сверхлегких смесевых материалов на основе кварцевого и базальтового волокон с применением котонизированного льняного волокна, приготовление и иглопробивная обработка смеси высокотемпературных оксидных волокон и котонизированного льняного волокна, изготовление прекурсоров оксида циркония ОХЦ-В, оксида алюминия.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru; vetc.viam.ru



ТРЕБОВАНИЯ К РУКОПИСИ СТАТЬИ ПРИ ПОДГОТОВКЕ К ИЗДАНИЮ

1. Рукопись предоставляется в Редакционно-издательский отдел НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на бумажном и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'2003).

2. На рукопись должно быть оформлено Экспертное заключение о возможности опубликования в открытой печати.

3. Рукопись должна быть подписана всеми авторами статьи.

4. К каждой рукописи на отдельной странице на русском и английском языках предоставляется реферат (объемом 500–600 знаков, включая пробелы), в котором кратко излагается основное содержание работы, и ключевые слова.

5. Фамилии авторов и название статьи должны иметь перевод на английский язык.

6. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества (полностью), должности, номера телефона и адреса электронной почты.

7. Рекомендуются следующая структура рукописи:

- заголовок статьи;
- сведения об авторах;
- реферат;
- ключевые слова;
- введение;
- материалы и методы;
- результаты;
- обсуждение и заключения;
- благодарности (при необходимости);
- список литературы.

8. Рекомендуемый объем рукописи от – 15 000 до 30 000 знаков, включая пробелы.

9. Основные технические параметры рукописи:

- шрифт – Times New Roman;
- размер шрифта – 12;
- интервал – 1,5;
- поля: верхнее – 2; нижнее – 2,5; левое – 2,5; правое – 2,5;
- автоматическая расстановка переносов;
- набор формул в Microsoft Equation 3.0;
- штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;
- микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены в электронном виде в программе Photoshop JPEG;
- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;
- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки. На каждую таблицу должна быть ссылка в тексте;
- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

10. Форма подачи рукописи:

- текст на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом;
- пронумерованные рисунки на бумажном носителе и в электронном виде отдельными файлами;
- пронумерованные подписи к рисункам на бумажном носителе и в электронном виде отдельным файлом.

11. Список литературы, завершающий рукопись, должен быть тщательно выверен и унифицирован в соответствии с ГОСТ 7.0.5–2008.

Список литературы должен включать не менее 15 источников.

Последовательность ссылок в тексте должна строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

Ссылки на неопубликованные работы (отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов, стандарты предприятия и т. п.) не допускаются.

Допускается не более одной ссылки на работы, принятые к печати, с указанием номера издания, в котором планируется публикация.

Соблюдение данных правил облегчает работу научного редактора, рецензента и редактора, ускоряет подготовку статьи к печати.

По рекомендации научного редактора или рецензента статья может быть направлена авторам на доработку. После доработки авторы должны представить в редакцию первоначальный и доработанный варианты статьи с ответами на все вопросы и замечания научного редактора или рецензента.

Статья, находящаяся на доработке у авторов более одного месяца, рассматривается и принимается к публикации как вновь поступившая.

ТРУДЫ ВИАМ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09
E-mail: admin@viam.ru
www.ВИАМ.РФ; www.viam.ru