

№9
(139)
2024

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

№ 9 (139) сентябрь 2024

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» – ВИАМ)

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

CONTENTS

Жаропрочные сплавы и стали

Власов И.И., Севальнев Г.С., Климов В.С., Рогалев А.М. Исследование структуры и фазового состава энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co после вакуумной индукционной выплавки

3

Легкие сплавы

Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Бенариев И. Особенности структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления

15

Композиционные материалы

Антипов В.В., Салимов И.Э., Беспалов А.С., Бабашов В.Г. Исследование влияния состава связующего на плотность, физико-механические и гидрофобные свойства теплозвукоизоляционного материала

25

Каленов В.В., Савицкий Р.С., Баранников А.А. Исследование механических свойств трехслойных панелей с различными типами соединения сотового заполнителя

33

Защитные и функциональные покрытия

Закирова Л.И., Сибилева С.В., Демин С.А., Дуюнова В.А. Исследование гальванических покрытий коррозионностойких сталей для предотвращения контактной коррозии

42

Князев А.В., Демин С.А., Фомина М.А., Батраков Е.Н. Термодиффузионные покрытия и их применение

54

Heat-resistant alloys and steels

Vlasov I.I. Sevalnev G.S., Klimov V.S., Rogalev A.M. Study of the structure and phase composition of an entropy alloy based on the Ni–Cr–Co alloying system after vacuum induction melting

Light-metal alloys

Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Benarieb I. Features of the structure of age-hardenable aluminum alloy AlSi10MgCu produced by selective laser melting

Composite materials

Antipov V.V., Salimov I.E., Bepalov A.S., Babashov V.G. Study of the influence of the composition of the binder on the density, physico-mechanical and hydrophobic properties of heat-sound insulation material

Kalenov V.V., Savitsky R.S., Barannikov A.A. Study of the mechanical properties of three-layer panels with different types of honeycomb filler splicing

Protective and functional coatings

Zakirova L.I., Sibileva S.V., Demin S.A., Duyunova V.A. Investigation of electroplating of corrosion-resistant steels to prevent contact corrosion

Knyazev A.V., Demin S.A., Fomina M.A., Batrakov E.N. Thermal diffusion coatings and their applications

Испытания материалов

Ходинев И.А., Баранова Е.В. Усталостная долговечность жаропрочного титанового сплава при различных частотах нагружения

Леднев И.С., Ходакова Е.А. Расчет режимов намагничивания деталей авиационной техники

Васильчук Е.А., Гуляев И.Н., Яковлев Н.О., Мишкин С.И. Влияние скорости соударения на остаточную прочность углепластиков

Material tests

Hodinev I.A., Baranova E.V. Fatigue life of a heat-resistant titanium alloy at various loading frequencies

Lednev I.S., Khodakova E.A. Calculation of the magnetization modes of aircraft parts

Vasilchuk E.A., Gylyayev I.N., Yakovlev N.O., Mishkin S.I. Influence of collision speed on the residual durability of CFRP

Научная статья

УДК 669.017.13

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-3-14

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА БАЗЕ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Ni–Cr–Co ПОСЛЕ ВАКУУМНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ ВЫПЛАВКИ

И.И. Власов¹, Г.С. Севальнев¹, В.С. Климов¹, А.М. Рогалев¹

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

Аннотация. Проведены исследования микроструктуры и фазового состава энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co с различными соотношениями базовых и легирующих элементов после вакуумной индукционной выплавки и последующей разливки в тигель при температуре 200 °С. Установлено, что при эквимолярном соотношении элементов формируется твердый раствор с более высокой энтропией смешения, а введение дополнительных легирующих элементов приводит к формированию карбидов и интерметаллидов.

Ключевые слова: энтропийные сплавы, легирование, структура, фазовый состав, твердость, эквимолярность

Для цитирования: Власов И.И., Севальнев Г.С., Климов В.С., Рогалев А.М. Исследование структуры и фазового состава энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co после вакуумной индукционной выплавки // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-3-14.

Scientific article

STUDY OF THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF AN ENTROPY ALLOY BASED ON THE Ni–Cr–Co ALLOYING SYSTEM AFTER VACUUM INDUCTION MELTING

I.I. Vlasov¹, G.S. Sevalnev¹, V.S. Klimov¹, A.M. Rogalev¹

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 work carried out studies of the microstructure and phase composition of an entropy alloy based on the Ni–Cr–Co alloying system with different ratios of base and alloying elements after vacuum induction melting and subsequent casting into a crucible at a temperature of 200 °C. It has been established that with an equimolar ratio of elements, a solid solution with a higher entropy of mixing is formed, and the introduction of additional alloying elements leads to the formation of carbides and intermetallic compounds.

Keywords: entropy alloys, alloying, structure, phase composition, hardness, equimolar

For citation: Vlasov I.I., Sevalnev G.S., Klimov V.S., Rogalev A.M. Study of the structure and phase composition of an entropy alloy based on the Ni–Cr–Co alloying system after vacuum induction melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-3-14.

Введение

Большинство современных конструкционных сплавов базируются на основном матричном элементе, в который добавляются дополнительные легирующие элементы с разной степенью растворимости и механизмом взаимодействия с основным элементом, повышающие уровень физико-механических характеристик [1, 2]. Помимо легирования твердого раствора, легирующие элементы способны образовывать избыточные фазы, такие как карбиды, нитриды, интерметаллиды и т. д.

В конце XX в. велись активные исследования сплавов на основе энтропийного подхода, т. е. оценивалась энтропия системы и достигалась ее максимальная степень. В начале 2000-х гг. разными научными коллективами опубликованы серии работ [3–8], которые положены в основу современных исследований по энтропийным сплавам, что привело к формированию нового научного направления и нового класса материалов, впоследствии названных высокоэнтропийными сплавами (ВЭС). В настоящее время это достаточно перспективное направление развития материаловедческой отрасли.

Основа разработок высокоэнтропийных сплавов – смешивание в эквиатомном или эквимольном соотношении элементов. Для достижения высокой энтропии системы количество элементов должно быть не менее пяти, при этом содержание каждого элемента может составлять от 5 до 35 % (по массе).

Высокоэнтропийные сплавы представляют повышенный интерес для исследователей во всем мире, так как за последние 20 лет опубликовано более 4000 значимых работ в этой области, в части которых рассматриваются особенности получения таких сплавов, формирования их структуры, свойств и изменения фазового состава [9–16].

Особенность высокоэнтропийных сплавов в отличие от традиционных – отсутствие матричного базового компонента, на основе которого формируются основные механизмы обеспечения структуры и различных характеристик. Следовательно, разделить элементы состава сплава на основной (базовый) и вспомогательные (легирующие) при эквиатомном содержании этих элементов невозможно. Соответственно, в разупорядоченном твердом растворе все компоненты системы имеют одинаковую вероятность нахождения в узлах кристаллической решетки, а также вероятность формирования химических соединений с другими компонентами в случае легирования базовой системы дополнительными элементами.

Разработка сплавов с эквиатомным соотношением элементов с более чем пятью компонентами представляла сложности при прогнозировании конечной структуры, так как все модели расчета новых материалов базировались на матричной системе, которая в большинстве случаев легирования образовывала хрупкие интерметаллидные, карбидные или нитридные соединения легирующих элементов системы. Преимущественная идея энтропийного подхода конструирования материалов – необходимость получения однофазной структуры в виде разупорядоченного твердого раствора замещения.

Сплавы на основе переходных элементов с незавершенной $3d$ -орбиталью в настоящее время являются одними из наиболее изученных энтропийных сплавов с высокой степенью энтропии. Благодаря высоким механическим, физическим и триботехническим характеристикам, коррозионной стойкости, а также возможности упрочнения при механическом воздействии эта группа материалов вызывает особый интерес [6, 7, 17–19].

При высокой энтропии смешивания мультикомпонентной системы имеется тенденция к получению повышенных механических характеристик и устойчивости к различным агрессивным средам, а также температурному воздействию. Особо следует отметить момент, связанный с изучением и возможностью применения высокоэнтропийных сплавов, – это их уникальный комплекс характеристик, которого также можно достичь при реализации высоких прочности, пластичности, износо- и коррозионной стойкости [5, 6, 17].

В рамках данной работы проведены исследования формирования структуры и фазового состава энтропийного сплава базовой системы легирования Ni–Cr–Co с учетом эквиатомного и эквимассового соотношений, а также дополнительного легирования.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования использовали энтропийные сплавы системы Ni–Co–Cr без и с добавлением легирующих элементов, а также с разным соотношением базовых элементов данной системы легирования для достижения эквиатомного состояния. Выплавку слитков проводили в вакуумно-индукционной печи при нагреве в температурном диапазоне 1500–1600 °С. Разлив жидкого расплава производили в тигель, нагретый до температуры 200 °С, с целью исключения появления трещин, снижения усадки металла и объема усадочной раковины в теле слитка. Масса слитка после выплавки составила 1 кг.

Оценку энтропии бинарных систем проводили с применением открытого программного обеспечения Open-Calphad.

Металлографический анализ структур энтропийных сплавов после выплавки проводили методами: световой микроскопии на оптическом конфокальном инвертированном оптическом микроскопе при увеличении $\times 500$ и электронной микроскопии в режиме вторичных и обратноотраженных электронов с использованием сканирующего электронного микроскопа при увеличениях $\times (500–1000)$. Анализ распределения легирующих элементов проводили с использованием приставки для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) методом энергодисперсионного картирования при ускоряющем напряжении 15 кВ, расшифровку дифрактограмм – с использованием программного обеспечения Aztec.

Стехиометрический состав частиц оценивали по МРСА с применением формулы

$$\frac{Me_{ат}}{C_{ат}(N_{ат})} = \frac{\% Me_i / A_i}{\% C (\% N) / A_C (A_N)},$$

где Me_i – содержание элемента в карбиде (нитриде), % (по массе); A_i – атомная масса i -го элемента; $\% C (\% N)$ – содержание углерода (азота) в карбиде (нитриде), % (по массе); $A_C (A_N)$ – атомная масса углерода (азота).

Идентификацию соединения и стехиометрического состава анализировали в соответствии с открытой базой данных по существованию химических соединений при нормальных условиях [20].

Рентгеновскую съемку для определения фазового состава энтропийного сплава выполняли на дифрактометре с вертикально расположенным гониометром высокого разрешения модульной конструкции в $Cu K_\alpha$ -излучении. Расшифровку дифрактограмм проводили с применением встроенного программного обеспечения по общепринятым методикам.

Расчет изменения содержания избыточных фаз в сплавах с разным соотношением химических элементов в составе сплава проводили путем обработки изображений методом монохроматической бинаризации. Количественный подсчет проводили в программе с открытым исходным кодом imageJ.

Твердость НВ определяли методом Бринелля с помощью твердомера при нагрузке 187,5 кг при диаметре шарика 2,5 мм в соответствии с ГОСТ 9012–59.

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

Результаты и обсуждение

Результаты расчетов степени энтропии сплава в программном комплексе Open-Calphad показали, что наибольшая энтропия бинарной системы Ni–Cr достигается в результате эквиатомного соотношения компонентов системы (рис. 1).

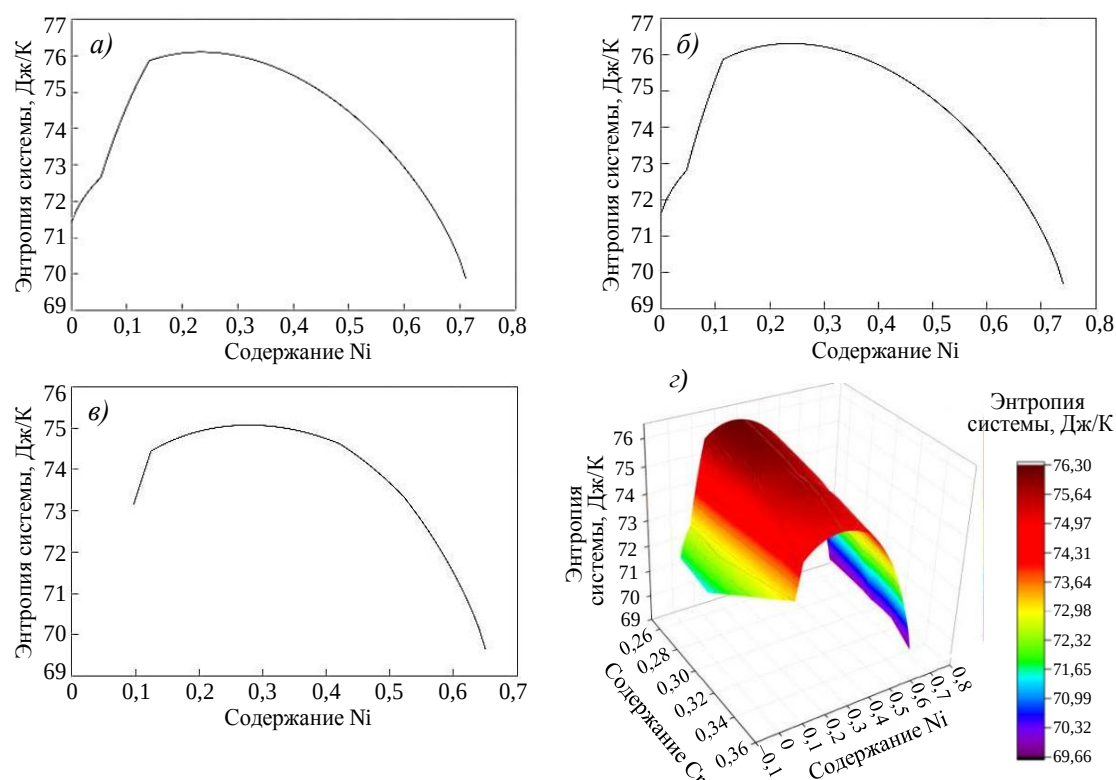


Рис. 1. Расчеты энтропии бинарной системы Ni–Cr в программном комплексе Open-Calphad при изменении содержания Ni (в мольных долях) при заданном содержании Cr (0,26 (а); 0,29 (б); 0,35 (в)) и изменение энтропии системы при взаимном изменении содержания Ni и Cr (з)

На основе расчетов для оценки формирования и изменения структуры выплавлены базовые композиции системы Ni–Co–Cr в двух вариантах при равном соотношении элементов:

- по массовым долям $33\text{Ni}-33\text{Co}-33\text{Cr}$ – эквимассовый состав;
- по молярной массе $\text{Ni}_{33}\text{Co}_{33}\text{Cr}_{33}$ – эквиатомный состав.

Металлографический анализ полученных образцов показал, что выплавка сплава по элементам в равных массовых долях приводит к образованию твердого раствора и соединений легирующих элементов (рис. 2, а). Обеспечение выплавки в равных молярных долях за счет повышения степени энтропии смешения приводит к снижению доли соединений легирующих элементов на 30 % (рис. 2, б).

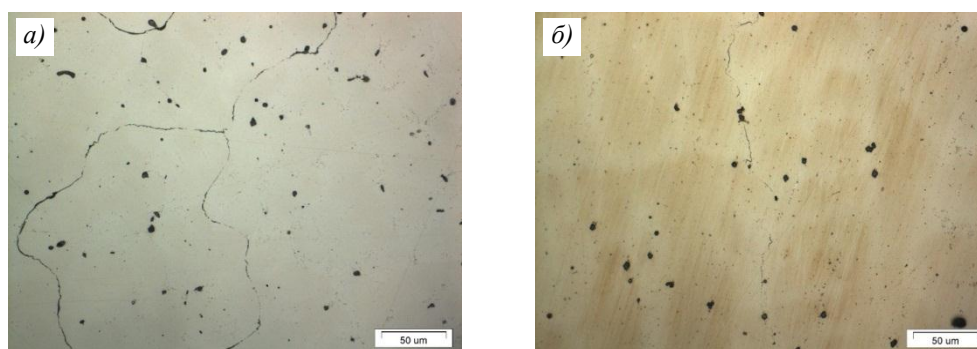


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co эквимассового (а) и эквиатомного составов (б)

Химический анализ с применением электронной микроскопии сформировавшихся в структуре фаз показал, что в основном данными фазами являются оксиды хрома (рис. 3), однако при выплавке эквимассового состава на границах зерен дополнительно формируются интерметаллидные фазы (рис. 4). В соответствии с существующей открытой базой данных химических соединений и по результатам анализа химического состава полученных фаз наиболее вероятной стехиометрией данного интерметаллида является Ni_3Cr . В эквиатомном составе данных фаз по границам зерен не обнаружено, что также косвенно доказывает более высокую энтропию смешения легирующих элементов в расплаве с последующим формированием однородного твердого раствора.

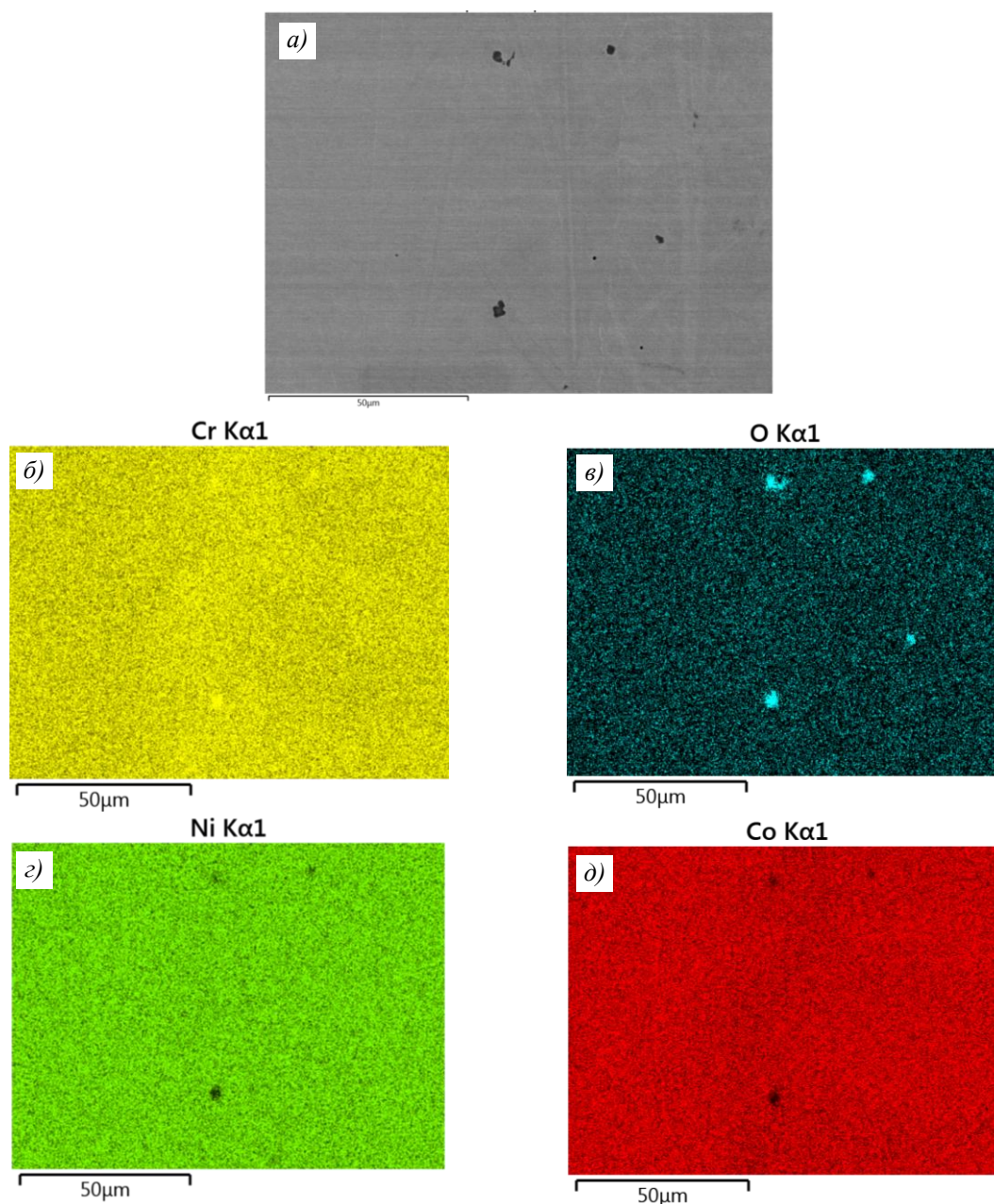


Рис. 3. Электронное изображение микроструктуры эквимассового энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co (*a*, $\times 500$) и энергодисперсионные карты элементов: *b* – Cr; *e* – O; *c* – Ni; *d* – Co

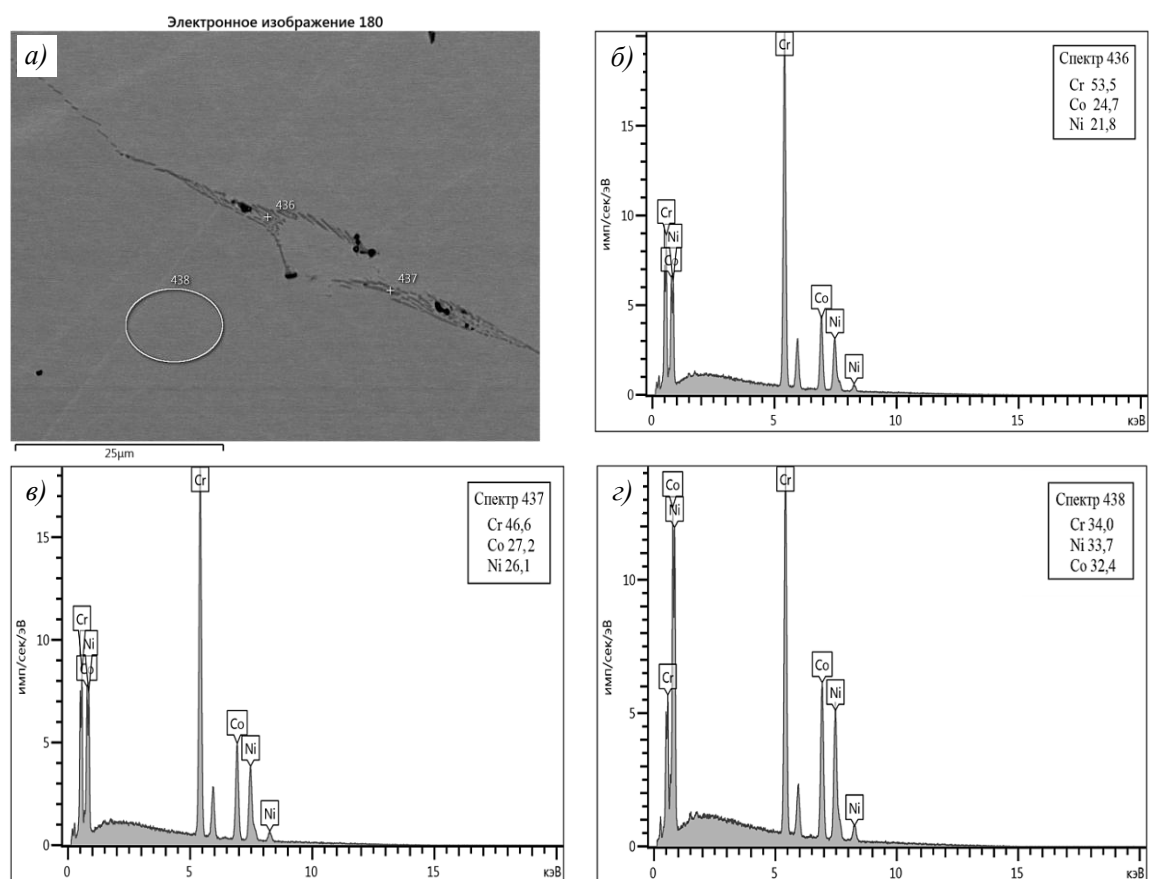


Рис. 4. Электронное изображение микроструктуры эквимассового энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co (a , $\times 1000$) и энергодисперсионные спектры характеристического рентгеновского излучения фаз: b , c – интерметаллиды на основе хрома; d – твердый раствор

Анализ фазового состава с применением рентгеноструктурного анализа (рис. 5) позволил установить, что в обоих случаях присутствует твердый раствор, при этом интенсивность дифракционных линий в эквиатомном состоянии ниже, чем в эквимассовом. Это также может подтверждать более высокую энтропию смешения в эквиатомном составе, чем эквимассовом.

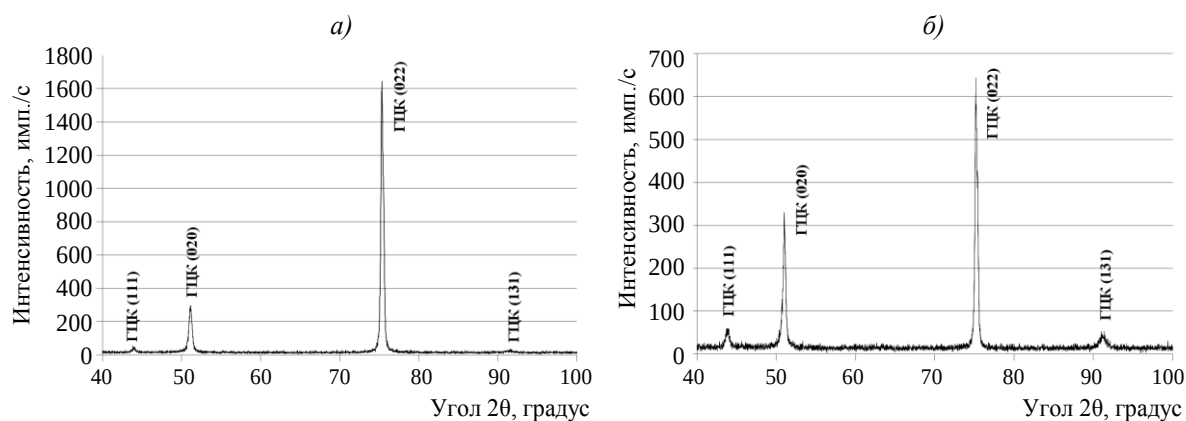


Рис. 5. Дифрактограммы энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co эквимассового (a) и эквиатомного составов (b) (ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка)

Измерения твердости полученной структуры также позволили установить, что в эквимассовом составе формируется более высокая твердость, чем в эквиатомном (рис. 6). С одной стороны, это может быть связано с тем, что в эквиатомном составе массовое содержание хрома меньше на 4 % и отсутствуют интерметаллиды, которые могут повышать твердость сплава. С другой стороны, меньшие значения твердости могут свидетельствовать о более равномерном распределении базовых элементов в общей кристаллической решетке, в связи с чем происходит ее меньшее искажение.

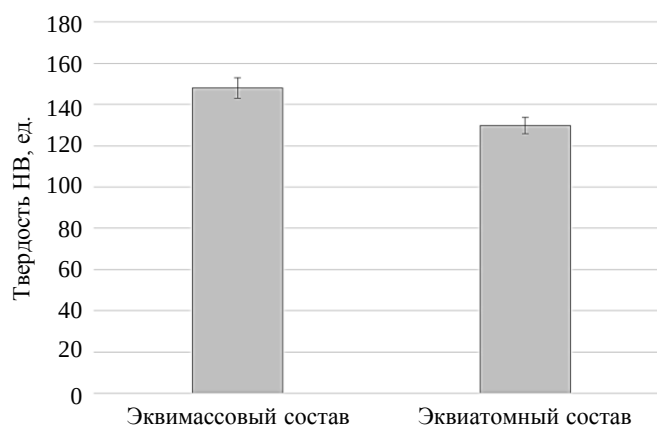


Рис. 6. Результаты измерения твердости энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co

Анализ полученных результатов показал, что в эквиатомном составе формируется более равномерный твердый раствор с меньшим содержанием включений хрома, в связи с этим для оценки изменения структуры выбрано эквиатомное базовое соотношение элементов, в которое добавлены дополнительные легирующие элементы (Al, Ti, Nb, Mo, W, C, B, Re) с общим массовым содержанием 6 %, обеспечивающие упрочнение твердого раствора.

Результаты металлографического анализа после выплавки показали, что в такой композиции сплава формируется твердый раствор с большим количеством включений (рис. 7).

Данными включениями по границе и телу зерна являются карбиды на основе ниобия (Nb, Ti)C, а также смесь частиц, таких как карбидные включения и интерметаллиды на основе хрома (рис. 8).

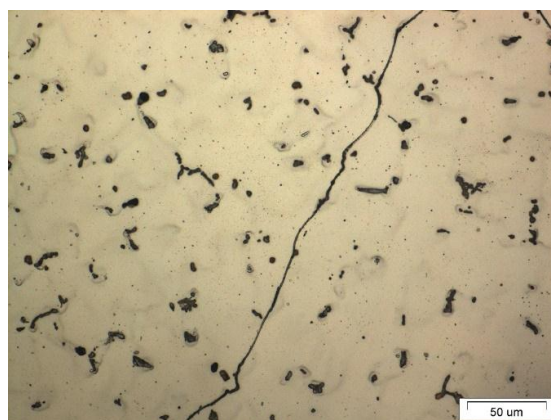


Рис. 7. Микроструктура ($\times 500$) эквиатомного энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co с дополнительными легирующими элементами

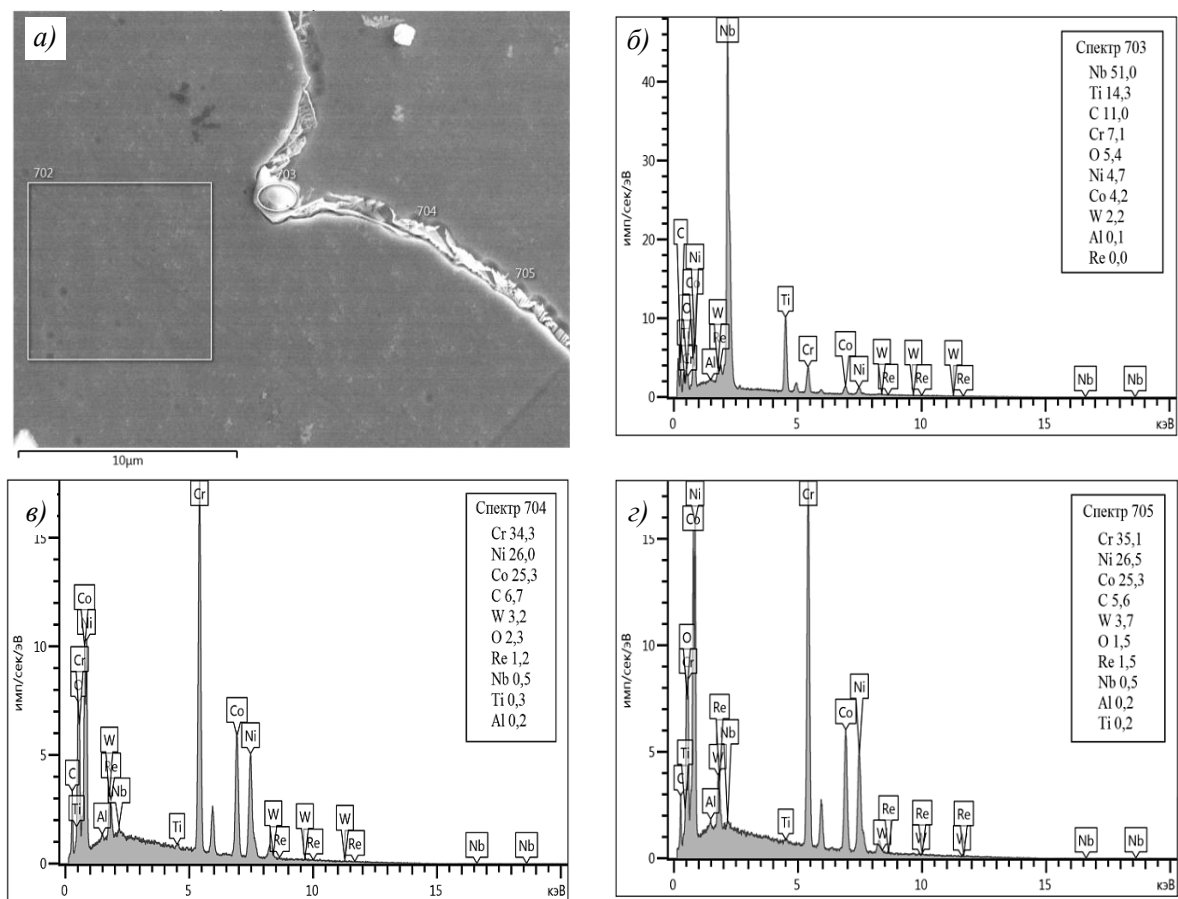


Рис. 8. Электронное изображение микроструктуры энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co (а, $\times 1000$) и энергодисперсионные спектры характеристического рентгеновского излучения карбидов и интерметаллидов легирующих элементов (б–з)

Формирование большого количества включений связано со скоростью кристаллизации расплава при вакуумной индукционной выплавке с последующим охлаждением в подогретом тигле и может иметь как положительное, так и отрицательное значение. С точки зрения обеспечения характеристик длительной прочности и ползучести при высоких температурах большое содержание включений по телу зерен, а также по их границам будет препятствовать реализации механизмов разупрочнения и деформации, что может обеспечить высокий уровень свойств получаемого материала. Однако при комнатной температуре такое распределение частиц может приводить к реализации охрупчивания в процессе механического нагружения, из-за чего не достигаются высокие прочностные и пластические характеристики.

Рентгеноструктурный анализ также показал формирование твердого раствора при кристаллизации из расплава (рис. 9). Повышенная интенсивность дифракционных пиков, по сравнению с эквивалентными и эквивалентными составами, свидетельствует о повышенной насыщенности твердого раствора легирующими элементами.

С помощью дюротрического анализа установлено, что твердость эквивалентного состава с дополнительным легированием на 15 % больше по сравнению с эквивалентным сплавом и на 30 % больше по сравнению с эквивалентным составом (рис. 10). В данном случае повышение твердости связано с достаточно равномерным распределением интерметаллидов по объему сплава, приводящим к повышению механических свойств материала, в том числе твердости энтропийного сплава.

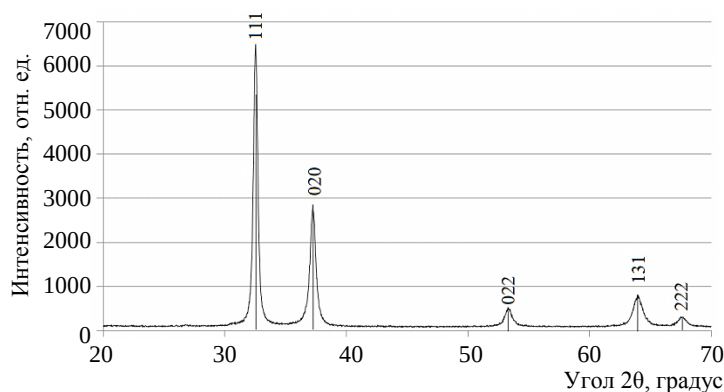


Рис. 9. Дифрактограмма эквиатомного энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co с дополнительными легирующими элементами

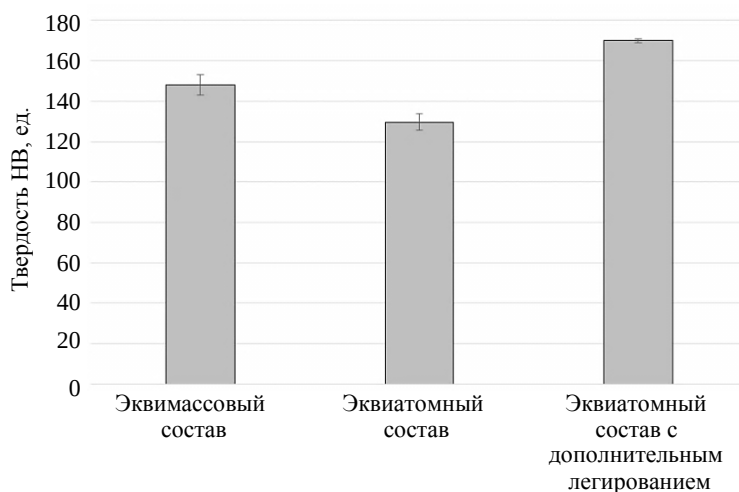


Рис. 10. Результаты измерения твердости энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co

Заключения

Высокоэнтропийные сплавы являются уникальными материалами из-за отсутствия базового матричного компонента и формирования разупорядоченного твердого раствора на основе мультикомпонентной системы. Высокая энтропия системы позволяет получать материалы с повышенным комплексом физико-механических свойств, а также стойкостью к различным агрессивным средам, в связи с чем разработка высокоэнтропийных сплавов является перспективной задачей современного материаловедения.

При исследовании структуры и фазового состава энтропийного сплава на базе системы легирования Ni–Cr–Co после вакуумной индукционной выплавки получены следующие результаты:

- во всех случаях при вакуумной индукционной выплавке с последующей разливкой в тигель при температуре 200 °С формируются твердые растворы на основе никеля, о чем свидетельствуют данные дифрактограмм;

- содержание в эквиатомном составе соединений легирующих элементов (преимущественно оксидов хрома) на 30 % ниже, чем в эквимассовом составе, косвенно подтверждает более высокую энтропию смешения без значительных искажений кристаллической решетки. Это также подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа, в котором в эквиатомном составе дифракционные пики твердого раствора на основе никеля имеют меньшую интенсивность, чем в эквимассовом составе;

– добавление дополнительных легирующих элементов (Al, Ti, Nb, Mo, W, C, B, Re), обеспечивающих упрочнение твердого раствора, не приводит к значительному изменению фазового состава. Результаты исследований структуры методом электронной микроскопии показывают, что в структуре формируется твердый раствор, а также соединения интерметаллидов и карбидов легирующих элементов по границе зерен, что будет способствовать обеспечению высокого уровня механических характеристик при высокотемпературном механическом нагружении;

– измерение твердости образцов различных составов показало – эквиатомный состав обладает меньшей твердостью, чем эквимассовый, что также косвенно подтверждает более высокую энтропию смешения базовых элементов Ni, Cr и Co. Твердость эквиатомного состава с дополнительным легированием на 15 % больше по сравнению с эквимассовым сплавом и на 30 % больше по сравнению с эквиатомным составом. В данном случае повышение твердости связано с достаточно равномерным распределением интерметаллидов по объему сплава, приводящим к повышению механических свойств материала, в том числе и твердости энтропийного сплава.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Севальнев Г.С., Коробова Е.Н., Дворецков Р.М., Дорошенко А.В., Музафарова С.-В.Р., Самойлова И.И. Влияние степени дисперсности структуры мартенсита и размера карбидной фазы на фрикционное взаимодействие в условиях сухого трения скольжения высокоуглеродистой комплексно-легированной стали // Труды ВИАМ. 2022. № 6 (112). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-15-26.
2. Севальнев Г.С. Бериллийсодержащие стали – перспективный материал с высоким уровнем физико-механических свойств // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 02. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
3. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 375–377. P. 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
4. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys // Entropy. 2014. Vol. 16. No. 9. P. 4749–4768.
5. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J. et al. Nanostructured highentropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes // Advanced Engineering Materials. 2004. Vol. 6. P. 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.
6. Yeh J.-W. Recent progress in high-entropy alloys // Annales de Chimie-Science des Materiaux. 2006. Vol. 31. P. 633–648. DOI: 10.3166/acsm.31.633-648.
7. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – a new era of exploitation // Materials Science Forum. 2007. Vol. 560. P. 1–9. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1.
8. Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y. et al. Formation of simple crystal structures in Cu–Co–Ni–Cr–Al–Fe–Ti–V alloys with multiprincipal metallic elements // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2004. Vol. 35. P. 2533–2536. DOI: 10.1007/s11661-006-0234-4.
9. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Materialia. 2017. Vol. 122. P. 448–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
10. George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys // Nature Reviews Materials. 2019. Vol. 4. P. 515–534. DOI: 10.1038/s41578-019-0121-4.

11. Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys // *Intermetallics*. 2011. Vol. 11. P. 698–706. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.01.004.
12. Zhang Y., Zhou Y.J., Lin J.P. et al. Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys // *Advanced Engineering Materials*. 2018. Vol. 10 (6). P. 534–538. DOI: 10.1002/adem.200700240.
13. Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтروпийных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2 (51). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-3-8.
14. Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Осин И.В., Дворецков Р.М. Исследование возможности получения высокоэнтропийного сплава VNbMoTaW путем смешивания элементарных порошков с дальнейшим компактированием методом гибридного искрового плазменного спекания // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 2 (55). С. 12–20. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-12-20.
15. Капланский Ю.Ю., Мазалов П.Б. Мировые тенденции развития тугоплавких высокоэнтропийных сплавов для теплонагруженных узлов аэрокосмической техники (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
16. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Мин П.Г., Вадеев В.Е., Крамер В.В. Исследование и разработка технологических параметров плавки в вакууме коррозионностойких жаропрочных никелевых сплавов // *Металлург*. 2021. № 2. С. 62–67.
17. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharje P.P. High-entropy alloys. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
18. Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review // *Materials Research Letters*. 2014. Vol. 2 (3). P. 107–123. DOI: 10.1080/21663831.2014.912690.
19. Singh S., Wanderka N., Glatzel U., Banhart J. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi hightentropy alloy // *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59. P. 182–190. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.09.023.
20. The Materials Project. URL: materialsproject.org (дата обращения: 10.12.2023).

References

1. Sevalnev G.S., Korobova E.N., Dvoreckov R.M., Doroshenko A.V., Muzafarova S.-V.R., Samoilova I.I. Influence of the degree of martensitic structure dispersion and size of carbide phase on the frictional interaction under conditions of dry sliding friction of high-carbon complex alloy steel. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-15-26.
2. Sevalnev G.S. Beryllium-containing steels – perspective material with a high level of physical and mechanical properties. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 02. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 15, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-15-29.
3. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
4. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014, vol. 16, no. 9, pp. 4749–4768.
5. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J. et al. Nanostructured hightentropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Advanced Engineering Materials*, 2004, vol. 6, pp. 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.
6. Yeh J.-W. Recent progress in high-entropy alloys. *Annales de Chimie-Science des Matériaux*, 2006, vol. 31, pp. 633–648. DOI: 10.3166/acsm.31.633-648.
7. Yeh J.-W., Chen Y.-L., Lin S.-J., Chen S.-K. High-entropy alloys – a new era of exploitation. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 560, pp. 1–9. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.560.1.

8. Yeh J.-W., Chen S.-K., Gan J.-Y. et al. Formation of simple crystal structures in Cu–Co–Ni–Cr–Al–Fe–Ti–V alloys with multiprincipal metallic elements. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2004, vol. 35, pp. 2533–2536. DOI: 10.1007/s11661-006-0234-4.
9. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*, 2017, vol. 122, pp. 448–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.081.
10. George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 2019, vol. 4, pp. 515–534. DOI: 10.1038/s41578-019-0121-4.
11. Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 2011, vol. 11, pp. 698–706. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.01.004.
12. Zhang Y., Zhou Y.J., Lin J.P. et al. Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 10 (6), pp. 534–538. DOI: 10.1002/adem.200700240.
13. Trofimenko N.N., Efimochkin I.Yu., Bolshakova A.N. Problems of creation and prospects for the use of heat-resistant high-entropy alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-3-8.
14. Trofimenko N.N., Efimochkin I.Yu., Osin I.V., Dvoretzky R.M. The research of the possibility of high entropy alloy VNbMoTaW production by mixing elementary powders with further hybrid spark plasma sintering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 12–20. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-12-20.
15. 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 12, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-30-42.
16. Kablov E.N., Sidorov V.V., Min P.G., Vadeev V.E., Kramer V.V. Research and development of technological parameters for vacuum melting of corrosion-resistant heat-resistant nickel alloys. *Metallurg*, 2021, no. 2, pp. 62–67.
17. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharje P.P. *High-entropy alloys*. Amsterdam: Elsevier, 2019, 374 p.
18. Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*, 2014, vol. 2 (3), pp. 107–123. DOI: 10.1080/21663831.2014.912690.
19. Singh S., Wanderka N., Glatzel U., Banhart J. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi highentropy alloy. *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, pp. 182–190. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.09.023.
20. *The Materials Project*. Available at: materialsproject.org (accessed: December 10, 2023).

Информация об авторах

Власов Иван Игоревич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Севальнев Герман Сергеевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Климов Владимир Сергеевич, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Рогалев Алексей Михайлович, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ivan I. Vlasov, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

German S. Sevalnev, Head of Sector, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vladimir S. Klimov, First Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexey M. Rogalev, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 29.12.2023; получена после доработки 14.05.2024;
одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.05.2024.
The article was submitted 29.12.2023; received in revised form 14.05.2024;
approved and accepted for publication after reviewing 14.05.2024.

Научная статья

УДК 621.791.724:669.715

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AlSi10MgCu , ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯС.В. Сбитнева¹, Д.В. Зайцев¹, И. Бенариев¹

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

Аннотация. Методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения проведено исследование особенностей структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава AlSi10MgCu , полученного методом селективного лазерного сплавления, после закалки и искусственного старения. Изложены некоторые аспекты применения Фурье-преобразования для расшифровки кристаллической структуры выделений. Проведена идентификация кристаллической структуры мелкодисперсных частиц, образованных в данном сплаве при старении, а также установлены их ориентационные соотношения с матрицей.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, алюминиевые сплавы типа AlSi10Mg , закалка, старение, просвечивающая электронная микроскопия, структура упрочняющих выделений, Фурье-преобразование

Для цитирования: Сбитнева С.В., Зайцев Д.В., Бенариев И. Особенности структуры термически упрочняемого алюминиевого сплава AlSi10MgCu , полученного методом селективного лазерного сплавления // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.

Scientific article

FEATURES OF THE STRUCTURE OF AGE-HARDENABLE ALUMINUM ALLOY AlSi10MgCu PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTINGS.V. Sbitneva¹, D.V. Zaytsev¹, I. Benarieb¹

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

Abstract. In this work, high-resolution transmission electron microscopy was used to study features of the structure of the age-hardenable aluminum alloy AlSi10MgCu , produced by selective laser melting, after quenching and artificial aging. Some aspects of the application of Fourier transform to determine the crystal structure of precipitations are described. The identification of crystalline structure of fine particles formed in this alloy during aging has been carried out, and their orientation relations with the matrix have been established.

Keywords: selective laser melting, aluminum alloys of AlSi10Mg type, quenching, ageing, transmission electron microscopy, structure of hardening precipitations, Fourier transform

For citation: Sbitneva S.V., Zaytsev D.V., Benarieb I. Features of the structure of age-hardenable aluminum alloy AlSi10MgCu produced by selective laser melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-15-24.

Введение

В настоящее время алюминиевые сплавы эвтектического типа на базе системы Al–Si являются наиболее освоенными и применяемыми материалами на основе алюминия для изготовления деталей методами аддитивных технологий – в первую очередь с помощью селективного лазерного сплавления (СЛС) [1–4]. В связи с нарастающим интересом к применению термически упрочняемых сплавов системы Al–Si–Mg–(Cu) (AlSi10Mg, A356, A357, BAC1 и т. д.) в аддитивном производстве важным направлением развития этих материалов является совершенствование технологии упрочняющей термической обработки изготовленных деталей с целью повышения качества продукции [5].

Фазовые превращения при упрочняющей термической обработке (закалке, старении) алюминиевых сплавов зависят от ряда факторов, среди которых следует отметить технологию изготовления, оказывающую значительное влияние на структуру материала и, соответственно, на процессы образования упрочняющих выделений при старении. Легирование медью сплавов системы Al–Si–Mg является одним из эффективных способов их дальнейшего упрочнения, в том числе при повышенных температурах [6–8]. До последнего времени особенности распада пересыщенного твердого раствора (ПТР) при термической обработке сплавов эвтектического типа системы Al–Si–Mg–(Cu), в частности полученных методом СЛС, недостаточно исследованы.

Старение сплавов системы Al–Si–Mg–(Cu) проходит аналогично старению деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) (серия 6xxx) [1, 9–11], для которых этот процесс достаточно хорошо изучен [8, 12, 13]. Согласно современным представлениям, распад ПТР при старении закаленных сплавов серии 6xxx (с добавкой Cu от 0,5 до 1,5 %; здесь и далее – % (по массе)) в области температур до 250 °С при изотермических условиях проходит в следующей последовательности [12, 14]: ПТР → кластеры Mg, Si → кластеры (Mg + Si), Cu в ПТР → зоны Гинье–Престона, Cu в ПТР → фазы β'' , β' , B' , L (с Cu), S (с Cu), C (с Cu) → фазы Q', QP, QS (все с Cu) → фаза Q ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), Si.

Считается, что наибольший эффект упрочнения при старении сплавов серии 6xxx достигается частицами промежуточной β'' -фазы (на основе Mg_2Si) [12]. Добавка Cu в количестве более ~0,5 % подавляет выделение β'' -фазы и приводит к выделению промежуточных фаз с медью – типа L, S, C, Q. Несмотря на это, распад ПТР начинается с выделения промежуточных фаз β -типа. В равновесном состоянии доминирующей является Q($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$)-фаза, которая, как правило, образуется на заключительной стадии старения, особенно при высоких температурах или большой продолжительности выдержки [14, 15].

Одна из главных задач при оценке фазового состава упрочняющих выделений – установление возможности наличия промежуточных фаз Q-типа для низкотемпературного старения, которое, как правило, применяется для достижения максимальной прочности – состояния T1 или T6 для деформируемых и литейных сплавов соответственно. В работах [8,12] показано, что добавка Cu в количестве 0,5 % в сплав A356 состава Al–7Si–0,5Mg, изготовленный методом литья, в состоянии T6 (режим старения: при 155 °С в течение 10 ч [8] или при 170 °С в течение 6 ч [12]) приводит к образованию β' -фазы наряду с β'' -фазой. В работе [13] добавка Cu в количестве 1,0 % в сплав состава Al–8Si–0,4Mg, изготовленный методом литья, приводит к образованию только Q-фазы в состоянии T6 (режим старения: при 155 °С в течение 10 ч).

Данная статья является продолжением ранее опубликованных работ [16, 17], в которых приведены результаты предварительных исследований микроструктуры синтезированного методом СЛС алюминиевого сплава BAC1 системы Al–Si–Mg–Cu в состоянии T6 (закалка + искусственное старение для получения максимальной прочности). Требуется дальнейшее более подробное исследование характера выделений данного сплава, в том числе оценка возможности присутствия промежуточных фаз Q-типа в состоянии T6.

Цель данной работы – исследование особенностей структуры закаленного и искусственно состаренного алюминиевого сплава эвтектического типа системы Al–Si–Mg–Cu, полученного методом СЛС.

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

Материалы и методы

Исследования проводили на образцах из алюминиевого сплава марки ВАС1 системы Al–Si–Mg–Cu с малыми добавками Ce и Zr (далее по тексту условная маркировка сплава – AlSi10MgCu), полученного методом СЛС. Химический состав синтезированного алюминиевого сплава AlSi10MgCu, определенный методом спектрального анализа, следующий:

Содержание элементов, % (по массе)						
Al	Si	Mg	Cu	Zr	Ce	Fe
Основа	10,5	0,5–0,8	0,7–0,9	+	+	0,1

Металлопорошковая композиция этого сплава целевой фракции 10–63 мкм получена в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Порошок имеет сферическую форму частиц и литую структуру, состоящую из мелких зерен твердого раствора размером до 5 мкм и выделений Si (рис. 1).

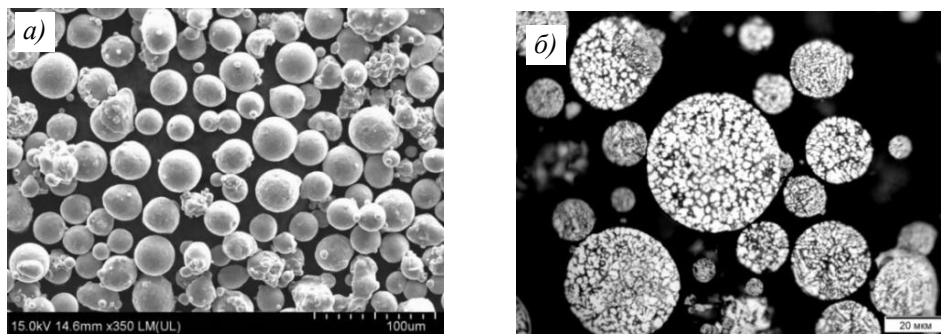


Рис. 1. Металлопорошковая композиция из сплава AlSi10MgCu: *а* – внешний вид гранул; *б* – микроструктура гранул в сечении после травления

Селективное лазерное сплавление порошка проводили при использовании режима синтеза, обеспечивающего высокую скорость печати и низкую пористость (<0,2 %).

После отделения от платформы построения синтезированные образцы использовали для исследований после упрочняющей термической обработки (состояние Т6), которую проводили по следующему режиму:

- обработка на твердый раствор при температуре 520 °С;
- закалка в воде с комнатной температурой;
- искусственное старение при температуре 175 °С [16].

Для термодинамического моделирования фазового состава использовали специализированное программное обеспечение. Химический состав модельного сплава Al–10Si–0,6Mg–0,8Cu задавали без учета второстепенных легирующих элементов (Ce, Zr) и примеси Fe.

Структуру синтезированного материала изучали с применением просвечивающего электронного микроскопа с термополевым катодом типа Шоттки при ускоряющем напряжении 200 кВ. Локальный химический состав фазовых составляющих

определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с применением энергодисперсионного спектрометра для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Образцы для электронной микроскопии вырезали на электроэрозионном станке в форме дисков диаметром 3 мм и толщиной 0,5–0,7 мм. Далее диски механически шлифовали до толщины ~0,1 мм. Исследования проводили на фольгах, полученных методом струйной полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до -38°C .

Результаты и обсуждение

Синтезированный материал после закалки и искусственного старения имеет зеренную структуру, в которой однородно распределены мелкие и крупные частицы Si (размером до 5 мкм), имеющие округлую форму (рис. 2, а). В объеме зерна (кристаллитов) наблюдаются ячейки кристаллизации (рис. 2, б), в которых преимущественно по границам присутствуют частицы различной морфологии (рис. 2, в), в состав которых входят Si, Cu, Zr, Ce (рис. 2, в). Зерна, наблюдаемые на электронно-микроскопическом изображении (рис. 2, б), находятся в различных дифракционных условиях, что проявляется, в частности, в одном из зерен в формировании контраста на дислокациях, образовавшихся на границах ячеек.

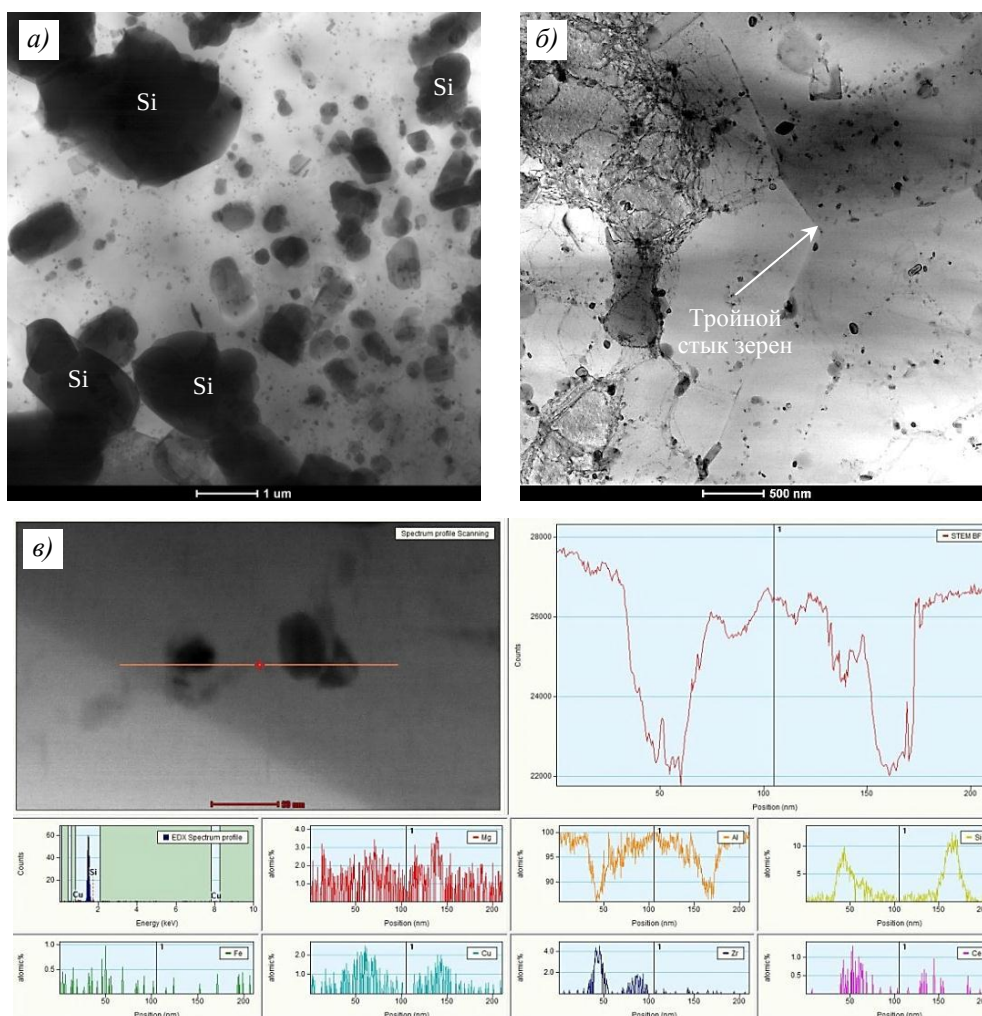


Рис. 2. Структура синтезированного сплава AlSi10MgCu после закалки и искусственного старения: а – характер выделения частиц Si; б – тройной стык зерен и ячейчатая структура; в – профиль распределения элементов

На темнопольных и светлопольных электронно-микроскопических изображениях видно, что при искусственном старении в объеме ячеек и на их границах происходит распад твердого раствора с образованием мелкодисперсных частиц различной морфологии (иглы, рейки, стержни) с высокой плотностью распределения (рис. 3). Частицы расположены в плоскости снимка параллельно направлению $\langle 100 \rangle$ (или «в торец») и имеют диаметр до 5 нм и длину до 50 нм. На снимке (рис. 3, а), полученном на оси зоны $\langle 100 \rangle$, видно, что количество стержнеобразных частиц, соответствующих ориентациям (001) и (010), отличается от количества частиц с габитусом (100), наблюдаемых на снимке «в торец» (рис. 3, б).

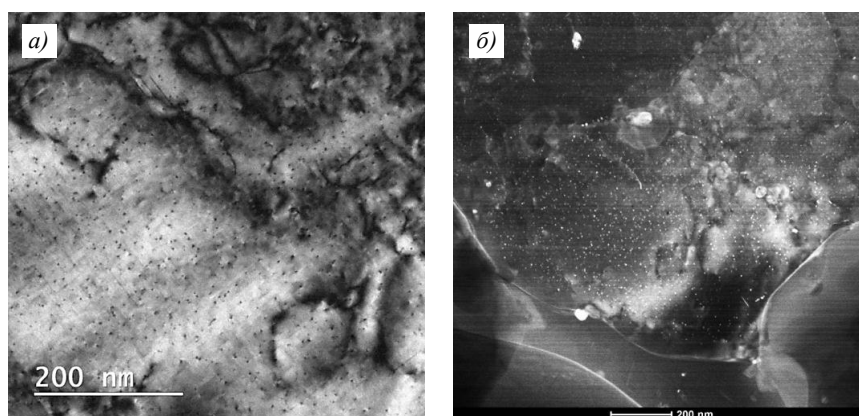


Рис. 3. Характер выделения мелкодисперсных частиц в синтезированном сплаве AlSi10MgCu, образованных при искусственном старении (ось зоны $\langle 100 \rangle$): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение

Согласно результатам расчета равновесного фазового состава, в сплаве AlSi10MgCu (рис. 4) при температуре обработки на твердый раствор (при 520 °С) полностью растворяются Q- и β -фазы, а фаза Si находится в количестве 8,8 % (мольн.). При данной температуре также обеспечивается максимальное насыщение твердого раствора медью и магнием. При температуре старения 175 °С в сплаве в равновесном состоянии могут присутствовать следующие фазы, % (мольн.): 9,3 Si; 1,5 Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$) и 0,05 θ (Al_2Cu).

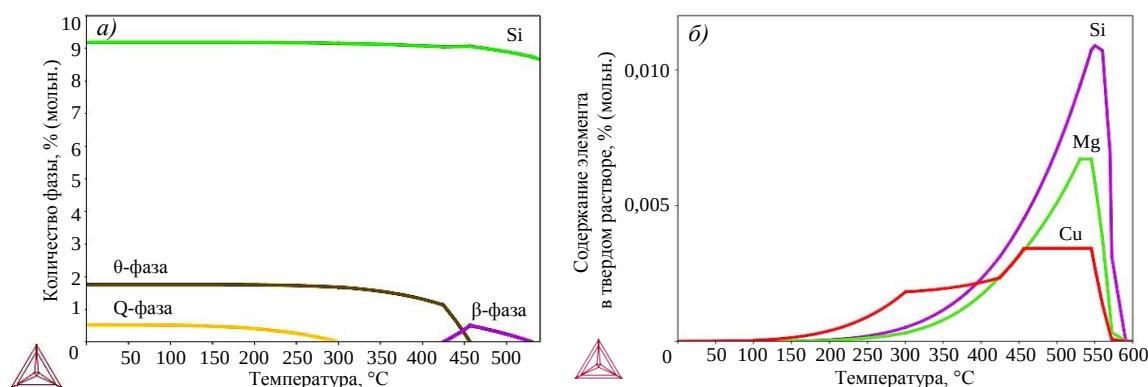


Рис. 4. Равновесный фазовый состав модельного сплава Al–10Si–0,6Mg–0,8Cu в температурном диапазоне от 0 до 600 °С, рассчитанный с использованием специализированного программного обеспечения: а – количество фаз; б – содержание элементов в Al твердом растворе

Тем не менее после закалки сплав находится в метастабильном состоянии, поэтому, как отмечено ранее, распад ПТР при низкотемпературном старении должен начинаться в первую очередь с выделения промежуточных фаз β -типа, а затем при больших выдержках (при переходе в более равновесное состояние) заканчиваться выделением Q-фазы.

Для идентификации кристаллической структуры мелкодисперсных частиц, образованных при старении, применен метод просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР), который является наиболее эффективным способом визуализации кристаллической структуры объектов с атомным разрешением. Метод дает возможность получения количественной информации о положении атомов разного сорта как в прямом (электронно-микроскопические изображения с высоким разрешением), так и в обратном пространстве (Фурье-преобразование снимков кристаллической решетки).

Преимущества применения метода ПЭМ ВР для анализа кристаллической структуры заключаются в возможности прямого сравнения проекций кристаллической решетки частицы и модели кристалла с заданными параметрами и исследования локальных неоднородностей и дефектов кристаллической структуры фазы и матрицы, а также возможности исследования границы их раздела.

Применение Фурье-преобразования снимков прямого разрешения позволяет получать изображения (картины Фурье), подобные картинам дифракции, содержащие при этом сетки рефлексов отдельных наноразмерных частиц. Тогда как электронограммы, полученные с применением селекторной диафрагмы, из-за ограничений минимальных размеров диафрагмы при относительно высокой плотности частиц, образованных в структуре исследуемого материала в результате распада твердого раствора (как в рассматриваемом случае), могут содержать рефлексы от нескольких частиц различных модификаций и с различными кристаллографически-эквивалентными ориентировками, что в конечном счете затрудняет анализ параметров кристаллической решетки частиц и их ориентационных соотношений с матрицей. Сведение пучка с целью уменьшения облучаемого участка структуры и увеличения локальности получаемой картины дифракции (как альтернатива применения селекторной диафрагмы) приводит к увеличению размеров рефлексов и их значительному перекрытию, что в большинстве случаев значительно затрудняет анализ дифракционных максимумов от кристаллической решетки наноразмерных частиц.

Поскольку для подавляющего числа объектов не существует простой аналитической связи между изображением с высоким разрешением и кристаллической структурой объекта, для интерпретации полученных данных необходимо проводить компьютерное моделирование, включающее Фурье-преобразования и фильтрацию.

Как известно, результатом Фурье-преобразования двухмерной функции, описывающей исходное изображение, является также двухмерная функция, отображающая информацию о частотных составляющих изображения и их ориентировках в плоскости снимка. Любая периодичность интенсивностей на изображении характеризуется максимумами на картине Фурье в том же направлении относительно «нулевого» рефлекса, расположенного строго по центру, на расстоянии, соответствующем частоте периодичности (межплоскостному расстоянию) и выраженном в обратных пространственных единицах, т. е. нормали кристаллических плоскостей на снимке прямого разрешения совпадают с вектором дифракции $\vec{g}$, направленным от «нулевого» рефлекса в сторону соответствующего максимума на картине Фурье. Длина вектора $\vec{g}$ определяет межплоскостное расстояние, выраженное на картине Фурье, как правило, в обратных нанометрах.

Сопоставляя рефлексы на картине Фурье с моделью узлов обратной решетки, полученной на основании расчетных параметров кристаллической решетки (таких как тип решетки, периоды и соответствующие углы) можно подтвердить соответствие выбранной модели решетки и наблюдаемой на снимке прямого разрешения. Определив оси зон идентифицированных таким образом частицы и матрицы, можно установить их ориентационные соотношения, используя совпадающие кристаллографические направления решеток фазы и матрицы на данных осях зон.

Основная трудность при получении изображений высокого разрешения – учет «инструментальных» факторов: положения электронного пучка относительно объекта и

оптической оси прибора, толщины образца, дефокусировки линзы объектива и степени когерентности пучка. Среди перечисленных факторов наиболее актуальным является толщина фольги с учетом применения современного просвечивающего микроскопа, оснащенного эмиттером Шоттки, обеспечивающим высокую степень когерентности электронного пучка. Чем меньше толщина исследуемого участка фольги, тем больше диапазон допустимых углов отклонения от точной кристаллографической ориентировки исследуемого участка и меньше диапазон фокусировки. При исследовании областей вблизи края фольги на изображении присутствуют аморфные участки, находящиеся, как правило, на высоте, соответствующей исследуемым объектам кристаллической структуры. При этом ток линзы объектива, соответствующий точному фокусному расстоянию, и астигматизм можно определить и скорректировать по кольцам на картине Фурье.

Для идентификации фаз, образующих мелкодисперсные частицы, в исследуемом сплаве AlSi10MgCu получены изображения высокого разрешения при ориентировке алюминиевой матрицы в оси зоны $\langle 100 \rangle$. Для расшифровки кристаллической структуры сравнивали две картины расположения рефлексов: рассчитанную в программе с учетом научно-технических литературных данных о кристаллической решетке фаз и полученную экспериментально с помощью Фурье-преобразования из изображения высокого разрешения.

На рис. 5 представлены электронно-микроскопические изображения высокого разрешения, иллюстрирующие кристаллическое строение наиболее характерных частиц на исследуемом участке фольги.

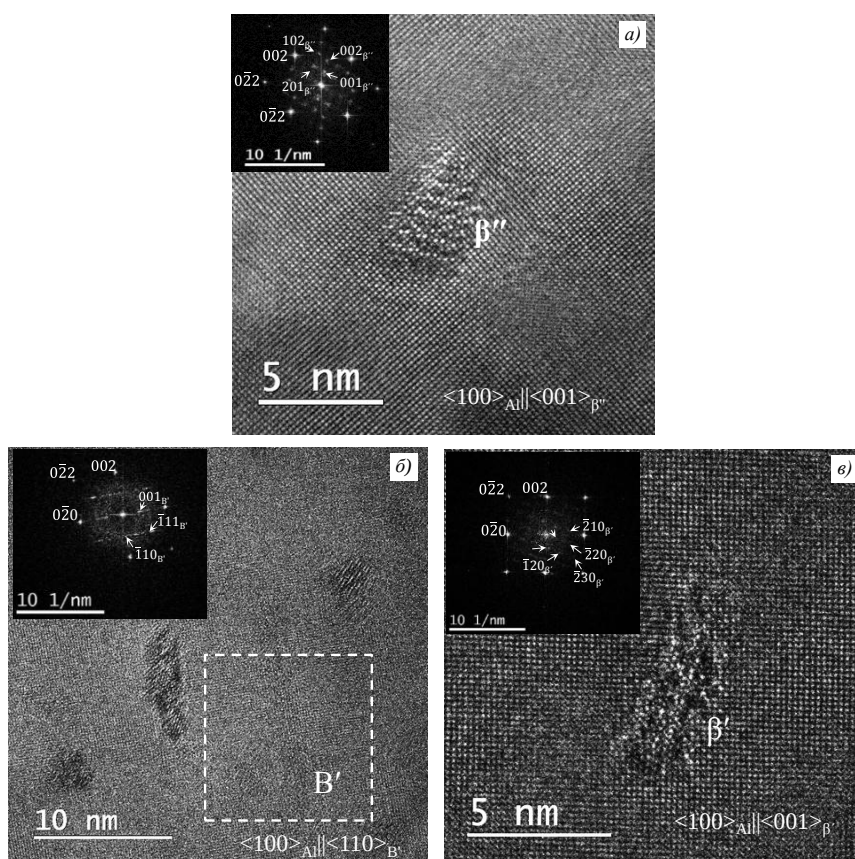


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения высокого разрешения мелкодисперсных частиц в структуре синтезированного сплава AlSi10MgCu и соответствующие картины Фурье-преобразования (ось зоны $\langle 100 \rangle$): а – частица β'' -фазы $\langle 100 \rangle_{\text{Al}} \parallel \langle 010 \rangle_{\beta''}$ ($a = 1,516$ нм, $b = 0,405$ нм, $c = 0,674$ нм); б – рейка B' -фазы $\langle 100 \rangle_{\text{Al}} \parallel \langle 110 \rangle_{B'}$ ($a, b = 1,04$ нм, $c = 0,405$ нм); в – частица β' -фазы $\langle 100 \rangle_{\text{Al}} \parallel \langle 001 \rangle_{\beta'}$ ($a, b = 0,715$ нм, $c = 0,405$ нм)

Установлено, что в структуре могут присутствовать одновременно выделения различных фаз и морфологии. В большем количестве присутствуют частицы в виде игл, которые идентифицированы как β'' -фаза (Mg_5Si_6) с моноклинной кристаллической решеткой со следующими периодами решетки: $a = 1,516$ нм, $b = 0,405$ нм, $c = 0,674$ нм и ориентационным соотношением $\langle 100 \rangle_{\text{Al}} \parallel \langle 010 \rangle_{\beta''}$ (рис. 5, а). Частица на рис. 5, б соответствует B' -фазе с гексагональной кристаллической решеткой со следующими периодами решетки: $a, b = 1,04$ нм, $c = 0,405$ нм и ориентационным соотношением $\langle 100 \rangle_{\text{Al}} \parallel \langle 110 \rangle_{\text{B}'}$. Стержнеобразные частицы идентифицированы как β' -фаза с гексагональной кристаллической решеткой со следующими периодами решетки: $a, b = 0,715$ нм, $c = 0,405$ нм и ориентационным соотношением $\langle 100 \rangle_{\text{Al}} \parallel \langle 001 \rangle_{\beta'}$ (рис. 5, в). Таким образом, в исследуемом участке фольги в сплаве данного состава (при рассмотренном режиме старения) присутствуют преимущественно промежуточные фазы β -типа, при этом Q-фаз не обнаружено, что согласуется с результатами работы [15].

Заключения

Приведены результаты исследований некоторых особенностей структуры алюминиевого сплава эвтектического типа системы Al–Si–Mg–Cu (AlSi10MgCu), полученного методом СЛС, после закалки и искусственного старения. Изложены некоторые аспекты применения Фурье-преобразования для расшифровки кристаллической структуры выделений.

Синтезированный сплав AlSi10MgCu после закалки и искусственного старения имеет зеренную структуру, в которой однородно распределены мелкие и крупные частицы Si. В объеме зерна (кристаллитов) наблюдаются ячейки кристаллизации, в которых преимущественно по границам присутствуют частицы различной морфологии, в состав которых входят Si, Cu, Zr, Ce.

С применением метода ПЭМ ВР и Фурье-преобразования проведена идентификация кристаллической структуры мелкодисперсных частиц, образованных при искусственном старении, и показано, что они соответствуют преимущественно промежуточным фазам β -типа:

- β'' -фаза (Mg_5Si_6) в виде игл с моноклинной кристаллической решеткой;
- B' -фаза с гексагональной кристаллической решеткой;
- β' -фаза в виде стержней с гексагональной кристаллической решеткой.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Zhu S., Katti I., Qiu D. et al. Microstructural analysis of the influences of platform preheating and post-build heat treatment on mechanical properties of laser power bed fusion manufactured AlSi10Mg alloy // Materials Science and Engineering: A. 2023. Vol. 882. P. 145486.
2. 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.
3. 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.
4. Князев А.Е., Востриков А.В. Рассев порошков в аддитивном и гранульном производствах (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 11 (93). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.10.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.

5. Rometsch P., Jia Q., Yang K.V., Wu X. Aluminum alloys for selective laser melting-towards improved performance // *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. Elsevier, 2019. P. 301–325.
6. Бенариеб И., Антипов В.В., Хасиков Д.В., Оглодков М.С., Савичев И.Д., Кузнецова П.Е. Исследование структуры и свойств экономнолегированного алюминиевого сплава системы Al–Mg–Sc–Zr, изготовленного методом селективного лазерного сплавления // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
7. Щетинина Н.Д., Кузнецова П.Е., Дынин Н.В., Селиванов А.А. Сплавы на основе алюминия с добавками скандия и циркония в аддитивном производстве (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 14.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
8. Di Giovanni M.T., Mortsell E.A., Saito T. et al. Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy // *Materials Today Communications*. 2019. Vol. 19. P. 342–348.
9. Козлов И.А., Волков И.А., Фомина М.А., Захаров К.Е. Особенности химического оксидирования полуфабрикатов, полученных методом селективного лазерного сплавления из металлпорошковой композиции сплава ВАС1 // *Труды ВИАМ*. 2023. № 11 (129). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
10. Ponnusamy P., Rashid R.A.R., Masood S.H. et al. Mechanical properties of SLM-Printed Aluminium alloys: A Review // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 19. P. 4301–4351.
11. Lorusso M., Trevisan F., Calignano F. et al. A 357 alloys by LPBF for Industry Applications // *Materials*. 2020. Vol. 13. No. 7. P. 1488.
12. Mortsell E.A., Qian F., Marioara C.P., Li Y. Precipitation in an A356 foundry alloy with Cu additions – A Transmission Electron Microscopy Study // *Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 788. P. 485–494.
13. Wang G., Sun Q., Feng L. et al. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys // *Materials and Design*. 2007. Vol. 28. P. 1001–1005.
14. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов. М.: АПРАЛ, 2020. 552 с.
15. Assadiki A., Esin V.A., Martinez R. et al. Modelling precipitation hardening in an A356+0,5 wt % Cu cast aluminum alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 819. P. 141450.
16. Бенариеб И., Дынин Н.В., Кузнецова П.Е., Сбитнева С.В. Изменение структуры и механических свойств при термической обработке алюминиевого сплава AlSi10MgCu, полученного методом селективного лазерного сплавления // *Технология легких сплавов*. 2023. № 4. С. 5–18.
17. Каблов Е.Н., Дынин Н.В., Бенариеб И., Зайцев Д.В., Сбитнева С.В. Изменение структуры и механических свойств при термической обработке алюминиевых сплавов типа AlSi10Mg, полученных методом селективного лазерного сплавления // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2022. № 10 (808). С. 20–28.

References

1. Zhu S., Katti I., Qiu D. et al. Microstructural analysis of the influences of platform preheating and post-build heat treatment on mechanical properties of laser power bed fusion manufactured AlSi10Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 882, p. 145486.
2. 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 by FSUE VIAM. Part 1. Materials and synthesis technologies. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 1, pp. 2–12.
3. 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 by FSUE VIAM. Part 3. Adaptation and creation of materials. *Elektrometallurgiya*, 2022, no. 4, pp. 15–25.
4. Knyazev A.E., Vostrikov A.V. Sieving of powders additive and powder manufacturings (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.

5. Rometsch P., Jia Q., Yang K.V., Wu X. Aluminum alloys for selective laser melting-towards improved performance. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*, Elsevier, 2019, pp. 301–325.
6. Benarieb I., Antipov V.V., Khasikov D.V., Oglodkov M.S., Savichev I.D., Kuznetsova P.E. Study of structure and properties of sparsely alloyed aluminum alloy of Al–Mg–Sc–Zr system, produced by selective laser melting. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 15, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-23-35.
7. Shchetinina N.D., Kuznetsova P.E., Dynin N.V., Selivanov A.A. Aluminum alloys with additions of Sc and Zr in additive manufacturing (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 14, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-19-34.
8. Di Giovanni M.T., Mortsell E.A., Saito T. et al. Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy. *Materials Today Communications*, 2019, vol. 19, pp. 342–348.
9. Kozlov I.A., Volkov I.A., Fomina M.A., Zakharov K.E. Features of chemical oxidation of semi-finished products obtained by selective laser melting from a metal powder composition of the alloy VAS1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 11 (129), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 03, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-11-90-98.
10. Ponnusamy P., Rashid R.A.R., Masood S.H. et al. Mechanical properties of SLM-Printed Aluminum alloys: A Review. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 19, pp. 4301–4351.
11. Lorusso M., Trevisan F., Calignano F. et al. A 357 alloys by LPBF for Industry Applications. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 7, p. 1488.
12. Mortsell E.A., Qian F., Marioara C.P., Li Y. Precipitation in an A356 foundry alloy with Cu additions – A Transmission Electron Microscopy Study. *Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 788, pp. 485–494.
13. Wang G., Sun Q., Feng L. et al. Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys. *Materials and Design*, 2007, vol. 28, pp. 1001–1005.
14. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Heat treatment of deformable aluminum alloys*. Moscow: APRAL, 2020, 552 p.
15. Assadiki A., Esin V.A., Martinez R. et al. Modelling precipitation hardening in an A356+0,5 wt % Cu cast aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 819, p. 141450.
16. Benarieb I., Dynin N.V., Kuznetsova P.E., Sbitneva S.V. Changes in the structure and mechanical properties during heat treatment of aluminum alloy AlSi10MgCu obtained by selective laser melting. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2023, no. 4, pp. 5–18.
17. Kablov E.N., Dynin N.V., Benarieb I., Zaitsev D.V., Sbitneva S.V. Changes in the structure and mechanical properties during heat treatment of aluminum alloys of the AlSi10Mg type obtained by selective laser melting. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2022, no. 10 (808), pp. 20–28.

Информация об авторах

Сбитнева Светлана Викторовна, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Зайцев Денис Владимирович, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бенариеб Ильяс, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Svetlana V. Sbitneva, Senior Researcher, Candidate of Science (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Denis V. Zaytsev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilyas Benarieb, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.06.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.08.2024.
The article was submitted 18.06.2024; approved and accepted for publication after reviewing 02.08.2024.

Научная статья

УДК 621.186.4

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-25-32

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА СВЯЗУЮЩЕГО НА ПЛОТНОСТЬ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ И ГИДРОФОБНЫЕ СВОЙСТВА ТЕПЛОЗВУКОИЗОЛЯЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

В.В. Антипов¹, И.Э. Салимов¹, А.С. Беспалов¹, В.Г. Бабашов¹

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

Аннотация. Изучено влияние состава связующего компонента на физико-механические свойства гибкого волокнистого теплозвукоизоляционного материала низкой плотности. Исследованы плотность, гибкость, упругость, предел прочности при растяжении, влажность и сорбционная влажность экспериментальных образцов гибких волокнистых теплозвукоизоляционных материалов низкой плотности. Установлено, что экспериментальные образцы гибких волокнистых теплозвукоизоляционных материалов низкой плотности не уступают по уровню свойств отечественному и зарубежному аналогам.

Ключевые слова: волокнистый теплозвукоизоляционный материал, плотность, упругость, гибкость, влагопоглощение, гидрофобность

Для цитирования: Антипов В.В., Салимов И.Э., Беспалов А.С., Бабашов В.Г. Исследование влияния состава связующего на плотность, физико-механические и гидрофобные свойства теплозвукоизоляционного материала // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-25-32.

Scientific article

STUDY OF THE INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF THE BINDER ON THE DENSITY, PHYSICA-MECHANICAL AND HYDROPHOBIC PROPERTIES OF HEAT-SOUND INSULATION MATERIAL

V.V. Antipov¹, I.E. Salimov¹, A.S. Besspalov¹, V.G. Babashov¹

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 influence of the composition of the binder component on the physica-mechanical properties of a flexible low-density heat-sound insulation fibrous material has been studied. The density, flexibility, elasticity, tensile strength, moisture, sorption moisture of experimental samples of flexible low-density heat-sound insulation fibrous materials has been studied. It is determined that experimental samples of flexible, low-density heat-sound insulation fibrous materials are not inferior in terms of properties to native and foreign analogues.

Keywords: fibrous heat-sound insulation material, density, elasticity, flexibility, moisture absorption, hydrophobicity

For citation: Antipov V.V., Salimov I.E., Besspalov A.S., Babashov V.G. Study of the influence of the composition of the binder on the density, physica-mechanical and hydrophobic properties of heat-sound insulation material. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-25-32.

Введение

Возрождение отечественного самолетостроения в совокупности с ужесточением требований к безопасности и уровню комфорта пассажиров, а также уменьшению удельного расхода топлива и повышению удельной тяги двигателей диктует необходимость рассмотрения новых конструкторских решений, равно как и постановки новых задач перед материаловедом. По некоторым сведениям, доля импортных материалов, используемых при создании гражданской авиационной техники, превышает 70 %. В условиях санкционного давления со стороны США и стран Евросоюза необходимо импортозамещение большей части деталей радиоэлектроники, силовых конструкций, функциональных материалов и др., в том числе теплозвукоизоляционного материала (ТЗИМ) марки Microlite AA blanket производства фирмы Jonson Marvell (США), поставки которого в РФ приостановлены. В то же время в связи с отсутствием спроса авиастроительной промышленности на отечественный аналог – материал марки АТМ-1, его производство прекращено, а оборудование уничтожено. Восстановление оборудования и технологии производства материала АТМ-1, в том числе сырьевой базы, является крайне сложной задачей, требующей больших капиталовложений и значительных человеческих ресурсов.

В связи с этим возникла необходимость в создании отечественного гибкого волокнистого теплозвукоизоляционного материала низкой плотности, не уступающего по характеристикам материалам-аналогам Microlite AA blanket и АТМ-1, и технологии его производства. Разрабатываемый материал должен обладать низкой плотностью, сохранять работоспособность в условиях циклических тепловых нагрузок и вибраций, быть пожаробезопасным.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ накоплен богатый опыт разработки волокнистых ТЗИМ для летательных аппаратов [1–6]. Изначально применялись стеганные материалы на основе хлопка и оленьей шерсти – АТИМХ и АТИМО соответственно, основными недостатками которых являлись высокая горючесть и значительное дымовыделение при горении [7]. Для снижения горючести материалы обрабатывали антипиренами, что приводило к повышению гидрофильности и коррозионной активности, помимо этого, материалы обладали высокой удельной массой. Позже были разработаны материалы марок ВТ4 и ВТ4С из штапельного капронового волокна с полиамидным клеем в качестве связующего, что позволило вдвое (до 25 кг/м^3) снизить плотность материала. Следующим значимым этапом являлась разработка теплозвукоизоляционного материала АТМ-1 [8] на основе стеклянного волокна марки С и фенолформальдегидного связующего, имеющего плотность 10 кг/м^3 , предназначенного для изоляции салона и кабины пилотов всех типов пассажирских самолетов. Его важнейшим недостатком была высокая гидрофильность – поглощение влаги составляло до 50 % от собственной массы.

Для материаловедов при разработке нового ТЗИМ с улучшенным комплексом основных свойств одной из главных задач был выбор исходных компонентов. В настоящее время ассортимент стеклянных волокон, выпускаемых на территории России, весьма ограничен – в частности, боросиликатное стекло, являющееся основой материала Microlite AA blanket, серийно не выпускается, а самыми распространенными являются волокна из стекол типа Е или S. Существенное влияние на свойства ТЗИМ оказывают связующие компоненты на основе термоотверждаемых органических веществ, сохраняющие гибкость после отверждения, среди которых оптимальными являются формальдегидные смолы ввиду их низкой стоимости и больших объемов производства в России. Связующие вещества, помимо гибкости, должны обеспечивать гидрофобность материала [9–11], что осуществляется путем введения дополнительных

компонентов – гидрофобизаторов, а также пожарную безопасность: малое выделение дыма, ограниченное распространение пламени при воздействии теплового потока и склонность к самозатуханию.

Помимо высоких эксплуатационных характеристик, к функциональным материалам предъявляются также требования по так называемой технологичности. В частности, при монтаже ТЗИМ немаловажными оказываются такие характеристики, как прочность при растяжении, упругость и гибкость. В случае низкой степени гидрозапутывания волокон или низкой адгезии связующего к стекловолокну возможно расслоение и образование разрывов под действием собственной тяжести ТЗИМ, что крайне осложнит процесс его монтажа, поэтому необходимо повышать уровень предела прочности при растяжении материала. Существует два основных пути решения данной задачи – увеличение количества переплетений волокон на единицу объема материала либо повышение адгезионных свойств связующего. В первом случае повышение прочности приведет к значительному увеличению плотности, что является недопустимым, так как одним из требований авиастроителей является снижение общей массы всего изделия, в том числе за счет применения ТЗИМ. Во втором случае необходимо достичь оптимального соотношения количества связующего и значений физико-химических свойств материала, которое, с одной стороны, позволит придать необходимые прочностные характеристики материалу с сохранением минимальной плотности, а с другой – придаст гидрофобные свойства с одновременным высоким уровнем пожаробезопасных характеристик [12, 13].

Процесс монтажа ТЗИМ представляет собой заправку мата из волокнистой теплоизоляции вручную в пространство между силовыми элементами – стрингерами и шпангоутами. Низкоплотный ТЗИМ на ~95 % состоит из воздуха, заключенного в межволоконном пространстве, поэтому обладает свойством деформирования – сминаемости. Но деформация неизбежно приведет к изменению геометрических параметров ТЗИМ, увеличению плотности и, как следствие, к ухудшению шумопоглощения и увеличению коэффициента теплопроводности, что недопустимо с точки зрения требований авиастроителей. Следующий параметр высокой технологичности ТЗИМ – их упругость, т. е. способность восстанавливать исходную форму после снятия деформационных нагрузок. Данное свойство можно повысить за счет применения связующих компонентов определенной физико-химической природы.

Последним, но не менее важным показателем технологичности ТЗИМ является его гибкость – свойство материала сохранять свою целостность при огибании цилиндрической поверхности заданного радиуса [14]. Так, когда материал, который имеет некоторую толщину, сгибают, то на слоях с его внутренней стороны (которая прилегает к цилиндрической поверхности) возникают сжимающие напряжения, тогда как на слоях с внешней стороны – растягивающие. Возникновение таких напряжений может привести к разрушению материала. Для повышения гибкости материала необходимо применять связующие компоненты определенной физико-химической природы [15].

Для данной публикации проведены исследования и установлено влияние состава связующих компонентов экспериментальных образцов гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности на основе стекловолокна (из стекла типа Е) на их основные физико-механические характеристики для сравнения с отечественным и зарубежным аналогами. В качестве основных исходных компонентов связующего рассмотрены промышленно выпускаемые карбамидомодифицированная фенолформальдегидная и карбамидомеламиноформальдегидная смолы с добавлением полиэтилгидросилоксана или полиметилфенилсилоксана в качестве гидрофобизаторов.

Материалы и методы

Объектом исследования являлись экспериментальные образцы гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности, которые получены аэрационным осаждением волокна (из стекла типа Е) с послойным нанесением связующего на основе:

- 1 – карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением в качестве гидрофобизатора полиэтилгидросилоксана;
- 2 – карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением в качестве гидрофобизатора полиметилфенилсилоксана;
- 3 – карбамидомеламинаформальдегидной смолы с добавлением в качестве гидрофобизатора полиэтилгидросилоксана.

Проведены исследования экспериментальных образцов гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности после нанесения связующего различного состава. Исследованы плотность, гибкость, упругость, влажность, сорбционная влажность в течение 30 сут и предел прочности при растяжении в соответствии с методиками из ГОСТ 17177–94.

Результаты

Результаты исследования плотности, гибкости, упругости, влажности, сорбционной влажности в течение 30 сут и предела прочности при растяжении экспериментальных образцов гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности после нанесения связующего различного состава представлены в таблице.

Результаты исследования плотности, физико-механических и гидрофобных свойств образцов гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности и их сравнение с материалами марок Microlite AA blankets и АТМ-1

Состав связующего	Плотность, кг/м ³	Упругость, %	Гибкость (наименьший радиус изгиба), мм	Предел прочности при растяжении, кПа	Влажность, %	Сорбционная влажность, %
1	9,0±0,1	92,8±1,4	15	1,33±0,07	0,5±0,1	14,4±5,6
2	8,9±0,1	90,0±1,5	15	1,76±0,09	0,7±0,1	25,4±6,8
3	8,6±0,2	75,8±1,9	15	0,96±0,06	0,5±0,1	98,8±7,4
Microlite AA blankets	9,6±0,9	93,5±1,5	15	1,80±0,06	2,0±0,3	72,6±6,4
АТМ-1	9,8±0,2	87,7±1,9	15	–	2,0±0,3	30,0±5,3

Видно, что по среднему значению плотности все экспериментальные образцы гибких волокнистых ТЗИМ находятся на одном уровне в пределах погрешности серии измерений. Следует также отметить, что все они имеют в среднем меньшую плотность, чем их зарубежный и отечественный аналоги – материалы марок Microlite AA blankets (плотность 9,6 кг/м³) и АТМ-1 (плотность 10 кг/м³).

Установлено, что наименьший радиус изгиба образцов гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности составляет 15 мм для всех образцов. Полученные значения гибкости являются типичными для подобных материалов марок Microlite AA blankets и АТМ-1.

Упругость образцов гибких волокнистых ТЗИМ, полученных с применением карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы в качестве основы связующего, находится приблизительно на одном уровне вне зависимости от концентрации и вида гидрофобизатора. Значения упругости данных образцов находятся в пределах погрешности серии измерений. Упругость образцов гибкого волокнистого ТЗИМ низкой плотности, содержащих в качестве основного компонента связующего

карбамидомеламиноформальдегидную смолу, составляет в среднем 75,8 %, что меньше, чем у образцов, полученных с применением карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы в качестве основы связующего. Данный результат можно объяснить меньшей адгезией карбамидомеламиноформальдегидной смолы к стеклянному волокну по сравнению с карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолой, а также наличием мелкодисперсной упрочняющей кристаллической фазы в отвержденной карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смоле.

По результатам исследований образцов гибких волокнистых ТЗИМ можно сделать вывод, что ТЗИМ, полученный с применением карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы в качестве основы связующего, будет обладать меньшей слеживаемостью, так как его геометрические размеры, а следовательно, и плотность под воздействием собственной массы будут меняться меньше, чем у ТЗИМ, полученного с применением карбамидомеламиноформальдегидной смолы в качестве основы связующего. Поэтому гибкий волокнистый ТЗИМ, полученный с применением карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы в качестве основы связующего, будет обладать более длительным сроком хранения и эксплуатации, чем материал, полученный с применением карбамидомеламиноформальдегидной смолы.

Из данных таблицы также видно, что образцы гибкого волокнистого ТЗИМ, полученные с применением связующего на основе карбамидомеламиноформальдегидной смолы, обладают наименьшей прочностью. Данный эффект (как и в предыдущем случае) можно объяснить меньшей адгезией карбамидомеламиноформальдегидной смолы к стеклянному волокну по сравнению с карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолой, а также наличием мелкодисперсной упрочняющей кристаллической фазы в отвержденной карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смоле. Наибольшей прочностью обладают образцы, полученные с применением связующего на основе карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением полиметилфенилсилоксана в качестве гидрофобизатора. Полученный результат можно объяснить тем, что полиметилфенилсилоксан в данном случае является не только гидрофобизатором, но и пластификатором и модификатором ударной прочности отвержденной смолы. Образцы гибких волокнистых ТЗИМ, полученные с применением связующего на основе карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением в качестве гидрофобизатора полиэтилгидросилоксана, обладают удовлетворительной прочностью, причем прочность практически не зависит от концентрации гидрофобизатора в связующем в диапазоне 0,25÷1,00 % (по массе).

Исследования гидрофобных свойств: сорбционной влажности при выдержке в эксикаторе при температуре 22 ± 5 °С, $\phi = 98$ % в течение 30 сут и влажности при выдержке образцов материалов в атмосфере воздуха при температуре 22 ± 5 °С, показали (см. таблицу), что наименьшей влажностью обладают образцы гибкого волокнистого ТЗИМ, содержащие в составе связующего полиэтилгидросилоксан, причем уменьшение концентрации полиэтилгидросилоксана ведет к увеличению влажности материала. Образцы, содержащие в составе связующего в качестве гидрофобизатора полиметилфенилсилоксан, обладают в среднем более высоким показателем влажности, чем материалы, содержащие в составе связующего полиэтилгидросилоксан.

Наименьшим значением сорбционной влажности (14,4 %) обладают образцы гибкого волокнистого ТЗИМ с применением связующего на основе карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы, содержащие в качестве гидрофобизатора полиэтилгидросилоксан. Уменьшение содержания полиэтилгидросилоксана в составе связующего в 3 раза приводит к увеличению значения сорбционной влажности до 41,5 %. Использование полиметилфенилсилоксана в качестве гидрофобизатора с той же

концентрацией также приводит к увеличению значения сорбционной влажности до 25,4 %. Следует отметить, что образцы гибкого волокнистого ТЗИМ, полученные с применением связующего на основе карбамидомеламиноформальдегидной смолы, характеризуются повышенным значением сорбционной влажности 98,8 %. Данный результат можно объяснить большим влагопоглощением карбамидомеламиноформальдегидной смолы по сравнению с карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолой.

Обсуждение и заключения

Исследованы плотность, физико-механические (гибкость, упругость и предел прочности при растяжении) и гидрофобные (влажность и сорбционная влажность) свойства образцов гибких волокнистых ТЗИМ низкой плотности.

Плотность всех экспериментальных образцов составила $8,6 \div 9,0 \text{ кг/м}^3$, что меньше, чем у зарубежного и отечественного аналогов – материалов Microlite AA blankets (плотность $9,6 \text{ кг/м}^3$) и АТМ-1 (плотность 10 кг/м^3). Наименьший радиус изгиба для всех образцов составил 15 мм.

Упругость образцов, полученных с применением карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы в качестве основы связующего, находится приблизительно на одном уровне вне зависимости от концентрации и вида гидрофобизатора. Упругость образцов, полученных с применением карбамидомеламиноформальдегидной смолы, меньше, чем у образцов, полученных с применением карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы, что связано с разной адгезией данных смол к стеклянному волокну и их различной структурой.

Наибольшей прочностью (значение предела прочности при растяжении $\sim 1,8 \text{ кПа}$) обладают образцы, полученные с применением связующего на основе карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением полиметилфенилсилоксана в качестве гидрофобизатора. Наименьшей прочностью (значение предела прочности при растяжении $< 1,0 \text{ кПа}$) обладают образцы, полученные с применением связующего на основе карбамидомеламиноформальдегидной смолы. Образцы, полученные с применением связующего на основе карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением в качестве гидрофобизатора полиэтилгидросилоксана, обладают удовлетворительной прочностью, причем прочность практически не зависит от концентрации гидрофобизатора в связующем в диапазоне $0,25 \div 1,00 \text{ \%}$ (по массе) (значения предела прочности при растяжении составляют $1,33 \text{ кПа}$).

Показано также, что наилучшими гидрофобными свойствами обладают образцы, полученные с применением связующего на основе карбамидомодифицированной фенолформальдегидной смолы с добавлением в качестве гидрофобизатора полиэтилгидросилоксана. Значение влажности у данных образцов составляет $0,5 \text{ \%}$, а значение сорбционной влажности $14,4 \text{ \%}$. Данный состав является оптимальным по уровню основных эксплуатационных свойств и технологичности.

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

Список источников

1. 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.
2. Kablov E.N., Grashchenkov D.V., Isaeva N.V., Solntsev S.S., Sevastyanov V.G. Glass and Ceramics Based High-Temperature Composite Materials for use in Aviation Technology // Glass and Ceramics. 2012. Vol. 69. No. 3–4. P. 109–112.

3. Каблов Е.Н., Шульдешов Е.М., Петрова А.П., Лаптева М.А., Сорокин А.Е. Зависимость комплекса свойств звукопоглощающего материала типа ВЗМК от концентрации гидрофобизирующего состава на основе кремнийорганического герметика // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.
4. Баринов Д.Я., Мараховский П.С., Зуев А.В. Математическое моделирование деструкции теплозащитного материала на основе стеклопластика // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 71–78. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-71-78.
5. Зуев А.В., Заричняк Ю.П., Баринов Д.Я., Краснов Л.Л. Исследование теплофизических свойств гибкого теплоизоляционного материала // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 22.07.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-119-126.
6. Оснос С.П. Применение материалов на основе базальтовых волокон в авиакосмической отрасли // *Композитный мир*. 2015. № 4 (61). С. 72–79.
7. Бабашов В.Г., Беспалов А.С., Истомин А.В., Варрик Н.М. Теплозвукоизоляционный материал, изготовленный с использованием растительного сырья // *Новые огнеупоры*. 2017. № 3. С. 173–178.
8. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № S1. С. 3–9.
9. Бойнович Л.Б., Домантовский А.Г., Емельяненко А.М. и др. Противообледенительные свойства супергидрофобных покрытий на алюминии и нержавеющей стали // *Известия Академии наук. Сер.: Химическая*. 2013. № 2. С. 383–390.
10. Kondrashov E.K., Nefedov N.I., Vereninova N.P. et al. Modification of fluorocopolymer coatings by telomers to improve their hydrophobicity // *Polymer Science. Ser.: D*. 2016. Vol. 9. No. 2. P. 212–218.
11. Нефедов Н.И., Хасков М.А., Петрова А.П., Бузник В.М. Исследование термических свойств фторпарафинов и гидрофобных покрытий на их основе // *Труды ВИАМ*. 2017. № 2 (50). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.07.2024.) DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-11-11.
12. Орлов А.В., Чурсова Л.В., Гребенева Т.А., Панина Н.Н. Антипирены для создания трудногорючих и пожаробезопасных полимерных композиционных материалов // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2022. № 1. С. 23–30. DOI: 10.31044/1813-7008-2022-0-1-23-30.
13. Кан А.Ч., Железина Г.Ф., Кулагина Г.С., Аюпов Т.Р. Пожаробезопасность конструкционных органопластиков, армированных арамидными тканями // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 4 (69). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.07.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-51-60.
14. Истомин А.В. Технология получения гибких теплоизоляционных материалов // *Стекло и керамика*. 2023. Т. 96. № 3 (1143). С. 48–56. DOI: 10.14489/glc.2023.03.pp.048-056.
15. Салимов И.Э., Беспалов А.С., Бабашов В.Г., Максимов В.Г. Исследование влияния химического состава смол марок Фенотам Н210, Фенотам Н210М, КМФ-С, СФЖ-3024 на их физико-химические свойства // *Труды ВИАМ*. 2024. № 2 (132). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.07.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-84-91.

References

1. 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.
2. Kablov E.N., Grashchenkov D.V., Isaeva N.V., Solntsev S.S., Sevastyanov V.G. Glass and Ceramics Based High-Temperature Composite Materials for use in Aviation Technology. *Glass and Ceramics*, 2012, vol. 69, no. 3–4, pp. 109–112.
3. Kablov E.N., Shuldeshov E.M., Petrova A.P., Lapteva M.A., Sorokin A.E. Dependence of complex of sound-proof VZMK type material properties on concentration of hydrophobizing composition on the basis of organosilicon sealant. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 41–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-41-49.

4. Barinov D.Ya., Marakhovskij P.S., Zuev A.V. Mathematical modeling of destruction of fiber-glass-based thermal-protection material. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 71–78. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-71-78.
5. Zuev A.V., Zarichnyak Yu.P., Barinov D.Ya., Krasnov L.L. Measurement of thermophysical properties of flexible thermal insulation. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 22, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-119-126.
6. Osnos S.P. Application of materials based on basalt fibers in the aerospace industry. *Kompozitnyj mir*, 2015, no. 4 (61), pp. 72–79.
7. Babashov V.G., Beshpalov A.S., Istomin A.V., Varrik N.M. Heat and sound insulating material made using plant raw materials. *Novye ognepupory*, 2017, no. 3, pp. 173–178.
8. Kablov E.N. Materials for «Buran» spaceship – innovative solutions of formation of the sixth technological mode. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. S1, pp. 3–9.
9. Boynovich L.B., Domantovsky A.G., Emelyanenko A.M. et al. Anti-icing properties of superhydrophobic coatings on aluminum and stainless steel. *Izvestiya Akademii nauk. Ser.: Khimicheskaya*, 2013, no. 2, pp. 383–390.
10. Kondrashov E.K., Nefedov N.I., Vereninova N.P. et al. Modification of fluorocopolymer coatings by telomers to improve their hydrophobicity. *Polymer Science. Ser.: D*, 2016, vol. 9, no. 2, pp. 212–218.
11. Nefedov N.I., Haskov M.A., Petrova A.P., Buznik V.M. Study of the thermal properties of fluorinated paraffins and hydrophobic coatings on their base. *Trudy VIAM*, 2017, no. 2 (50), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 23, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-2-11-11.
12. Orlov A.V., Chursova L.V., Grebeneva T.A., Panina N.N. Flame retardants for creating flame retardant and fireproof polymer composite materials. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2022, no. 1, pp. 23–30. DOI: 10.31044/1813-7008-2022-0-1-23-30.
13. Kan A.Ch., Zhelezina G.F., Kulagina G.S., Ayupov T.R. Fire safety of structural organic plastics reinforced with aramid fabrics. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: July 23, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-51-60.
14. Istomin A.V. Technology of obtaining flexible thermal insulation materials. *Steklo i keramika*, 2023, vol. 96, no. 3 (1143), pp. 48–56. DOI: 10.14489/glc.2023.03.pp.048-056.
15. Salimov I.E., Beshpalov A.S., Babashov V.G., Maksimov V.G. Investigation of the influence of the chemical composition of Fenotam N210, Fenotam N210M, KMF-S, SFZh-3024 resins on their physico-chemical properties. *Trudy VIAM*, 2024, no. 2 (132), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 23, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-2-84-91.

Информация об авторах

Антипов Владислав Валерьевич, заместитель генерального директора по науке, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Салимов Илья Эркинович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Беспалов Александр Сергеевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Бабашов Владимир Георгиевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Vladislav V. Antipov, Deputy General Director for the Science, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ilya E. Salimov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander S. Beshpalov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vladimir G. Babashov, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 20.08.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 22.08.2024.
The article was submitted 20.08.2024; approved and accepted for publication after reviewing 22.08.2024.

Научная статья

УДК 629.7.018.4

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-33-41

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПАНЕЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ СОЕДИНЕНИЯ СОТОВОГО ЗАПОЛНИТЕЛЯ

В.В. Каленов¹, Р.С. Савицкий¹, А.А. Баранников¹

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

Аннотация. Рассмотрены варианты соединения сотового заполнителя при изготовлении панелей интерьера летательных аппаратов. Изготовлены и испытаны сотовые панели с применением различных методов сращивания сотового заполнителя для оценки изменения механических свойств. Выявлено варьирование механических свойств, а также влияние на массу трехслойных панелей интерьера летательных аппаратов.

Ключевые слова: сотовый заполнитель, обшивка, трехслойные панели, интерьер, требования, прочность, масса, испытания

Для цитирования: Каленов В.В., Савицкий Р.С., Баранников А.А. Исследование механических свойств трехслойных панелей с различными типами соединения сотового заполнителя // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-33-41.

Scientific article

STUDY OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF THREE-LAYER PANELS WITH DIFFERENT TYPES OF HONEYCOMB FILLER SPLICING

V.V. Kalenov¹, R.S. Savitsky¹, A.A. Barannikov¹

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 options of honeycomb filler splicing in the manufacture of aircraft interior panels are considered. Honeycomb panels have been manufactured and tested using various methods of honeycomb splicing to evaluate the variation of mechanical properties. The variation in mechanical properties as well as the effect on the mass of three-layer panels of the interior of aircraft was revealed.

Keywords: honeycomb filler, cladding, three-layer panels, interior, requirements, strength, weight, tests

For citation: Kalenov V.V., Savitsky R.S., Barannikov A.A. Study of the mechanical properties of three-layer panels with different types of honeycomb filler splicing. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-33-41.

Введение

В настоящее время наиболее востребованной отраслью для исследований в области применения полимерных композиционных материалов (ПКМ) является авиационная промышленность, так как при разработке новейшей авиационной техники возрастают требования, которые предъявляются к используемым материалам, применяемым

при изготовлении вспомогательных и силовых конструкций, для обеспечения надежности летательного аппарата [1]. Если рассматривать процесс внедрения ПКМ в конструкции летательных аппаратов, первоначально они находили применение в обтекателях и небольших малонагруженных участках фюзеляжа. По мере расширения информации по эксплуатации ПКМ и появлению новых видов наполнителей и связующих, их применение увеличилось до 60 % (по массе) в самолете Boeing 787. Наиболее распространенной практикой является изготовление из них панелей интерьера, топливных баков, трубопроводов, шпангоутов и ряда деталей двигателя [2, 3]. Увеличение тактико-технических характеристик летательных аппаратов требует инновационных решений как в материаловедении, так и в технологиях переработки материалов в конструкцию. Основопологающей задачей является снижение массы, что немаловажно в отношении весовой эффективности конструкции самолета [1]. Отдельные виды стекло- и органо-пластиков также имеют хорошие диэлектрические свойства и химическую стойкость. Преимуществом композитов по сравнению с другими материалами является способность уменьшить массу конструкции при сохранении прочностных характеристик. Они имеют высокую устойчивость к коррозии и высокие ресурсные характеристики [3, 4]. Одним из немаловажных достижений современной отечественной авиации является крыло самолета МС-21, силовая часть которого выполнена из ПКМ, что позволило снизить массу планера и увеличить площадь крыла [5].

Авиационные конструкции подвергаются строгим требованиям. Для того чтобы обеспечить безопасность и надежность воздушных судов они должны соответствовать строгим авиационным стандартам и сертификационным требованиям, установленным регулируемыми органами [3, 6].

Некоторые из основных требований к авиационным конструкциям включают в себя:

- *Прочность* – конструкции должны быть спроектированы таким образом, чтобы выдерживать различные нагрузки, включая аэродинамические и гравитационные силы, термические и другие воздействия, которые могут возникнуть во время полета.

- *Легкость* – воздушные суда должны быть максимально легкими, чтобы обеспечить эффективное использование топлива и оптимальные характеристики полета, поэтому конструкции должны быть выполнены из легких, но прочных материалов [6].

- *Устойчивость материала к усталости* – конструкции должны быть спроектированы таким образом, чтобы предотвратить разрушение от усталости материала, вызванной циклическими нагрузками во время полета [7].

- *Ограничение деформаций* – конструкции должны оставаться в пределах допустимых деформаций при различных условиях полета, чтобы обеспечить стабильность и безопасность воздушного судна.

- *Пожаробезопасность* – определяется авиационными правилами АП-25, которые полностью соответствуют международным авиационным стандартам. Авиационные материалы разрабатываются таким образом, чтобы максимально уменьшить скорость распространения пламени в случае возникновения пожара в салоне самолета. Производители материалов и элементов интерьера летательных аппаратов проводят испытания в сертифицированных лабораториях, тем самым подтверждая возможность их применения [7, 8].

Эти и другие требования обеспечивают создание авиационных конструкций, которые обладают высокой степенью безопасности, надежности и топливной эффективности.

Сотовые трехслойные конструкции в авиации представляют собой композиционные материалы, состоящие из трех слоев: внешнего обшивочного слоя, внутренней

сотовой структуры (ячеистого материала) и внутреннего обшивочного слоя. Внешний и внутренний обшивочные слои могут быть выполнены из углепластика, стекловолокна или других композиционных материалов, а внутренняя сотовая структура обычно состоит из ячеистых материалов, таких как алюминий, бумага, стеклопластик. В табл. 1 приведены некоторые свойства наиболее распространенных заполнителей.

Таблица 1

Физико-механические свойства заполнителей

Заполнитель	Размер ячейки, мм	Плотность, кг/м ³	Прочность при сжатии, МПа
ССП 1-2,5	2,5	90–110	3,5–5,0
ССП 1-3,5	3,5	70–100	3,0–4,0
ССП 1-4,2	4,2	60–80	1,8–3,0
ССПК 1-3,5	3,5	80–95	4,0–5,7
ССПК 1-4,2	4,2	60–75	3,0–5,0
ПСП 1-2,5-45	2,5	45±5	1,3–1,5
ПСП 1-2,5-60	2,5	60	2,2–2,6
ПСП 1-3,5-35	3,5	35±5	1,1–1,3
ПСП 1-4,2-25	4,2	25±5	0,7–0,9
АМг2Н-2,5-20	2,5	32–37	9,9
АМг2Н-3,0-20	3,0	29–31	7,1
АМг2Н-3,5-20	3,5	24–37	6,2

Сотовый заполнитель в трехслойных панелях имеет ключевое значение в обеспечении прочности, тепло- и звукоизоляции конструкции [9, 10]. Назначением сотового заполнителя в трехслойных панелях является его способность распределять нагрузку, обеспечивать теплоизоляцию и улучшать звукопоглощение [11], что объясняется его свойствами:

- высокой жесткостью и прочностью, что позволяет ему эффективно распределять нагрузку по всей панели; такие трехслойные панели идеальны для применения в конструкциях, где необходима высокая прочность и жесткость при минимальной массе;
- создание эффективной теплоизоляции с образованием между внешними слоями панели воздушных камер, которые уменьшают теплопроводность материала, что помогает сохранять оптимальный температурный режим в закрытом объеме;
- способность улучшать звукопоглощение трехслойных панелей с помощью воздушных камер, которые поглощают звуковые волны и снижают уровень шума, проникающего через конструкцию.

Наибольшее распространение сотовые трехслойные панели имеют в конструкциях интерьера летательных аппаратов. Панели интерьера в самолете – как и в любом другом воздушном судне – имеют важное значение для обеспечения комфорта и безопасности пассажиров. Они должны быть легкими, прочными, огнестойкими, а также обладать хорошими звукоизоляционными свойствами. Панели интерьера изготавливают из композиционных материалов, которые обеспечивают необходимую прочность и легкость, что является важным аспектом для снижения общей массы самолета [12].

При изготовлении панелей интерьера для авиационной техники существует необходимость сращивания элементов сотового заполнителя, так как в настоящее время для оптимизации производственных и логистических процессов максимальный размер отечественных панелей стеклопластиковых сот составляет 700×2000 мм. Однако в реальных условиях размер панелей интерьера может превышать данные размеры или

иметь сложную форму, а это вынуждает прибегать к соединению элементов сотового заполнителя.

Существует несколько способов соединения сотового заполнителя в зависимости от его типа и назначения. Приведем некоторые из наиболее распространенных способов:

- *механическое соединение* – для более прочных заполнителей, например стеклопластиковых или алюминиевых сот, можно использовать механические методы соединения, такие как метод сбивки сот, который представляет собой укладку листов и элементов заполнителя внахлест, а затем их соединение при помощи механического воздействия [13];

- *сшивка* – данный метод наиболее характерен для заполнителей на основе бумаги, при котором отдельные фрагменты заполнителя укладываются встык и связываются нитью (сшиваются) [8, 13];

- *клеевое соединение* – для соединения сотового заполнителя часто используют клеи, предназначенные для работы с полимерными или бумажными материалами, и специальные вспенивающиеся клеи, разработанные специально для использования в авиационных конструкциях. Эти клеи обеспечивают прочное и надежное соединение между частями сотового материала [14, 15].

Цель данного исследования – изучение методов сращивания частей сотового заполнителя в трехслойных конструкциях, оценка механических свойств и влияние на массу конечного изделия.

Материалы и методы

Одним из методов изготовления сотовых трехслойных панелей является прессовый метод формования трехслойных панелей, при котором три слоя материала (например, композиционного) соединяются и формуются под давлением и при повышенных температурах для создания единой и прочной конструкции [16, 17].

Процесс прессового формования трехслойных панелей включает следующие этапы:

- *подготовка материалов* – три слоя материала (внешняя обшивка и сотовый заполнитель) подготавливают для последующего соединения;

- *сборка* – слои материала укладывают в специальной форме или прессе в соответствии с конструкцией панели;

- *прессование* – форму с уложенными слоями материала помещают в пресс, где под действием высокого давления и тепла происходит соединение слоев и формование панели;

- *охлаждение и отверждение* – после процесса прессования панель охлаждают, что способствует отверждению материала и приданию ему необходимых свойств.

Прессовый метод формования трехслойных панелей обеспечивает высокую степень точности и контроля процесса, что позволяет получить панели с высокой прочностью и жесткостью [3, 16, 18]. Этот метод широко используется в авиационной промышленности для производства легких и прочных конструкций и применяется для изготовления экспериментальных образцов.

Для определения изменения механических характеристик панелей, полученных данными методами соединения (наращивания) сотового заполнителя, из трехслойных панелей вырезали образцы для испытания на четырехточечный изгиб длинной балки по ГОСТ Р 56791–2015. Данный метод испытания позволяет установить предельное усилие при изгибе образцов и максимальную деформацию, а также предельное напряжение внешних обшивок и внутреннего заполнителя. При испытании образцов

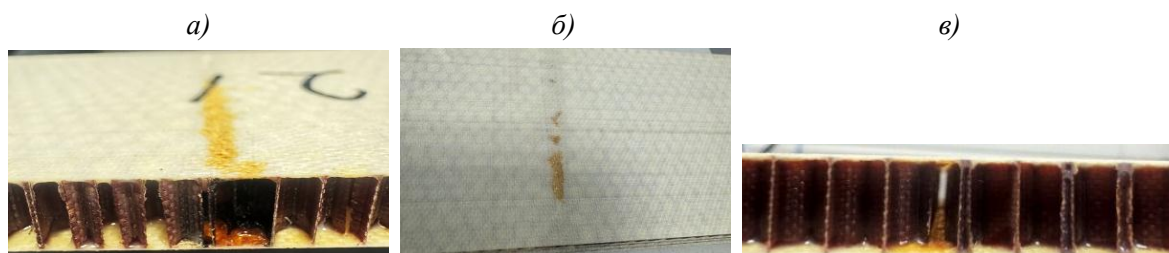
на четырехточечный изгиб внешняя обшивка и наполнитель работают как единое целое, в отличие от испытания на сжатие, где основную нагрузку берет на себя сотовый наполнитель [8, 9]. Для всех образцов – ширина пролета между опорами 508 мм, расстояние между давящими 254 мм. Образцы изготовлены из клеевого препрега конструкционного стеклопластика и стеклопластикового сотового наполнителя. Для достижения максимальной точности результатов испытаний панели изготавливали из одной и той же партии материала в одном и том же прессе по одному и тому же режиму. Во внимание приняты такие свойства, как среднее усилие при разрушении и прогиб при усилии 445 Н.

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

Результаты и обсуждение

Для исследования изменений механических свойств изготовили исходные панели, в которых сотовый наполнитель монолитный и не имеет дефектов. Затем изготовили панели с поперечной сшивкой сот величины 10–15 мм (место сшивки находилось в середине образца). Далее изготовили панели с продольной (по длине всего образца) сшивкой сот той же величины, место сшивки также находилось в середине образца. Для изготовления следующих четырех образцов применяли метод сшивки капроновой нитью, сшивка располагалась поперечно в середине образца и имела шаг 15–20 мм.

При формовании данных образцов, между фрагментами сотового наполнителя образовался зазор размером не более 2 мм (см. рисунок, в). Разрушение образцов происходило не по местам образовавшегося зазора между фрагментами сотового наполнителя, однако в связи с возникшим дефектом приняли решение повторить данный эксперимент, но с применением сшивки по всей ширине стыка частей наполнителя. При повторном изготовлении образцов с применением сшивки, не возникло зазоров между фрагментами сотового наполнителя, однако это не оказало влияния на результаты испытаний на четырехточечный изгиб. Таким образом, метод сшивки рекомендуется применять для трехслойных конструкций, которые не испытывают постоянных или циклических нагрузок – например, таких, как панели пола в интерьере пассажирского самолета. Следует отметить, что сшивка оказывает существенное влияние на трудоемкость при изготовлении трехслойных панелей.



Дефекты, образовавшиеся при формовании трехслойной панели с применением метода сшивки сотового наполнителя: а, б – дефекты обшивки; в – зазор между частями сотового наполнителя

Следующие методы соединения заключаются в предварительной стыковке сот при помощи клея. Клей наносят на торцевые части фрагментов сотового наполнителя, затем их фиксируют относительно друг друга и оставляют в таком положении до полного высыхания или застывания клея. В рассматриваемом эксперименте применяли клей марки БФ на основе карбамидной смолы, который является универсальным

и применяется в основном в деревообрабатывающей промышленности и строительстве. Согласно инструкции, есть два метода отверждения данного клея – холодный и горячий. При холодном методе отверждение склеиваемых поверхностей проводят при комнатной температуре за 24 ч, при горячем – выдерживают при температуре 130–140 °С в течение 40 мин с последующим охлаждением. Вышеприведенные методы увеличивают трудоемкость и энергозатраты, а результаты механических испытаний образцов не показывают значительного превосходства перед менее затратными способами соединения заполнителя.

Аналогичным образом не оправдало себя соединение сотового заполнителя с использованием вспенивающегося клея. Реакция отверждения клея происходит при температуре не менее 130 °С, что неизбежно влечет за собой использование прессов или печей для стыковки фрагментов сотового заполнителя. Данный метод не может применяться для стыковки бумажного сотового заполнителя, так как можно превысить его рабочую температуру. Использование печей и прессов также является затратным мероприятием, однако следует отметить важное преимущество данного метода – вспенивающийся клей заполняет пустоты в сотовом заполнителе и на выходе получается монолитная заготовка [14]. Монолитная заготовка сотового заполнителя наиболее удобна при изготовлении крупногабаритных трехслойных панелей, в отличие от сшитых и склеенных обычным клеем сот. Вспенивающийся клей имеет пониженную горючесть и не оказывает существенного влияния на параметры панелей интерьера, что соответствует требованиям авиационных правил АП-25.

Проведенные испытания исходных образцов показали снижение максимального усилия на 6–8 % от усилия, полученного при разрушении образцов с монолитным сотовым заполнителем. В худшую сторону также изменилась величина прогиба при усилии 445 Н. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты испытаний трехслойных панелей на четырехточечный изгиб

Вид соединения образца	Увеличение массы сотового заполнителя, %	Прогиб при усилии 445 Н, мм (не более)	Среднее усилие при разрушении, Н	Коэффициент вариации, %
В исходном состоянии	–	21,70	1067	1
Сбивка				
поперечная	2	23,60	1000	2
продольная	2	23,81	1005	2
Сшивка				
поперечная	0	24,21	990	4
поперечная повторная	0	23,97	989	3
Склейка				
на клее БФ-19	0,4	23,99	1003	3
на вспенивающемся клее	1	24,78	994	3

Следует отметить, что заготовки сотового заполнителя, при подготовке которых использовали методы сбивки и склейки на вспенивающийся клей, получились монолитными. Они наиболее технологичны при изготовлении крупногабаритных трехслойных панелей, а также удобны для изготовления панелей с одинарной и двойной кривизной.

Для авиационных конструкций, изготовленных из трехслойных панелей, важной характеристикой является их масса. В ходе эксперимента установлено, что наименьшее влияние на массу таких панелей оказывают методы сшивки и склейки

универсальным клеем, но их рекомендуется применять только на панелях, не подверженных постоянным циклическим нагрузкам, так как в процессе подготовки к формованию могут образоваться зазоры между частями сотового заполнителя. Методы сбивки и склейки с помощью вспенивающегося клея увеличивают удельную массу сотового заполнителя на 2 %, что чаще всего не превышает разброс значений массы, заложенный в нормативной документации производителем.

Заключения

Проведенный эксперимент показывает, что трехслойные панели, в которых применяются рассмотренные методы сращивания частей сотового заполнителя, соответствуют требованиям авиационных стандартов к легкости и прочности изделий. Перечисленные методы соединения незначительно снижают механические свойства трехслойных конструкций, а также не оказывают значительного влияния на конечную массу изделия.

Наиболее качественное соединение обеспечивают методы сбивки и склейки с применением вспенивающегося клея – заготовка сотового заполнителя получается монолитной. При массовом изготовлении изделий из трехслойных панелей – например, комплекта элементов интерьера самолета, важно учитывать методы склейки, трудоемкость и время изготовления комплекта.

Список источников

1. Вешкин Е.А., Сатдинов Р.А., Баранников А.А. Современные материалы для салона самолета // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.02.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-33-42.
2. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
3. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
4. Мухаметов Р.Р., Петрова А.П. Термореактивные связующие для полимерных композиционных материалов (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 3 (56). С. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
5. Состав и способ изготовления связующего, препрега и сотовой панели: пат. 2460745 Рос. Федерация; заявл. 29.12.10; опубл. 10.09.12.
6. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 7–17.
7. Нормы летной годности самолетов транспортной категории: АП-25: утв. Постановлением 28-й сессии Совета по авиации и использованию воздушного пространства 11.12.2008. 3-е изд. с поправками 1–6. М.: Авиаиздат, 2009. 267 с.
8. Стенд испытания на износ панелей пола: пат. 2518603 Рос. Федерация; заявл. 17.01.13; опубл. 10.06.14.
9. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Шокин Г.И., Куцевич К.Е., Попкова Е.А. Метод оценки и факторы, влияющие на качество склеивания обшивки с сотовым заполнителем в конструкциях пола и интерьера воздушных судов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
10. Состав для получения связующего для препрегов, способ изготовления связующего, препрег и способ изготовления панели из полимерного композиционного материала: пат. 2559495 Рос. Федерация; заявл. 13.01.14; опубл. 10.08.15.
11. Шершак П.В., Шокин Г.И., Егоров В.Н. Технологические особенности производства трехслойных сотовых панелей пола воздушных судов // Авиационная промышленность. 2014. № 3. С. 34–42.
12. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 01.02.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.

13. Шершак П.В., Косарев В.А., Рябовол Д.Ю. Гибридные обшивки в сэндвич-конструкциях панелей пола летательных аппаратов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 35–41. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-35-41.
14. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Лукина Н.Ф., Куцевич К.Е., Рубцова Е.В., Петрова А.П. Исследование эпоксидно-полисульфоновых полимерных систем как основы высокопрочных клеев авиационного назначения // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2017. № 3. С. 7–12.
15. Лукина Н.Ф., Дементьева Л.А., Петрова А.П., Кириенко Т.А., Чурсова Л.В. Клеевые связующие для деталей из ПКМ сотовой конструкции // *Клеи. Герметики. Технологии*. 2016. № 5. С. 12–16.
16. 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: 11.02.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-94-103.
17. Постнова М.В., Постнов В.И. Опыт развития безавтоклавных методов формования ПКМ // *Труды ВИАМ*. 2014. № 4. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.02.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-6-6.
18. Сотовая панель из полимерного композиционного материала и способ ее изготовления: пат. 2544827 Рос. Федерация; заявл. 13.01.14; опубл. 20.03.15.

References

1. Veshkin E.A., Satdinov R.A., Barannikov A.A. Modern materials for the aircraft cabin. *Trudy VIAM*, 2021, no. 9 (103), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 07, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-33-42.
2. Kablov E.N. Composites: Today and Tomorrow. *Metally Evrazi*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
3. Kablov E.N. Materials and Chemical Technologies for Aviation Equipment. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2012, vol. 82, no. 6, pp. 520–530.
4. Mukhametov R.R., Petrova A.P. Thermosetting binders for polymer composites (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 48–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-48-58.
5. *Composition and Method for Manufacturing a Binder, Prepreg, and Honeycomb Panel*: pat. 2460745 Rus. Federation; appl. 29.12.10; publ. 10.09.12.
6. Kablov E.N. The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period to 2030. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 7–17.
7. *Airworthiness standards for transport category aircraft*: AP-25: approved. by the Resolution of the 28th session of the Council on Aviation and Airspace Use on 11.12.2008. 3rd ed. with amendments 1–6. Moscow: Aviaizdat, 2009, 267 p.
8. *Floor panel wear test bench*: pat. 2518603 Rus. Federation; appl. 17.01.13; publ. 10.06.14.
9. Shershak P.V., Yakovlev N.O., Shokin G.I., Kutsevich K.E., Popkova E.A. Evaluation method and factors influencing the bonding quality between face and honey-comb cores in floor and interior aircraft panels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
10. *Composition for obtaining a binder for prepregs, a method for producing a binder, a prepreg and a method for producing a panel from a polymer composite material*: pat. 2559495 Rus. Federation; appl. 13.01.14; publ. 10.08.15.
11. Shershak P.V., Shokin G.I., Egorov V.N. Technological features of the production of three-layer honeycomb panels for aircraft floors. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 2014, no. 3, pp. 34–42.
12. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 01, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
13. Shershak P.V., Kosarev V.A., Ryabovol D.Yu. Hybrid facings in sandwich-construction of aviation floor panels. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 35–41. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-35-41.

14. Kablov E.N., Chursova L.V., Lukina N.F., Kutsevich K.E., Rubtsova E.V., Petrova A.P. Study of epoxy-polysulfone polymer systems as the basis for high-strength adhesives for aviation purposes. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2017, no. 3, pp. 7–12.
15. Lukina N.F., Dementyeva L.A., Petrova A.P., Kiriyaenko T.A., Chursova L.V. Kleyevye svyazuyushchiye dlya detaley iz PKM sotovoy konstruktssii. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2016, no 5, pp. 12–16.
16. 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: February 11, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-94-103.
17. Postnova M.V., Postnov V.I. Development experience out-of-autoclave methods of formation PCM. *Trudy VIAM*, 2014, no. 4, paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-6-6.
18. *Honeycomb panel made of polymer composite material and method for its production*: pat. 2544827 Rus. Federation; appl. 13.01.14; publ. 20.03.15.

Информация об авторах

Каленов Владимир Валерьевич, инженер-технолог, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Савицкий Руслан Сергеевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Vladimir V. Kalenov, Engineer-technologist, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ruslan S. Savitsky, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 15.07.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 23.07.2024.
The article was submitted 15.07.2024; approved and accepted for publication after reviewing 23.07.2024.

Научная статья

УДК 620.193

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-42-53

ИССЛЕДОВАНИЕ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ КОНТАКТНОЙ КОРРОЗИИ

Л.И. Закирова¹, С.В. Сибилева¹, С.А. Демин¹, В.А. Дуюнова¹

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

Аннотация. Проведены исследования гальванических покрытий коррозионностойких сталей для предотвращения контактной коррозии алюминиевых сплавов: выбраны способы подготовки поверхности, определены оптимальные режимы нанесения и термообработки покрытий. По результатам ускоренных коррозионных испытаний конструктивно-подобных образцов в камере солевого тумана определены гальванические покрытия коррозионностойких сталей, обладающие высокой защитной способностью в условиях возникновения контактной пары «коррозионностойкая сталь/алюминий».

Ключевые слова: алюминиевый сплав, гальваническое покрытие, электроосаждение, цинковое покрытие, кадмиевое покрытие, покрытие сплавами, гальванотермическое покрытие, ускоренные коррозионные испытания, конструктивно-подобный образец

Для цитирования: Закирова Л.И., Сибилева С.В., Демин С.А., Дуюнова В.А. Исследование гальванических покрытий коррозионностойких сталей для предотвращения контактной коррозии // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-42-53.

Scientific article

INVESTIGATION OF ELECTROPLATING OF CORROSION-RESISTANT STEELS TO PREVENT CONTACT CORROSION

L.I. Zakirova¹, S.V. Sibileva¹, S.A. Demin¹, V.A. Duyunova¹

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

Abstract. Electroplating coatings of corrosion-resistant steels have been studied to prevent contact corrosion of aluminum alloys: methods of surface preparation have been selected, optimal modes of coating application and heat treatment have been determined. Based on the results of accelerated corrosion tests of structurally similar samples in the salt mist chamber, galvanic coatings of corrosion-resistant steels with high protective ability under conditions of occurrence of a corrosion-resistant steel/aluminum contact pair were determined.

Keywords: aluminum alloy, electroplating, electrodeposition, zinc coating, cadmium coating, alloy coating, galvanothermal coating, accelerated corrosion tests, structurally similar sample.

For citation: Zakirova L.I., Sibileva S.V., Demin S.A., Duyunova V.A. Investigation of electroplating of corrosion-resistant steels to prevent contact corrosion. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-42-53.

Введение

Усовершенствование конструкций летательных аппаратов и транспортных средств приводит к необходимости в сочетании различных металлических деталей, контактирующих друг с другом внутри конструкции [1].

В настоящее время алюминиевые сплавы благодаря прочности, легкости и простоте обработки имеют большое значение при изготовлении деталей и узлов машин [2–5].

Алюминий и его сплавы в контакте со сталями образуют контактную гальваническую пару «коррозионностойкая сталь/алюминий», в которой алюминий, имея более отрицательный электрохимический потенциал, является анодом и подвергается интенсивному коррозионному разрушению. Данная проблема возникает при фиксации конструкций на основе алюминия с помощью стального крепежа в строительной отрасли [6, 7], судостроении [8] и авиастроении [9]. В процессе длительной эксплуатации конструкций из алюминиевых сплавов коррозионный процесс в условиях возникновения контактной пары развивается в 100–150 раз активнее, чем при отсутствии контакта.

Одним из методов защиты алюминия и его сплавов от контактной коррозии в условиях возникновения контактной пары «коррозионностойкая сталь/алюминий» является осаждение на детали из стали металлических покрытий. Наиболее подходящими являются покрытия из кадмия и цинка, которые во многих условиях имеют близкие с алюминием электродные потенциалы, однако кадмиевое покрытие токсично и экологически опасно, поэтому в современных изделиях авиационной техники стараются минимизировать его использование [10].

В отечественной практике для предотвращения контактной коррозии детали из коррозионностойких сталей подвергают химической пассивации, а затем устанавливают на изделие с использованием грунта, пасты или герметика [6]. Однако указанные мероприятия не обеспечивают эффективной защиты в процессе эксплуатации.

Компанией Siemens разработана технология Sigal® [11] для гальванического алюминирования стальных изделий с целью улучшения антикоррозионных качеств и декоративных свойств. Процесс электроосаждения алюминия проводят в узком диапазоне катодной плотности тока в органических апротонных растворителях (толуол или ксилол). Электролиты алюминирования являются неустойчивыми, а получаемые таким способом покрытия имеют недостаточную адгезию к поверхности стальных деталей [12–14]. Процесс затруднен применением закрытых электролизеров с инертной атмосферой во избежание контакта электролитов с атмосферой воздуха. Кроме того, промывка деталей с покрытием осуществляется в органических растворителях. Указанные недостатки ограничивают применение электролитов алюминирования в промышленных масштабах.

Необходимо отметить, что применяемые в настоящее время покрытия не обеспечивают необходимую защиту от контактной коррозии в процессе длительной эксплуатации изделия, поэтому разработка технологии получения защитного гальванического покрытия коррозионностойкой стали для предотвращения контактной коррозии алюминиевых сплавов является актуальной задачей.

Наиболее перспективными являются смешанные цинковые покрытия сплавами с добавлением электроположительных элементов (никель, олово) для смещения потенциала коррозии цинка в положительную область и уменьшения разности потенциалов пары «алюминиевый сплав–гальваническое покрытие» [15–19], а также гальванотермические покрытия системы «цинк–олово» [20, 21].

Прочность сцепления гальванического покрытия со сталью зависит от качества подготовки поверхности. Наличие на поверхности стали плотной пассивной пленки препятствует нанесению гальванических покрытий, поэтому особое внимание необходимо уделить подготовке поверхности деталей из коррозионностойких сталей, которая включает операции обезжиривания, активации и нанесения подслоя никеля.

Существуют следующие способы активации поверхности деталей из коррозионностойких сталей перед нанесением гальванических покрытий:

– *химическая обработка в кислотных растворах:*

– травление в растворе плавиковой кислоты в ультразвуковой ванне с последующей промывкой в ацетоне и сушкой в атмосфере горячего азота для предотвращения пассивации стали на воздухе; второй вариант подразумевает промывку в метиловом спирте и сушку в сосуде, в котором создают разряжение, затем вакуум снимают подачей газообразного азота [22];

– травление в растворе соляной кислоты с концентрацией от 50 до 100 г/л в течение 15–45 с [23];

– *электрохимическая обработка в кислотных растворах:*

– в растворе серной кислоты с концентрацией от 10 до 20 % (по массе) сначала при анодной, а затем при катодной плотности тока от 3 до 10 А/дм² [24];

– в растворе соляной кислоты с концентрацией от 50 до 310 г/л при катодной плотности тока от 3 до 5 А/дм² в течение 5–10 мин с последующим осаждением подслоя никеля толщиной не более 1 мкм [25];

– в растворе серной кислоты с концентрацией от 5,0 до 18,5 % (по массе) сначала при анодной, а затем при катодной плотностях тока 5 А/дм² в течение 5–10 мин с последующим нанесением подслоя никеля толщиной не более 1 мкм [25];

– *электрохимическая обработка в кислотных растворах, содержащих соли никеля:*

– в водных растворах серной или соляной кислот, дополнительно содержащих соли никеля, при катодной плотности тока от 2,5 до 10,0 А/дм² [26];

– в водном растворе соляной кислоты с увеличенной концентрацией солей никеля и выдержкой детали без тока с последующей обработкой при повышенной плотности тока [23].

Среди перечисленных методов подготовки поверхности коррозионностойких сталей преимуществом обладает электрохимическая обработка в кислотных растворах, содержащих соли никеля, так как в данном процессе одновременно осуществляется травление и нанесение никелевого подслоя, что упрощает процесс подготовки поверхности.

Материалы и методы

В работе использовали следующие образцы:

– из алюминиевого сплава 1441 (алюминий-литиевый сплав системы Al–Cu–Mg–Li) размером 50×50×2 мм;

– из коррозионностойкой стали 08X18H10 размером 50×50×2 мм и шайбы М5.

Для приготовления растворов обезжиривания, травления, активации, электрохимического осаждения и пассивации использовали реактивы марок «хч» или «чда».

Термообработку образцов с покрытием проводили в воздушной среде в сушильном шкафу.

Образцы из алюминиевого сплава 1441 химически обезжиривали, травили, осветляли, анодировали в растворе серной кислоты и наполняли в растворе бихромата калия (покрытие Ан.Окс.нхр). Торцы изолировали эмалью ЭП-0215.

Образцы из стали 08X18H10 обезжиривали в горячем фосфатно-щелочном растворе при температуре 65 °С в течение 10 мин [23]. Контроль качества обезжиривания проводили в соответствии с ГОСТ 9.402–2004 [27] при испытании методом смачиваемости с определением времени до разрыва пленки воды.

Активацию поверхности деталей из коррозионностойкой стали и нанесение никелевого подслоя проводили в соответствии с ГОСТ 9.305–84 [23].

Прочность сцепления гальванических покрытий с поверхностью образцов из стали 08X18H10 определяли двумя методами: нагрева и нанесения сетки царапин (метод рисков) [28]. При испытаниях методом нагрева образцы с покрытиями нагревали до заданной температуры и выдерживали в течение 1 ч, далее охлаждали на воздухе и проверяли на наличие вздутий и отслаиваний покрытия. При испытаниях методом нанесения сетки царапин наносили три параллельные риски с расстоянием между ними от 2 до 3 мм и перпендикулярно к ним также три параллельные риски и проверяли на наличие отслаивания покрытия между линиями и в сетке квадратов.

Микроструктуру образцов из стали 08X18H10 с гальваническими покрытиями, нанесенными по различным режимам, исследовали на растровом электронном микроскопе с приставкой для электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором.

Конструктивно-подобный образец (КПО) представлял собой болтовое соединение образца из алюминиевого сплава 1441 с Ан.Окс.нхр размером 50×50×2 мм и шайбы М5 из стали 08X18H10 с гальваническим покрытием (рис. 1). Для соединения использовали болт и гайку М4 из стали 30ХГСА с кадмиевым покрытием толщиной 6 мкм с дополнительной хроматной обработкой. Для предотвращения контактной коррозии устанавливали полиамидную шайбу М4 на лицевой стороне КПО между болтом и шайбой из коррозионностойкой стали и на тыльной стороне КПО между гайкой М4 и образцом из алюминиевого сплава. Соотношение площади алюминия к стали 3,6:1.

Защитную способность гальванических покрытий в среде хлоридов определяли методом ускоренных коррозионных испытаний в камере солевого тумана (КСТ) при температуре 35±2 °С и относительной влажности 95 % при непрерывном распылении нейтрального 5%-ного водного раствора хлористого натрия [29]. На рис. 1 представлена схема размещения КПО в камере солевого тумана.

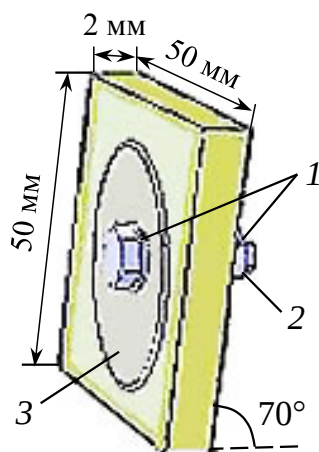


Рис. 1. Схема размещения конструктивно-подобного образца в камере солевого тумана: 1 – шайбы М4 из полиамида; 2 – болт и гайка М4 из стали 30ХГСА с покрытием Кдб.хр; 3 – шайба М5 из стали 08X18H10

Результаты и обсуждение

Для определения эффективности антикоррозионных гальванических покрытий в условиях возникновения контактной пары «коррозионнотойкая сталь/алюминий» исследовали кадмиевое (Кд9), цинковое (Ц9) и гальванотермические покрытия систем «цинк–олово» (Ц4О2) и «цинк–олово–цинк–олово» (Ц4О4Ц2О1), а также покрытия сплавами систем «цинк–никель» (Ц-Н(85)9) и «олово–цинк» (О-Ц(80)9).

Проведено исследование влияния наличия никелевого подслоя на образцах из коррозионнотойкой стали 08Х18Н10 на прочность сцепления гальванических покрытий с поверхностью. Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Таблица 1

**Прочность сцепления гальванических покрытий
с поверхностью образцов из стали 08Х18Н10**

Подслой никеля	Покрытие	Метод определения прочности сцепления покрытий	
		нагрева	нанесения сетки царапин
В соответствии с ГОСТ 9.305–84 [23]	Ц9 Кд9 Ц4О4Ц2О1 Ц4О2 Ц-Н(85)9 О-Ц(80)9	Отсутствие вздутий и отслаивания покрытия	Отсутствие отслаивания покрытия между линиями и в сетке квадратов
	Кд9 О-Ц(80)9	Наличие вздутий и отслаивания покрытия	Наличие отслаивания покрытия между линиями и в сетке квадратов
Без подслоя никеля	Ц9 Ц4О4Ц2О1 Ц4О2 Ц-Н(85)9	Отсутствие вздутий и отслаивания покрытия	

По результатам определения прочности сцепления покрытий методами нагрева и нанесения сетки параллельных царапин установлено, что предварительное нанесение никелевого подслоя значительно повышает адгезию гальванических покрытий к образцам из коррозионнотойкой стали. Для дальнейших исследований применяли технологию нанесения никелевого подслоя в соответствии с ГОСТ 9.305–84 [23].

Нанесение гальванических покрытий сплавами представляет собой определенную сложность ввиду необходимости контроля содержания элементов, формирующих покрытие, а также контроля структуры. Для исследований структуры гальванических покрытий из сплава Ц-Н(85)9, полученных при различных режимах на образцах из коррозионнотойкой стали с подслоем никеля, проведен качественный ЭЗМА, результаты представлены на рис. 2 и 3.

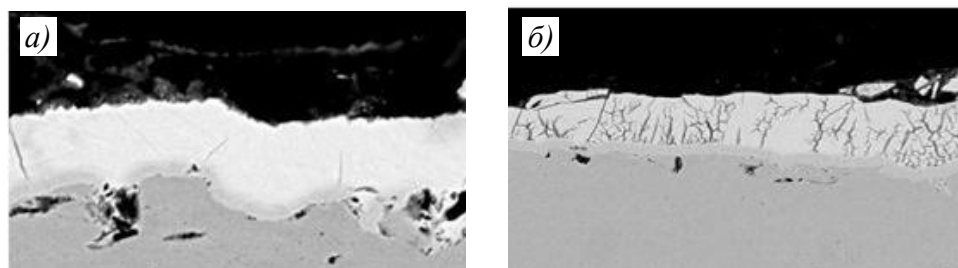


Рис. 2. Микроструктуры покрытий сплава системы «цинк–никель» Ц-Н(85)9, полученных по режимам осаждения 1 (а) и 2 (б)

Исследования микроструктуры покрытия из сплава системы «цинк–никель» Ц-Н(85)9 показали, что в составе покрытий кроме никеля и цинка присутствует кислород. В покрытии, полученном при более высокой плотности тока (режим 2), наблюдаются единичные вертикальные сквозные трещины (рис. 2, б). Сформированные покрытия имеют слоистую структуру, состоящую из подслоя никеля и покрытия сплавами с содержанием 85 % (по массе) цинка и 15 % (по массе) никеля.

Исследования структуры гальванических покрытий из сплава системы «олово–цинк» О-Ц(80)9, полученных при различных режимах, представлены на рис. 3.

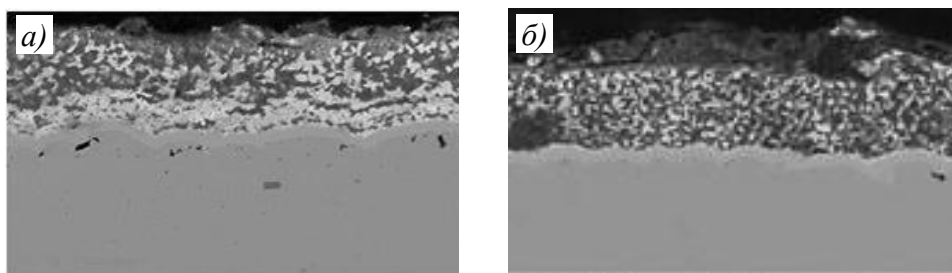


Рис. 3. Микроструктуры покрытий сплава системы «олово–цинк» О-Ц(80)9, полученных по режимам осаждения 1 (а) и 2 (б)

Исследования микроструктуры покрытия из сплава системы «олово–цинк» О-Ц(80)9 показали наличие двухфазной структуры (рис. 3), где металлические включения цинка распределены в оловянном покрытии. Вблизи никелевого подслоя наблюдается слоистая структура, состоящая из слоя сплава системы «олово–цинк». При повышении плотности тока (режим 2) на поверхности образуется слой толщиной от 1 до 2 мкм сплава системы «цинк–олово» с большим содержанием цинка. По данным качественного ЭЗМА, в составе покрытия кроме основных элементов присутствует кислород.

По результатам качественного анализа установлено, что оптимальным режимом для нанесения гальванических покрытий из сплавов систем «цинк–никель» Ц-Н(85)9 и «олово–цинк» О-Ц(80)9 является режим с пониженной плотностью тока, который не приводит к образованию дефектов и трещин в покрытии и позволяет формировать покрытия с необходимым составом легирующих компонентов.

Проведены ускоренные коррозионные испытания КПО, в которых на коррозионностойкую сталь нанесены гальванические покрытия: кадмиевое, цинковое, а также покрытия из сплавов систем «олово–цинк» и «цинк–никель». В табл. 2 представлен внешний вид КПО после 90 сут испытаний. После разборки КПО осмотрена поверхность алюминиевых пластин и шайб из коррозионностойкой стали на наличие коррозионных повреждений.

Для гальванотермических покрытий системы «цинк–олово» характерна зависимость защитных свойств от режима термообработки. При исследованиях проводили одноступенчатую (режим 1) и двухступенчатую (режим 2) термообработку. Результаты коррозионных испытаний КПО с гальванотермическими покрытиями после 90 сут экспозиции в КСТ приведены в табл. 3.

Ускоренные коррозионные испытания показали, что лучшей защитной способностью в условиях контакта «алюминиевый сплав/коррозионностойкая сталь» обладает гальванотермическое покрытие Ц4О4Ц2О1.т.хр с двухступенчатым режимом термообработки.

Таблица 2

Внешний вид конструктивно-подобных образцов после испытаний
в камере солевого тумана в течение 90 сут

Покрытие	В сборе	В разобранном виде	
Без покрытия			
Кд9.хр			
Ц9.хр			
О-Ц(80)9.хр			
Ц-Н(85)9.хр			

Таблица 3

Внешний вид конструктивно-подобных образцов с гальванотермическими покрытиями после испытаний в камере солевого тумана в течение 90 сут

Покрытие	Режим термообработки	В сборе	В разобранном виде	
Ц402.т.хр	1			
	2			
Ц404Ц2.т.хр	1			
	2			
Ц404Ц201.т.хр	1			
	2			

Заключения

Защита деталей из алюминиевых сплавов и коррозионностойких сталей от контактной коррозии – нерешенная и актуальная задача.

Основной проблемой можно считать высокую разницу электрохимических потенциалов в системе «коррозионностойкая сталь/алюминиевые сплавы», что при наличии коррозионно-активной среды приводит к значительному увеличению скорости коррозионных процессов. Для решения данной проблемы разрабатываются системы противокоррозионной защиты, включающие изолирующие материалы и новые перспективные покрытия. Один из подходов – нанесение на алюминиевый сплав изоляционного анодного покрытия и защитного гальванического покрытия на коррозионностойкую сталь. В данной работе исследованы различные классы гальванических покрытий, нанесенных на коррозионностойкие стали, включая покрытия сплавами, и гальванотермические покрытия системы «цинк–олово», а также методы подготовки поверхности для обеспечения адгезии. Установлено, что для подготовки поверхности коррозионностойких сталей наилучшую адгезию защитных покрытий обеспечивает электрохимическая обработка в соляной кислоте с солями никеля с последующей обработкой при повышенной плотности тока. Предварительные ускоренные коррозионные испытания в камере солевого тумана показали эффективность гальванотермических покрытий системы «цинк–олово» с двухступенчатой термообработкой, однако проблема требует дальнейшего изучения и проведения дополнительных исследований и коррозионных испытаний.

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

Список источников

1. 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: 09.07.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
2. Илларионов Э.И., Колобнев Н.И., Горбунов П.З., Каблов Е.Н. *Алюминиевые сплавы в авиакосмической технике* / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2001. 192 с.
3. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Гирш Р.И., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н. Конструируемые слоистые материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов и стеклопластиков в конструкциях летательных аппаратов нового поколения // *Вестник машиностроения*. 2020. № 12. С. 46–52.
4. 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.
5. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Чесноков Д.В., Кутырев А.Е. Исследование применения комбинированного анодного растворения алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si–Cu с целью прогнозирования потери механических свойств при атмосферной коррозии // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 2 (59). С. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
6. Синявский В.С., Калинин В.Д. Коррозионная долговечность алюминиевых сплавов и коррозионностойких сталей в подконструкциях вентилируемых фасадов // *Стройпрофиль*. 2011. № 6. С. 27–28.
7. Жирнов А.Д., Каримова С.А., Головина В.М. Коррозионная стойкость и защита алюминиевых сплавов в строительных конструкциях // *Стройпрофиль*. 2010. № 2. С. 30–31.
8. Стогний Г.В. Перспективы исследования контактной коррозии металлов в современном корабле- и судостроении // *Водный транспорт*. 2013. № 2. С. 43–51.
9. ГОСТ 9.005–72. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы, сплавы, металлические и неметаллические неорганические покрытия. Допустимые и недопустимые контакты с металлами и неметаллами. М.: Стандартинформ, 2008. 28 с.

10. Navinsek B., Panjan P., Milosev I. PVD coatings as an environmentally clean alternative to electroplating and electroless processes // *Surface and Coatings Technology*. 1999. Vol. 116–119. P. 476–487.
11. The Sigal process for electrodeposition of aluminium // *Anti-Corrosion Methods and Materials*. Emerald Publishing Limited / Editor: Professor Yu Yan. 1985. Vol. 32 No. 7. P. 13.
12. Enders B., Kraus S., Wolf G.K. Corrosion properties of aluminum based alloys deposited by ion beam assisted deposition // *Surface and Coatings Technology*. 1994. Vol. 65. P. 203–207.
13. Jianming X., Weijiang Z., Wolf G.K. The corrosion properties of Al/Al₂O₃ multilayered coatings on CK45 steel deposited by IBAD // *Surface and Coatings Technology*. 2004. Vol. 187. P. 194–198.
14. Матыс В.Г., Поплавский В.В. Устойчивость алюминия и его сплава к контактной коррозии в гальванопарах со сталями с металлическими покрытиями // *Труды БГТУ: Химия и технология неорганических веществ*. 2015. № 3. С. 85–92.
15. Вячеславов П.М. Электролитическое осаждение сплавов. Л.: Машиностроение, 1977. 34 с.
16. Аверкин В.А. Электролитическое осаждение сплавов. М.: Машгиз, 1961. 120 с.
17. Кудрявцев Н.Т. Электролитические покрытия металлами. М.: Химия, 1979. 352 с.
18. Закирова Л.И., Лаптев А.Б. Свойства защитных гальванических покрытий для замены кадмия на стальных крепежных деталях (обзор). Часть 1. Морфология и коррозионная стойкость // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 37–46. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-37-46.
19. Лаптев А.Б., Закирова Л.И., Деговец М.Л. Свойства защитных гальванических покрытий для замены кадмия на стальных крепежных деталях (обзор). Часть 2. Водородное охрупчивание и фрикционные характеристики // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 35–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-35-40.
20. Каблов Е.Н., Никифоров А.А., Демин С.А., Чесноков Д.В., Виноградов С.С. Перспективные покрытия для защиты от коррозии углеродистых сталей // *Сталь*. 2016. № 6. С. 70–81.
21. Виноградов С.С., Никифоров А.А., Закирова Л.И. Замена кадмия. Этап 2 – заключительный. Гальванотермическое покрытие системы «цинк–олово» – реальная альтернатива кадмиевому покрытию // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 3 (56). С. 59–66. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-59-66.
22. Способ подготовки поверхности изделий из легкоокисляющихся металлов: пат. 368762 Япония; заявл. 26.08.70; опубл. 26.01.73.
23. ГОСТ 9.305–84. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Операции технологических процессов получения покрытий. М.: Изд-во стандартов, 2003. 105 с.
24. Способ подготовки поверхности изделий из нержавеющей стали перед гальваническим никелированием: пат. 2201478 Рос. Федерация; заявл. 18.02.00; опубл. 27.03.03.
25. Давлатьян Т.А., Конарев А.А., Круглов В.С. и др. Электроосаждение меди на композитные ленты «серебро–нержавеющая сталь» // *Покрытия и обработка поверхности: сб. тез. докл. 10-й Междунар. конф. М., 2013. С. 30–31.*
26. Способ подготовки поверхности изделий из нержавеющей стали перед гальваническим меднением: пат. 2549037 Рос. Федерация; заявл. 03.07.13; опубл. 20.04.15.
27. ГОСТ 9.402–2004. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия лакокрасочные. Подготовка металлических поверхностей к окрашиванию. М.: Стандартинформ, 2006. 43 с.
28. ГОСТ 9.302–88. Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля. М.: Изд-во стандартов, 2001. 40 с.
29. ГОСТ 9.308–85. Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы ускоренных коррозионных испытаний. М.: Изд-во стандартов, 1990. 21 с.

References

1. Kablov E.N., Kuttyrev 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: July 09, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-3-13.
2. Illarionov E.I., Kolobnev N.I., Gorbunov P.Z., Kablov E.N. *Aluminum alloys in aerospace engineering*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: Nauka, 2001, 192 p.
3. Kablov E.N., Antipov V.V., Girsh R.I., Serebrennikova N.Yu., Kononov A.N. Constructed layered materials based on sheets of aluminum-lithium alloys and fiberglass in the structures of new generation aircraft. *Vestnik mashinostroeniya*, 2020, no. 12, pp. 46–52.
4. 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.
5. Kablov E.N., Antipov V.V., Chesnokov D.V., Kuttyrev A.E. Application of Al–Mg–Si–Cu system aluminum alloy combined anodic dissolution for prognosis of tensile strength loss during natural exposure testing. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 63–73. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-63-73.
6. Sinyavskiy V.S., Kalinin V.D. Corrosion durability of aluminum alloys and corrosion-resistant steels in substructures of ventilated facades. *Stroyprofil*, 2011, no. 6, pp. 27–28.
7. Zhirnov A.D., Karimova S.A., Golovina V.M. Corrosion resistance and protection of aluminum alloys in building structures. *Stroyprofil*, 2010, no. 2, pp. 30–31.
8. Stogniy G.V. Prospects for studying contact corrosion of metals in modern shipbuilding and shipbuilding. *Vodnyy transport*, 2013, no. 2, pp. 43–51.
9. GOST 9.005–72. *Unified system of protection against corrosion and aging. Metals, alloys, metallic and non-metallic inorganic coatings. Permissible and unacceptable contacts with metals and non-metals*. Moscow: Standartinform, 2008, 28 p.
10. Navinsek B., Panjan P., Milosev I. PVD coatings as an environmentally clean alternative to electroplating and electroless processes. *Surface and Coatings Technology*, 1999, vol. 116–119, pp. 476–487.
11. The Sigal process for electrodeposition of aluminium. *Anti-Corrosion Methods and Materials*. MCB UP Ltd, 1985, vol. 32, no. 7, p. 13. DOI: 10.1108/eb020360.
12. Enders B., Kraus S., Wolf G.K. Corrosion properties of aluminum based alloys deposited by ion beam assisted deposition. *Surface and Coatings Technology*, 1994, vol. 65, pp. 203–207.
13. Jianming X., Weijianga Z., Wolf G.K. The corrosion properties of Al/Al₂O₃ multilayered coatings on CK45 steel deposited by IBAD. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 187, pp. 194–198.
14. Matys V.G., Poplavsky V.V. Resistance of aluminum and its alloy to contact corrosion in galvanic couples with steels with metallic coatings. *Trudy BGTU: Khimiya i tekhnologiya neorganicheskikh veshchestv*, 2015, no. 3, pp. 85–92.
15. Vyacheslavov P.M. *Electrolytic deposition of alloys*. Leningrad: Mashinostroenie, 1977, 34 p.
16. Averkin V.A. *Electrolytic deposition of alloys*. Moscow: Mashgiz, 1961, 120 p.
17. Kudryavtsev N.T. *Electrolytic coatings with metals*. Moscow: Khimiya, 1979, 352 p.
18. Zakirova L.I., Laptev A.B. Properties of protective electroplating coatings for replacement of cadmium on steel fixing parts (review). Part 1. Morphology and corrosion resistance. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 37–46. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-37-46.
19. Laptev A.B., Zakirova L.I., Degovets M.L. Properties of protective galvanic coatings for replacement of cadmium on steel fixing parts (review). Part 2. Hydrogen embrittlement and frictional characteristics. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 35–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-35-40.
20. Kablov E.N., Nikiforov A.A., Demin S.A., Chesnokov D.V., Vinogradov S.S. Promising coatings for corrosion protection of carbon steels. *Stal*, 2016, no. 6, pp. 70–81.
21. Vinogradov S.S., Nikiforov A.A., Zakirova L.I. Cadmium replacement. Stage 2 – final. Galvanic thermal coating of zinc–tin system – real alternative to cadmium plating. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2019, no. 3 (56), pp. 59–66. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-3-59-66.
22. *Method for preparing the surface of articles made of easily oxidized metals*: pat. 368762 Japan; appl. 26.08.70; publ. 26.01.73.

23. State Standard 9.305–84. *Unified system of protection against corrosion and aging. Metallic and non-metallic inorganic coatings. Operations of technological processes for obtaining coatings.* Moscow: Publ. House of Standards, 2003, 105 p.
24. *Method for preparing the surface of stainless steel articles before galvanic nickel plating*: pat. 2201478 Rus. Federation; appl. 18.02.00; publ. 27.03.03.
25. Davlatyan T.A., Konarev A.A., Kruglov V.S. et al. Electrodeposition of copper on composite tapes «silver-stainless steel». *Coatings and surface treatment: Abstracts of reports. 10th Int. Conf.* Moscow, 2013, pp. 30–31.
26. *Method of surface preparation of stainless steel products before galvanic copper plating*: patent. 2549037 Rus. Federation; appl. 03.07.13; publ. 20.04.15.
27. State Standard 9.402–2004. *Unified system of corrosion and aging protection. Paint and varnish coatings. Preparation of metal surfaces for painting.* Moscow: Standartinform, 2006, 43 p.
28. State Standard 9.302–88. *Unified system of corrosion and aging protection (USCAP). Metallic and non-metallic inorganic coatings. Control methods.* Moscow: Publ. House of Standards, 2001, 40 p.
29. State Standard 9.308–85. *Unified System of Protection against Corrosion and Aging (USPA). Metallic and non-metallic inorganic coatings. Methods of accelerated corrosion testing.* Moscow: Publ. House of Standards, 1990, 21 p.

Информация об авторах

Закирова Лилия Ильдусовна, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Сибилева Светлана Владимировна, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Демин Семен Анатольевич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Дуюнова Виктория Александровна, начальник Научно-исследовательского отделения, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Liliya I. Zakirova, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Svetlana V. Sibileva, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Semen A. Demin, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 04.09.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.09.2024.
The article was submitted 04.09.2024; approved and accepted for publication after reviewing 06.09.2024.

Научная статья

УДК 629.7.023.22

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-54-70

ТЕРМОДИФфуЗИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

А.В. Князев¹, С.А. Демин¹, М.А. Фомина¹, Е.Н. Батраков¹

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

Аннотация. Представлен обзор научных достижений в области применения термодиффузионных покрытий для защиты материалов от агрессивных сред. Диффузионное насыщение позволяет сформировать в поверхностных слоях деталей необходимую фазовую структуру за счет легирования алюминием, хромом или кремнием. Термодиффузионные покрытия могут служить заменой традиционно применяемым покрытиям для защиты от атмосферной коррозии стальных деталей, повышения твердости, износо- и жаростойкости деталей из никелевых сплавов или защиты нержавеющей сталей при воздействии агрессивных кислотных сред.

Ключевые слова: конструкционные стали, термодиффузионные покрытия, коррозия, сульфидно-оксидная коррозия, защита от коррозии, антикоррозионные покрытия, диффузия

Для цитирования: Князев А.В., Демин С.А., Фомина М.А., Батраков Е.Н. Термодиффузионные покрытия и их применение // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-54-70.

Scientific article

THERMAL DIFFUSION COATINGS AND THEIR APPLICATIONS

A.V. Knyazev¹, S.A. Demin¹, M.A. Fomina¹, E.N. Batrakov¹

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 paper is dedicated to a review of scientific advances in the application of thermal diffusion coatings to protect materials from aggressive environments. Diffusion saturation allows the formation of the desired phase structure in the surface layers of parts by doping with aluminum, boron, chromium, or silicon. Thermal diffusion protective coatings can serve as a replacement for traditionally applied coatings to protect against atmospheric corrosion of steel parts, improve the hardness, wear resistance, and heat resistance of nickel-alloy parts or protect stainless steels from exposure to corrosive media.

Keywords: structural steels, thermal diffusion coatings, corrosion, sulfide-oxide corrosion, corrosion protection, anti-corrosion coatings, diffusion

For citation: Knyazev A.V., Demin S.A., Fomina M.A., Batrakov E.N. Thermal diffusion coatings and their applications. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-54-70.

Введение

Сталь – это универсальный материал, широко используемый во многих отраслях промышленности. Однако стальные детали могут быть повреждены многочисленными механическими, структурными или химическими факторами, из которых наиболее распространена коррозия [1–3]. С экономической точки зрения 3–5 % валового национального продукта промышленно развитых стран связаны с повреждениями, вызванными коррозией.

Для защиты сталей и сплавов от коррозии используются различные методы и способы защиты, в частности нанесение покрытий [4–15]. Следует отметить покрытия, нанесенные термодиффузионным методом, благодаря простоте нанесения, низкой стоимости компонентов, возможности использования для деталей сложного профиля и высокой прочности связи с материалом подложки [16–20]. Этот метод обычно используется для нанесения окислительных и коррозионностойких покрытий не только на суперсплавы [21–23], но и на простые [24], легированные [24, 25], ферритно-мартенситные [26] и низкоуглеродистые стали [27, 28], сплавы системы Nb–Si–B [29], графит [30], титановые сплавы [31] и др. Данная технология является экологически чистой, поскольку при получении пленки не образуются токсичные пары [32–34].

Принцип термодиффузии (рис. 1) заключается в химическом и структурном насыщении поверхности подложки необходимыми атомами путем осаждения газовой (паровой) фазы во время термообработки, их дальнейшей диффузии в структуру нагретого материала и последующем формировании новых неорганических фаз, образующихся из металла подложки и действующих атомов, и, наконец, диффузии и развитию новых фаз [35–39]. Соответствующие химические реакции происходят в закрытой камере, содержащей порошок с требуемым элементом и деталями. Образующиеся новые фазы обладают необходимыми эксплуатационными свойствами, такими как повышенная химическая стабильность, высокая твердость и др., способствующими износо- и коррозионной стойкости.

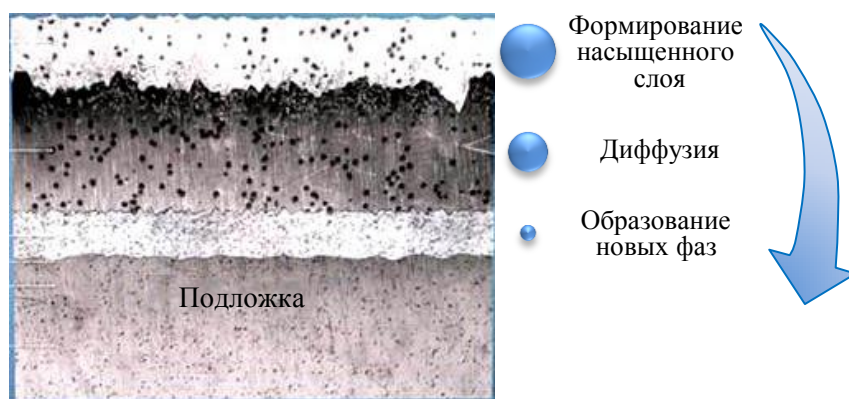


Рис. 1. Схема образования термодиффузионного покрытия

Защита от атмосферной коррозии

Благодаря антикоррозионным свойствам и невысокой стоимости цинковые покрытия широко используются в качестве защитных покрытий для низколегированных сталей. Наносить защитные цинковые покрытия можно различными методами. Наиболее широко применяется горячее цинкование, разработанное в 1800 г. С 1830 г. данный метод начали активно использовать для защиты стальных деталей, главным образом в автомобилестроении и строительстве. Метод основан на погружении детали в расплав металлического цинка, позволяет

формировать покрытия значительной толщины (>150 мкм) и с высоким уровнем адгезионных свойств за счет образования интерметаллических фаз с различным соотношением железа и цинка. Плавное изменение концентрации цинка в толще покрытия обеспечивает высокую защитную способность.

На рис. 2 представлен результат ускоренных коррозионных испытаний в камере солевого тумана (КСТ) после 2500 ч экспозиции образцов из конструкционной стали Ст.3 с горячим цинковым покрытием толщиной 120 мкм. После экспозиции в КСТ обнаружено наличие белых продуктов коррозии цинкового покрытия, продукты коррозии стали отсутствовали. При горячем цинковании формируются покрытия с незначительной диффузией в стальную подложку вследствие небольшой продолжительности процесса. Защитная способность таких покрытий обусловлена, как правило, большой толщиной. Недостатками метода горячего цинкования являются водородное охрупчивание основного защищаемого материала и потеря цинка, который при взаимодействии с железом оседает на дне ванны.

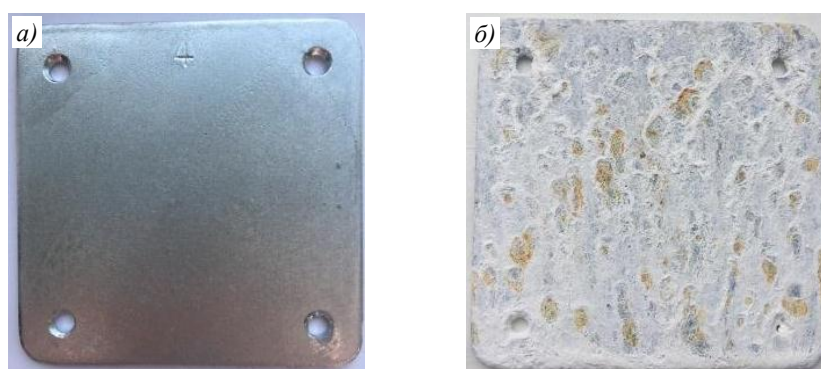


Рис. 2. Результаты коррозионных испытаний стальных образцов с горячим цинковым покрытием толщиной 120 мкм в исходном состоянии (а) и после ускоренных коррозионных испытаний в камере солевого тумана в течение 2500 ч (б)

Следующим этапом в развитии технологии нанесения защитных покрытий является шерардизация. Данный процесс назван в честь Шерарда Осборна Каупера-Коулза, который открыл его в 1900 г., проводя эксперименты по отжигу железа с использованием цинкового порошка в качестве защитного наполнителя. Он обнаружил, что цинк не только покрывает образцы железа, но и образует сплав с железом в ходе диффузии. Поскольку в процессе не используется жидкая фаза, шерардизация стала также известна как сухое или паровое цинкование.

Как и все процессы цинкования, шерардизация обеспечивает жертвенную защиту более благородного основного металла. При контакте с агрессивной средой цинк в диффузионном покрытии предпочтительно пожертвует собой до того, как основной металл начнет растворяться. В нормальных условиях коррозия цинка происходит медленнее, чем коррозия железа. Коррозионные продукты цинка препятствуют коррозии железа [40].

Процесс термодиффузионного цинкования происходит в герметичных стальных контейнерах (ретортах) при температурах от 300 до 500 °С. Предварительно подготовленные сухие образцы погружают в реторты, засыпают цинковую пыль и инертный наполнитель, например песок или оксид алюминия. Возможно добавление галогенидов в смесь порошков в качестве активаторов реакции. В процессе отжига на изделиях образуется последовательность соединений цинка с железом с постепенно уменьшающейся концентрацией цинка, начиная от внешней поверхности и заканчивая

железной подложкой. Слой диффузионного покрытия увеличивается за счет реакции цинка с железом на поверхности стали [40].

Покрытие формируется в три этапа. Начальная стадия (при температуре 193,9 °C) является эндотермической, включает преобразование α - NH_4Cl в β - NH_4Cl и разложение NH_4Cl до NH_3 и HCl . Во время второй стадии (при температуре 248,6 °C), которая является экзотермической, образуются соли Zn^{2+} , в первую очередь ZnCl_2 . На последней стадии при температуре 264,1 °C Zn осаждается в результате эндотермической реакции на железосодержащую подложку при разложении ZnCl_2 . Цинк в литом состоянии диффундирует в решетку железа, образуя гамма- (γ - $\text{Fe}_{11}\text{Zn}_{40}$) и дельта-фазы (δ - FeZn_{10}) (рис. 3). Оксид алюминия не участвует в описанном механизме и действует только как наполнитель [41].

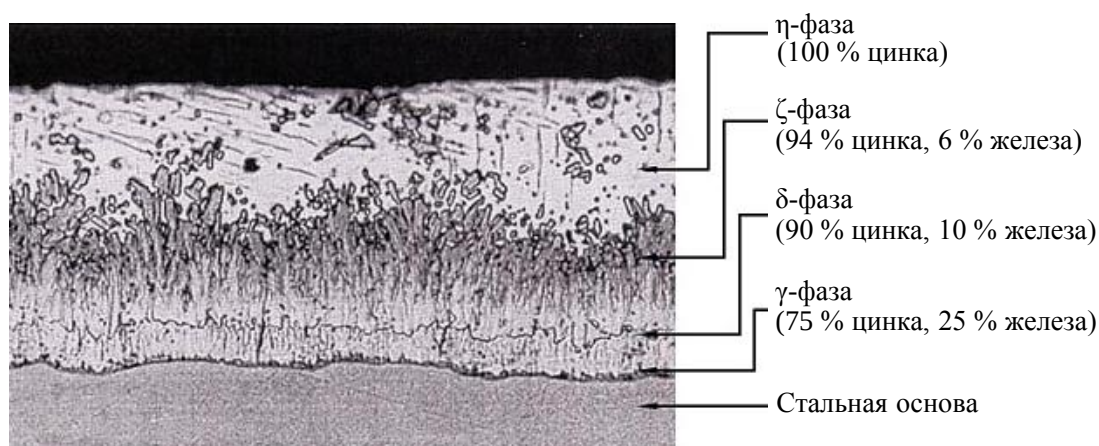


Рис. 3. Схема образования цинкового термодиффузионного покрытия

В процессе термодиффузионного цинкования возможно получение покрытий любой толщины. Кроме того, данная технология позволяет наносить равномерные покрытия на изделия сложной конфигурации. Еще одним достоинством термодиффузионного цинкования является то, что в процессе формирования покрытия не возникает водородное охрупчивание.

Высокая защитная способность термодиффузионного цинкового покрытия подтверждена ускоренными коррозионными испытаниями. На рис. 4 показан внешний вид образцов с гальваническим и термодиффузионным цинковыми покрытиями до и после экспозиции в КСТ.

Согласно результатам ускоренных коррозионных испытаний, после 2000 ч экспозиции в КСТ на гальваническом цинковом покрытии образуются объемные продукты коррозии цинка (белого цвета) и стали (бурого цвета). На образцах с термодиффузионным цинковым покрытием наблюдается потемнение поверхности, что свидетельствует о высокой защитной способности при толщине покрытия ≤ 15 мкм.

Наличие диффузионного слоя с градиентным распределением цинка по толщине обеспечивает коррозионную стойкость и твердость формируемых покрытий, что открывает перспективы их применения для защиты от атмосферной коррозии широкого спектра деталей из низколегированных сталей, в том числе имеющих точные размеры.

Основным недостатком шерардизации является продолжительная обработка. Для получения покрытий необходимой толщины от 15 до 30 мкм потребуется от 6 до 12 ч. При понижении температуры продолжительность процесса увеличивается.



Рис. 4. Стальные болты с защитными гальваническими (а, б) и термодиффузионными (в, з) цинковыми покрытиями в исходном состоянии (а, в) и после экспозиции в камере солевого тумана в течение 2000 ч (б, з)

Технология термодиффузионного цинкования с рециркуляцией реактивной атмосферы – это новая технология в цинковании [42]. Процесс проходит в закрытой реторте, в которую загружаются покрываемые образцы вместе с порошковой смесью. Вращательное движение реторты обеспечивает непрерывный контакт порошковой смеси с поверхностями обрабатываемых продуктов. В качестве образцов использовали болты М10 и стержни с резьбой класса прочности 10.9 из закаленной и отпущенной стали 1.7225 (42CrMo₄). Порошковая смесь состояла из цинкового порошка, 15 % (по массе) ZnO в качестве наполнителя и 3 % (по массе) NH₄Cl в качестве активатора. При нагреве порошковой смеси в реторте образуются газообразные продукты реакции, которые движутся к покрываемым поверхностям. На стальной подложке происходит адсорбция атомов цинка.

Помимо вращательного движения реторты этому процессу способствует инновационное решение, заключающееся в принудительной циркуляции реактивной атмосферы по цилиндру реторты [43]. Это обеспечивает лучший и более равномерный контакт поверхности продукта с порошковой смесью как на внешней, так и на внутренней поверхности, а также на поверхностях сложной формы. Рециркуляция атмосферы вдоль ретортного цилиндра обеспечивает однородность реактивной атмосферы во всем объеме реторты, что приводит к равномерной температуре в рабочем пространстве, меньшему расходу и более эффективному использованию порошковой смеси по сравнению с обычной шерардизацией [43]. Благодаря рециркуляции и лучшему использованию активных агентов можно создавать слои интерметаллической фазы Fe–Zn [44] на низкоуглеродистой стали за гораздо более короткое время по сравнению с традиционной технологией шерардизации. В то же время покрытия, полученные этим методом, демонстрируют более высокую коррозионную стойкость, чем покрытия, полученные методом горячего погружения [45]. Новая технология представляет собой альтернативу традиционному процессу шерардизации, в которой активатор не используется, а движение смеси в атмосфере определяется исключительно вращательным движением реторты.

Внешний вид покрытия, полученного данным способом на болтах, показан на рис. 5, а [42]. Покрытие не имеет дефектов, матово-серый цвет свидетельствует

о наличии в его структуре интерметаллических фаз Fe–Zn. Кроме того, в поперечном сечении покрытие не имеет разрывов и плотно покрывает поверхность болта на головке (рис. 5, б), конце резьбы (рис. 5, в) и в канавке (рис. 5, з).

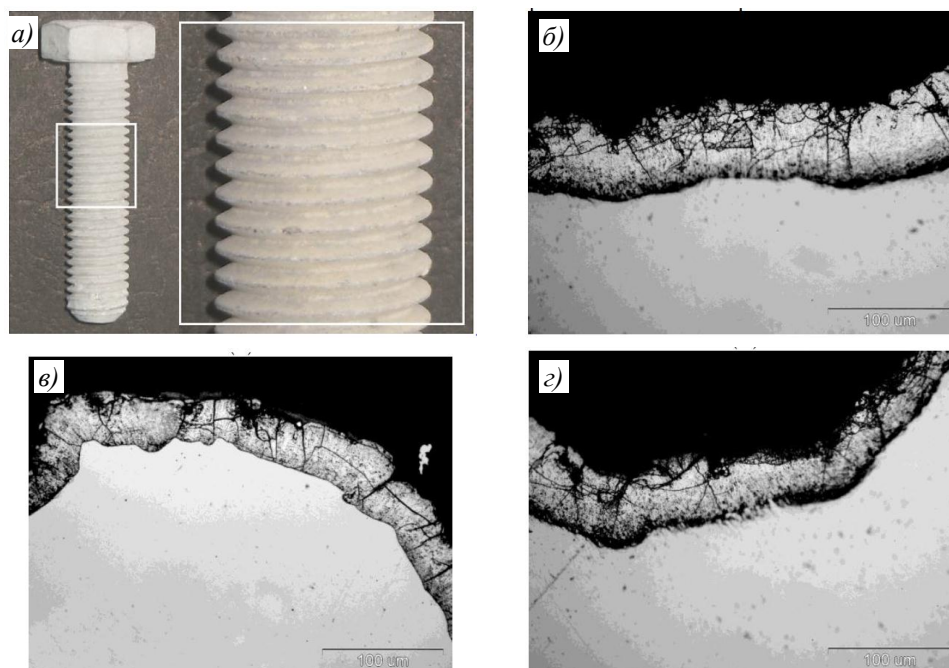


Рис. 5. Внешний вид покрытия (а) и поперечные сечения головки болта (б), конца резьбы (в), углубления (г) [42]

После выдержки в КСТ на термодиффузионном покрытии обнаружены продукты белой ржавчины. После 1000 ч выдержки в КСТ на поверхности становится заметным локальное изменение цвета – появление ржавчины (рис. 6, а). Продукты коррозии белого цвета накапливаются в канавках и обнажают концы резьбы, где интенсивность коррозии явно выше. По завершении испытания коррозия стали не обнаружена, что подтверждено исследованиями структуры покрытия (рис. 6, б). После испытаний покрытие стало неравномерным по толщине, но не потеряло сплошности.

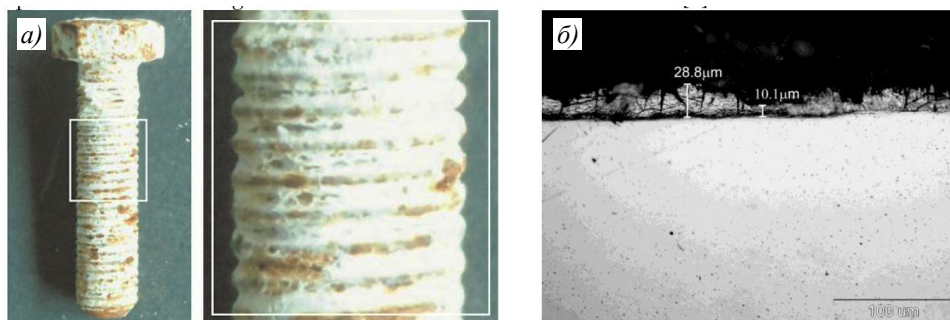


Рис. 6. Внешний вид (а) и структура (б) термодиффузионных цинковых покрытий после коррозионных испытаний в камере солевого тумана в течение 1000 ч [42]

Следует отметить, что исследования не ограничиваются нанесением только цинкового покрытия. В работе [28] описаны результаты совместного термодиффузионного осаждения покрытия на основе Zn–Al на низкоуглеродистую

сталь. Осаждение проводили в тигле из оксида алюминия в смеси порошков при температуре 460 °С в течение 4 ч. Содержание компонентов в порошке для термодиффузионного осаждения покрытий составило, % (по массе) [28]: 50 – Zn, 0/10/20 – Al, 2 – NH_4Cl , остальное – Al_2O_3 .

В процессе термодиффузионной обработки образовался богатый цинком слой вследствие преобладающей внутренней диффузии Zn и незначительной диффузии Fe в подложке. По мере продолжения реакции преобладало осаждение Al. Получено однородное покрытие толщиной ~45 мкм, которое может быть разделено на два слоя. Толщина внешнего и внутреннего слоев составляет ~5 и ~40 мкм соответственно (рис. 7). Внешний слой с высоким содержанием Al имел высокую концентрацию Fe с небольшим количеством Zn. Внутренний слой был обогащен Zn и состоял из фаз Fe–Zn.

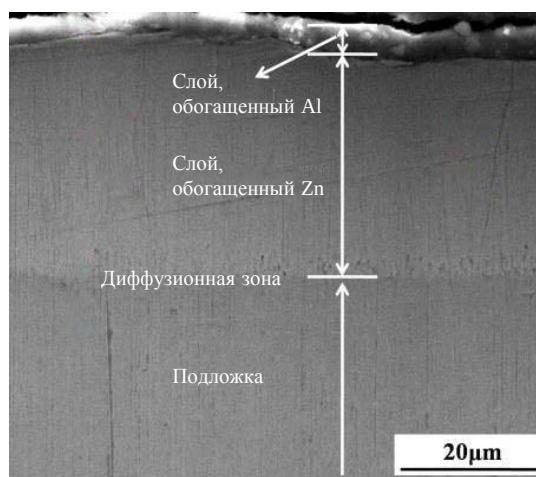


Рис. 7. Микршлиф низкоуглеродистой стали с термодиффузионным покрытием на основе Zn–Al [28]

Коррозионную стойкость покрытий оценили путем измерения потенциодинамических поляризационных кривых в растворе NaCl с концентрацией 3,5 % при температуре 20 °С (рис. 8).

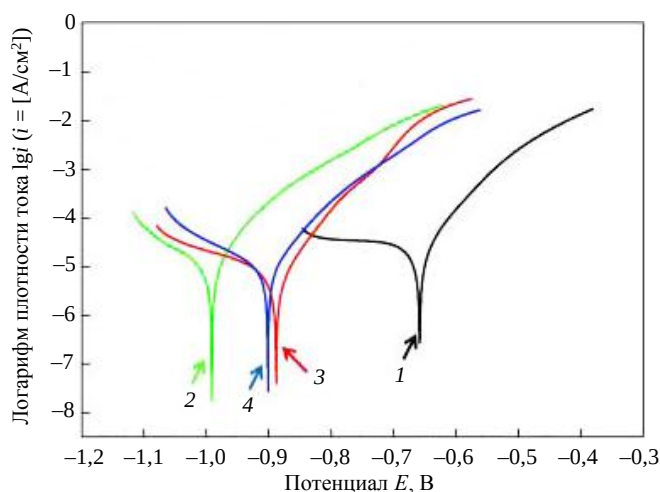


Рис. 8. Потенциодинамические поляризационные кривые образцов подложек без покрытия (1) и с покрытиями на основе Zn (2), Zn–Al с содержанием алюминия 10 (3) и 20 % (4) [28]

Значения потенциала коррозии для покрытий на основе Zn и Zn–Al были значительно ниже, чем у образцов без покрытия. Для покрытий на основе Zn–Al потенциал коррозии более положительный, чем для покрытия на основе Zn, что можно объяснить влиянием Al на структуру покрытий. Однако плотность тока коррозии для покрытия на основе Zn–Al значительно ниже, чем для покрытия на основе Zn. Таким образом, покрытия на основе Zn–Al являются более коррозионностойкими, чем цинковые.

В работе [32] исследовали стойкость к окислению цинковых покрытий из смеси Al и Cr, нанесенных термодиффузионным методом на образцы из низколегированной стали. Подготовленные образцы погружали в смесь порошков, состав которых представлен в таблице, а затем загружали в цилиндрические керамические тигли. На следующем этапе экспериментальной подготовки тигли закрывали керамическими крышками сверху. Герметичные тигли выдерживали в печи ~1 ч при температуре 50 °С, чтобы удалить оставшуюся влагу из насадочной системы. Затем их помещали в трубчатую электропечь, продуваемую аргоном и предварительно нагретую до температуры 400 °С, продолжительность процесса составляла 4 ч.

Химический состав смеси порошков для термодиффузионного нанесения покрытия [32]

Покрытие	Содержание компонентов, % (по массе)				
	Zn	Al	Cr	NH ₄ Cl	Al ₂ O ₃
Zn	50	–	–	2	48
Zn–Al		10	–		38
Zn–Cr		–	10		38

При добавлении Al в смесь порошков все атомы легирующего элемента собираются на поверхности, образуя дополнительный поверхностный слой, который содержит небольшое количество Zn и Fe (рис. 9, а). Слой, который находится в контакте с подложкой, состоит из Zn и Fe. В случае добавления Cr в порошковую смесь поверхностный слой имеет очень маленькую толщину и содержит высокие концентрации Cr и Zn, а также небольшое количество Fe. Средняя толщина внешнего слоя составила 5 мкм, а общая толщина покрытия: 80 мкм (рис. 9, б). Нижний слой покрытия состоит из тех же фаз Fe–Zn, что и покрытия из смеси алюминия.

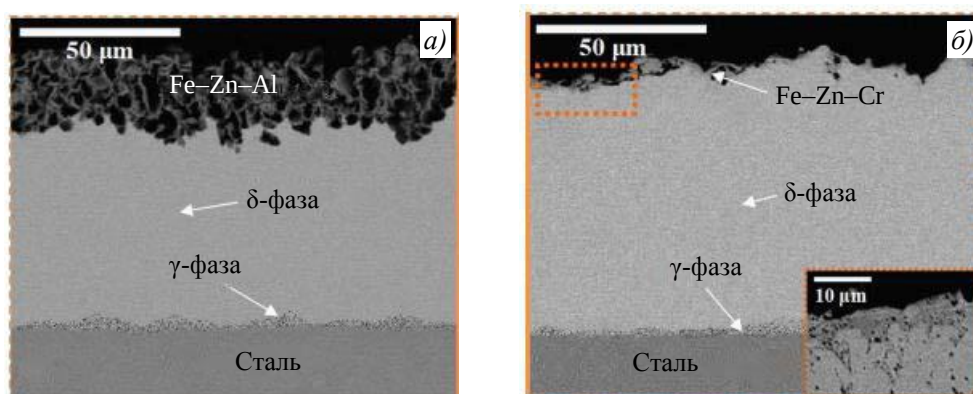


Рис. 9. Микрошлифы низкоуглеродистой стали с термодиффузионным покрытием на основе Zn–Al (а) и Zn–Cr (б) [32]

Результаты испытаний на окисление на воздухе при температуре 400 °С представлены на рис. 10. Покрытия, содержащие легирующие элементы, пострадали от

агрессивной среды незначительно и в основном сохранили первоначальную однородность. Напротив, на простых цинковых покрытиях обнаружены шероховатые окалины, на нескольких участках поверхности – множественные трещины. На образцах стали без покрытия выявлены следы серьезной деградации, вызванной атакой анионов кислорода.

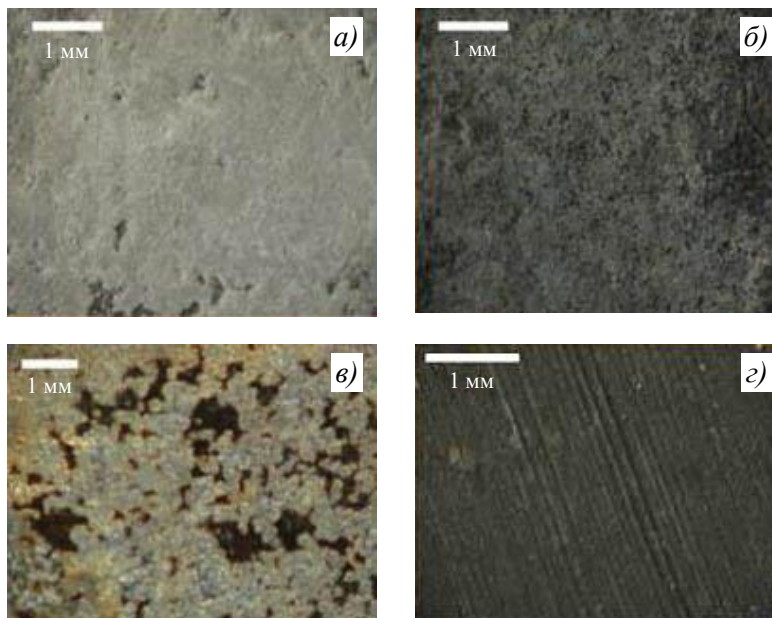


Рис. 10. Внешний вид образцов из низкоуглеродистой стали после испытаний на окисление при температуре 400 °С с покрытиями на основе Zn–Al (а), Zn–Cr (б), Zn (в) и без покрытия (з) [32]

После изотермического окисления в течение 24 ч масса образцов с покрытиями на основе Zn, содержащих соединения Al и Cr, увеличилась в меньшей степени по сравнению с образцами с несмешанными покрытиями на основе Zn и без покрытий, что объясняется образованием окалины. Кроме того, покрытия из цинка, смешанные с хромом, также оказались более стойкими, чем покрытия из смеси алюминия. По-видимому, это связано с тем, что соединения оксида хрома менее подвержены воздействию подобных агрессивных сред.

В работе [46] изучены характеристики термодиффузионного цинкового, цинк-алюминидного, полученного погружением в суспензию, и композитного на основе Zn–Al покрытий. Композитное покрытие на основе Zn–Al формировали на образцах из углеродистой стали в два этапа. На первом этапе наносили термодиффузионное цинковое покрытие из смеси порошка цинка и диоксида кремния при температуре 380 °С в течение 1 ч. Далее образцы с цинковым покрытием погружали в суспензию, имеющую следующий состав, % (по массе): 20 – порошок цинка, 4 – порошок алюминия, 2 – оксид хрома, 10 – полиэтиленгликоль, 1 – метилцеллюлоза, 1 – триэтаноламин, 0,5 – оксид цинка, 61,5 – вода. После погружения в суспензию образцы сушили при температуре 120 °С и нагревали до температуры 300 °С. Для оценки защитной способности покрытий проведены коррозионные испытания в КСТ и натурные испытания в морской среде на глубине 1200 м.

На рис. 11 показаны результаты глубоководных испытаний крепежа с различными покрытиями. Показано, что после погружения глубоко в море в течение 2 лет на крепежных деталях с термодиффузионным цинковым или цинк-алюминидным

покрытиями накапливались красные продукты коррозии. Крепеж с композитным покрытием был в хорошем состоянии. Этот результат также доказывает, что по сравнению с двумя другими покрытиями композитное имеет лучшую коррозионную стойкость.

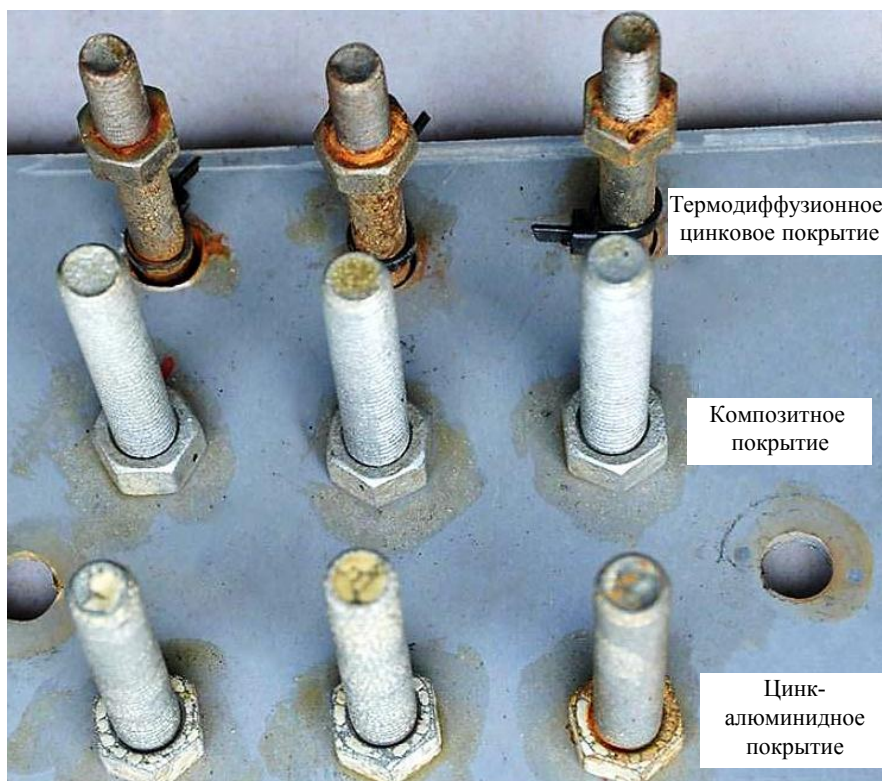


Рис. 11. Внешний вид покрытий после натурных испытаний в морской среде на глубине 1200 м в течение 2 лет [46]

Электрохимические испытания показали, что композитное покрытие действует как барьер и защитный анод, оберегающий подложку. В частности, композитное покрытие показало превосходную коррозионную стойкость в морской воде. Благодаря этому покрытие подходит для использования в морской среде.

Защитные термодиффузионные покрытия наносятся не только на разные виды стали, но и на магниевые сплавы. Магниевые сплавы используются во многих конструктивных элементах автомобильной, аэрокосмической и военной промышленности. Кроме того, магниевые сплавы (AZ31) становятся все более привлекательными благодаря сочетанию уникальных свойств, таких как низкая плотность, высокая удельная прочность и жесткость. Магний обладает хорошими литейными качествами, обрабатываемостью и легко перерабатывается. На рис. 12 представлена схема этапов формирования термодиффузионного покрытия на магниевых сплавах.

Процесс формирования такого покрытия из порошковой смеси Al-Zn незначительно отличается от традиционного термодиффузионного цинкования. После нагрева до температуры $\sim 400^\circ\text{C}$ элементарные частицы порошка начинают растворяться друг в друге. Однако растворимость элементов при температуре 400°C различна. Растворимость магния в алюминии (14 % (по массе)) немного выше, чем растворимость алюминия в магнии (10 % (по массе)). На поверхности образца также могут образоваться точки соприкосновения всех трех элементов.

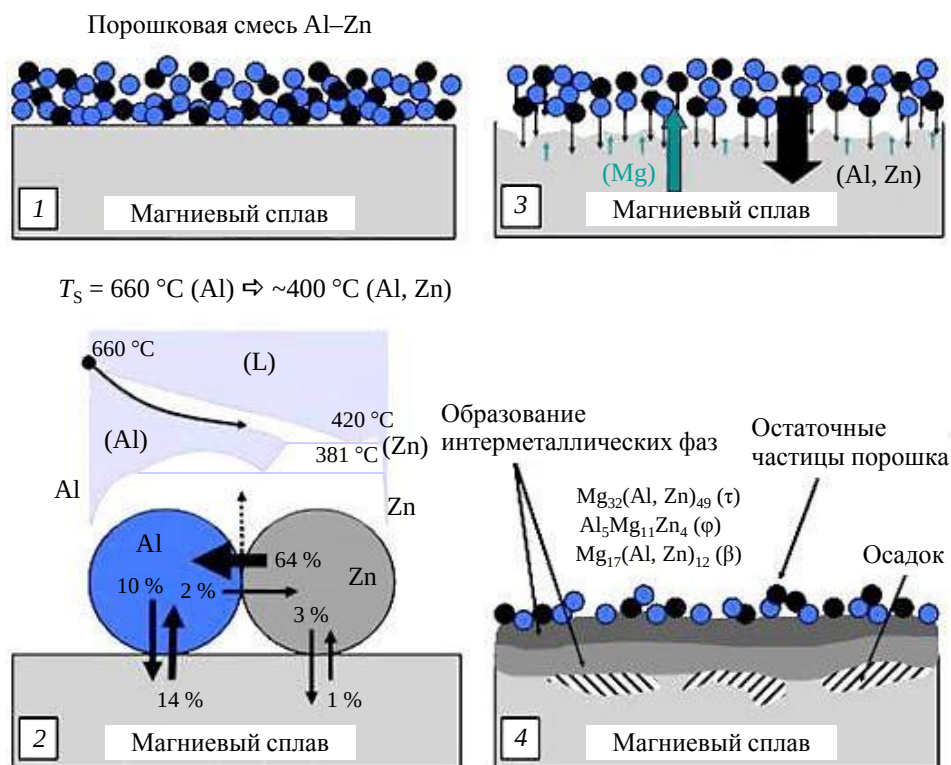


Рис. 12. Этапы формирования термодиффузионного покрытия на магниевом сплаве

Даже при постоянном переносе материала в подложку массовые соотношения элементов превышают пределы растворимости, образуются стабильные фазы. Появляется поверхностно-легированная зона интерметаллических слоев Mg–Al–Zn, которая «растет» внутрь образца. В зависимости от условий она может состоять из отдельных слоев различных интерметаллических соединений. Обогащенные Mg интерметаллические слои формируются около подложки, а слои с высоким содержанием Al/Zn – по направлению к поверхности, обращенной к порошку.

В работе [47] проводили модификацию поверхности магниевое сплава термодиффузионным покрытием Al–Zn. Данная технология использует порошковую смесь алюминия и цинка в качестве источника диффузии и позволяет получить однородные толстые покрытия при температурах $< 420\text{ }^{\circ}\text{C}$. Результаты экспериментов показали, что цинк в порошковой смеси способствует образованию интерметаллических слоев на поверхности магниевое сплава при температурах от 350 до $413\text{ }^{\circ}\text{C}$. Добавление Zn в диффузионный порошок обеспечивает образование поверхностных легированных слоев во время термодиффузионной обработки сплавов из магния. Легированные слои толщиной от 70 до 600 мкм можно получить при температуре $350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Во время термодиффузионного процесса Zn действует как катализатор, активирующий диффузию Al в подложку из сплава Mg за счет снижения температуры плавления диффузионного порошка.

Чтобы охарактеризовать коррозионные свойства легированного покрытия, образцы с покрытием и без него погружали в раствор NaCl с концентрацией 5% (по массе) при комнатной температуре (рис. 13).

После погружения в течение 2 ч на поверхности образца без покрытия наблюдали значительное количество продуктов коррозии. Первая небольшая локальная питтинговая коррозия на поверхности образца с покрытием появилась после погружения в течение 30 ч . Продолжительная выдержка (140 ч) привела к сильной коррозии с глубокими точечными образованиями по всей поверхности и массовому появлению продуктов

коррозии на образце без покрытия. Эти результаты показывают, что поверхностные легированные слои имеют значительно более высокую коррозионную стойкость по сравнению с литой подложкой.

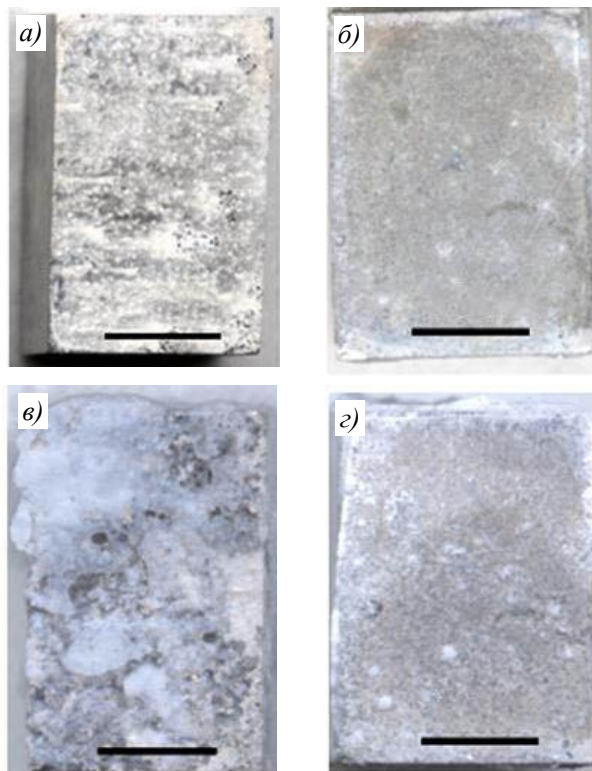


Рис. 13. Внешний вид образцов без покрытия (а, в) и с покрытием (б, з) после погружения в раствор NaCl с концентрацией 5 % (по массе) при комнатной температуре в течение 2 (а), 30 (б) и 140 ч (в, з)

Заключения

Диффузионное насыщение металлических деталей позволяет сформировать в поверхностных слоях изделий необходимую фазовую структуру для повышения жаро- и износостойкости, а также стойкости к сульфидно-оксидной коррозии. Одним из основных преимуществ диффузионных покрытий является образование прочной связи наносимого элемента с защищаемым металлом вследствие взаимной диффузии. Постепенное изменение толщины наносимого покрытия обеспечивает хорошее сцепление с металлической основой в результате плавного или ступенчатого изменения коэффициентов термического расширения и, как следствие, долговечность эксплуатации деталей при резких колебаниях температуры.

Однородность реактивной атмосферы по всему объему рабочего пространства достигается за счет рециркуляции атмосферы. Такой подход позволяет более эффективно использовать порошковую смесь и получить покрытия толщиной 50–72 мкм при продолжительности выдержки 120–240 мин при температуре 440 °С.

Введение алюминия и хрома в порошок цинка повышает коррозионные и окислительные характеристики покрытий вследствие образования поверхностной защитной окалины.

Термодиффузионные покрытия можно использовать не только для сталей, но и для сплавов, в частности магниевых. При термодиффузионном осаждении покрытий на основе Zn–Al на магниевые сплавы Zn действует как катализатор, активирующий диффузию Al в подложку, тем самым позволяя снизить температуру процесса осаждения.

Свойства термодиффузионного цинкового покрытия обеспечивают сохранение прочностных характеристик болтов с классом прочности 10.9. При нанесении термодиффузионных покрытий на крепежные изделия предел прочности при разрыве уменьшается, но не ниже требуемого уровня. На предел текучести данное покрытие не влияет. Однако отсутствуют данные по такому важному показателю, как свинчиваемость.

В результате анализа научно-технической литературы за пятнадцатилетнюю ретроспективу информация о возможности использования альтернативных сплавов цинка для обеспечения более высокой диффузии в сталь или другие металлические материалы не найдена.

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

Список источников

1. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
2. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Измерение и прогнозирование температуры образцов материалов при экспонировании в различных климатических зонах // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
3. 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: 05.08.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-78-91.
4. Жабин А.Н., Няфкин А.Н., Серпова В.М., Краснов Е.И. Методы физического осаждения из газовой фазы для изготовления металлических композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 11 (93). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.08.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-68-75.
5. Каблов Е.Н., Акинина М.В., Волкова Е.Ф., Мостяев И.В., Леонов А.А. Исследование особенностей фазового состава и тонкой структуры литейного магниевого сплава МЛ9 в литом и термообработанном состояниях // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 2 (59). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
6. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
7. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
8. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
9. Wang P., He W., Mauer G. et al. Monte Carlo simulation of column growth in plasma spray physical vapor deposition process // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 335. P. 188–197.
10. Öchsner A., Murch G.E., Delgado J.M.P.Q. Microstructure and properties of CBN diffusion coating on high-speed steel // Defect and Diffusion Forum. 2011. Vol. 312–315. P. 542–547.
11. Zhang H., Pan Y., He Y.Z. Grain refinement and boundary misorientation transition by annealing in the laser rapid solidified 6FeNiCoCrAlTiSi multicomponent ferrous alloy coating // Surface and Coatings Technology. 2011. Vol. 205 P. 4068–4072.
12. Qi K., Yang Y., Hu G.F. et al. Thermal expansion control of composite coatings on 42CrMo by laser cladding // Surface and Coatings Technology. 2020. Vol. 397. P. 125983.
13. Kuo Y.L., Chang K.H. Atmospheric pressure plasma enhanced chemical vapor deposition of SiO_x films for improved corrosion resistant properties of AZ31 magnesium alloys // Surface and Coatings Technology. 2015. Vol. 283. P. 194–200.
14. García J.R., Fernández J.E., Cuetos J.M., Costales F.G. Fatigue effect of WC coatings thermal sprayed by HVOF and laser treated, on medium carbon steel // Engineering Failure Analysis. 2011. Vol. 18. P. 1750–1760.

15. Yu O., Goncharov I.V., Sapegina R.R. et al. Tantalum chemical vapour deposition on steel and tungsten substrates in the TaBr₅-cd-He system // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 377. P. 124893.
16. Wang W., Wang D., Han F.S. Improvement of corrosion resistance of twinning-induced plasticity steel by hot-dipping aluminum with subsequent thermal diffusion treatment // *Materials Letters*. 2019. Vol. 248. P. 60–64.
17. Kurt B., Özdoğan L., Güney B. et al. Characterization and wear behavior of TiBC coatings formed by thermo-reactive diffusion technique on AISI D6 steel // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 385. P. 125332.
18. Fan X.S., Yang Z.G., Xia Z.X. et al. The microstructure evolution of VC coatings on AISI H13 and 9Cr18 steel by thermo-reactive deposition process // *Journal of Alloys and Compounds*. 2010. Vol. 505. P. L15–L18.
19. Kong D.J., Wang J.C., Guo H.Y. XPS and EDS analysis of VC coatings prepared by TD process // *Rare Metal Materials and Engineering*. 2016. Vol. 45. P. 297–302.
20. Sun C.Y., Xue Q., Zhang J. et al. Growth behavior and mechanical properties of Cr–V composite surface layer on AISI D3 steel by thermal reactive deposition // *Vacuum*. 2018. Vol. 148. P. 158–167.
21. Tong L., Dengzun Y., Chungun Z. Low-temperature formation of aluminide coatings on Ni-base superalloys by pack cementation process // *Chinese Journal of Aeronautics*. 2010. Vol. 23. P. 381–385.
22. Qiao M., Zhou C. Hot corrosion behavior of Co modified NiAl coating on nickel base superalloys // *Corrosion Science*. 2012. Vol. 63. P. 239–245.
23. He H., Liu Z., Wang W., Zhou C. Microstructure and hot corrosion behavior of Co–Si modified aluminide coating on nickel based superalloys // *Corrosion Science*. 2015. Vol. 100. P. 466–473.
24. Mohammadi K., Haghi A.K. A study on characterization of pack-cemented aluminide coating on metals // *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 201. P. 669–672.
25. Xiang Z.D., Datta P.K. Relationship between pack chemistry and aluminide coating formation for low-temperature aluminisation of alloy steels // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 54. P. 4453–4463.
26. Fähsing D., Oskay C., Meibner T.M., Galetz M.C. Corrosion testing of diffusion-coated steel in molten salt for concentrated solar power tower systems // *Surface and Coatings Technology*. 2018. Vol. 354. P. 46–55.
27. Vourlias G., Pistofidis N., Chaliampalias D. et al. Zinc deposition with pack cementation on low carbon steel substrates // *Journal of Alloys and Compounds*. 2006. Vol. 416. P. 125–130.
28. Xue Q., Sun C., Yu J.Y. et al. Microstructure evolution of a Zn–Al coating co-deposited on low-carbon steel by pack cementation // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 699. P. 1012–1021.
29. Cheng J., Yi S., Park J.S. Simultaneous coating of Si and B on Nb–Si–B alloys by a halide activated pack cementation method and oxidation behaviors of the alloys with coatings at 1100 °C // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 644. P. 975–981.
30. Pourasad J., Ehsani N. In-situ synthesis of SiC–ZrB₂ coating by a novel pack cementation technique to protect graphite against oxidation // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 690. P. 692–698.
31. Zhao Y.G., Zhou W., Qin Q.D. et al. Effect of pre-oxidation on the properties of aluminide coating layers formed on Ti alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2005. Vol. 391. P. 136–140.
32. Chaliampalias D., Papazoglou M., Tsipas S. et al. The effect of Al and Cr additions on pack cementation zinc coatings // *Applied Surface Science*. 2010. Vol. 256. P. 3618–3623.
33. Qiao Y.Q., Guo X.P. Formation of Cr-modified silicide coatings on a Ti–Nb–Si based ultrahigh-temperature alloy by pack cementation process // *Applied Surface Science*. 2010. Vol. 256. P. 7462–7471.
34. Stathokostopoulos D., Chaliampalias D., Stefanaki E.C. et al. Structure, morphology and electrical properties of Mg₂Si layers deposited by pack cementation // *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 285. P. 417–424.
35. *Thermochemical Surface Engineering of Steels* / eds. E.J. Mittemeijer, M.A.J. Somers. Cambridge: Elsevier, Woodhead Publishing, 2014. 792 p.
36. *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications* / ed. R.F. Bunshah. New York: Noyes Publ., Park Ridge, 2001. 560 p.

37. Budinski K.G. Overview of Surface Engineering and Wear. Ohaio: ASTM International Publishing, 1996. 21 p.
38. Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics / ed. J.R. Davis. Ohaio: ASM International, 2002. 364 p.
39. Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance / ed. J.R. Davis. Ohaio: ASM International, 2001. 288 p.
40. Natrup F., Graf W. Sherardizing: corrosion protection of steels by zinc diffusion coatings // Thermochemical Surface Engineering of Steels. Copenhagen: DTU Library, 2015. P. 737–750.
41. Pistofidis N., Vourlias G., Chaliampalias D. et al. On the mechanism of formation of zinc pack coatings // Journal of Alloys and Compounds. 2006. Vol. 407. P. 221–225.
42. Kania H., Sipa J. Microstructure Characterization and Corrosion Resistance of Zinc Coating Obtained on High-Strength Grade 10.9 Bolts Using a New Thermal Diffusion Process // Materials. 2019. Vol. 12. P. 1400.
43. Kania H., Sipa J. Thermal diffusion zinc coating technology with reactive atmosphere recirculation. Part 1: General description of technology and structure of coatings // Ochrona Przed Korozja. 2018. Vol. 11. P. 338–345.
44. Kania H., Sipa J. Zinc coating deposition with new thermal diffusion process on low carbon steel substrates // Wiadomosci Hutnicze. 2019. Vol. 1. P. 2–8.
45. Kania H., Sipa J., Skupińska A. Thermal diffusion zinc coating technology with reactive atmosphere recirculation. Part 2: Corrosion resistance of coatings // Ochrona Przed Korozja. 2018. Vol. 12. P. 375–382.
46. Lin Z., Xu L., Li X. et al. Corrosion resistance of composite coating used for fastener protection // Anti-Corrosion Methods and Materials. 2019. Vol. 66. P. 595–602.
47. Schubert E., Klassen M., Zerner I. et al. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry // Journal of Materials Processing Technology. 2001. Vol. 115. P. 2–8.

References

1. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft engineering and industry: present and future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
2. Kablov E.N., Startsev V.O. Measurement and forecasting of materials samples' temperature during weathering in different climatic zones. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 47–58. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-47-58.
3. 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: August 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-78-91.
4. Zhabin A.N., Nyafkin A.N., Serpova V.M., Krasnov E.I. Methods of physical vapor deposition for the manufacture of metal matrix composites (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 11 (93), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-68-75.
5. Kablov E.N., Akinina M.V., Volkova E.F., Mostyaev I.V., Leonov A.A. The research of aspects of phase composition and fine structure of magnesium alloy ML9 in the as-cast and heat-treated conditions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-17-24.
6. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
7. Kablov E.N. VIAM: new generation materials for PD-14. *Krylya Rodiny*, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
8. Kablov E.N. Materials and chemical technologies for aviation equipment. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2012, vol. 82, no. 6, pp. 520–530.
9. Wang P., He W., Mauer G. et al. Monte Carlo simulation of column growth in plasma spray physical vapor deposition process. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 335, pp. 188–197.

10. Öchsner A., Murch G.E., Delgado J.M.P.Q. Microstructure and properties of CBN diffusion coating on high-speed steel. *Defect and Diffusion Forum*, 2011, vol. 312–315, pp. 542–547.
11. Zhang H., Pan Y., He Y.Z. Grain refinement and boundary misorientation transition by annealing in the laser rapid solidified 6FeNiCoCrAlTiSi multicomponent ferrous alloy coating. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 205, pp. 4068–4072.
12. Qi K., Yang Y., Hu G.F. et al. Thermal expansion control of composite coatings on 42CrMo by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 397, p. 125983.
13. Kuo Y.L., Chang K.H. Atmospheric pressure plasma enhanced chemical vapor deposition of SiO_x films for improved corrosion resistant properties of AZ31 magnesium alloys. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 283, pp. 194–200.
14. García J.R., Fernández J.E., Cuetos J.M., Costales F.G. Fatigue effect of WC coatings thermal sprayed by HVOF and laser treated, on medium carbon steel. *Engineering Failure Analysis*, 2011, vol. 18, pp. 1750–1760.
15. Yu O., Goncharov I.V., Sapagina R.R. et al. Tantalum chemical vapour deposition on steel and tungsten substrates in the TaBr₅-cd-He system. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 377, p. 124893.
16. Wang W., Wang D., Han F.S. Improvement of corrosion resistance of twinning-induced plasticity steel by hot-dipping aluminum with subsequent thermal diffusion treatment. *Materials Letters*, 2019, vol. 248, pp. 60–64.
17. Kurt B., Özdoğan L., Güney B. et al. Characterization and wear behavior of TiBC coatings formed by thermo-reactive diffusion technique on AISI D6 steel. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 385, p. 125332.
18. Fan X.S., Yang Z.G., Xia Z.X. et al. The microstructure evolution of VC coatings on AISI H13 and 9Cr18 steel by thermo-reactive deposition process. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 505, pp. L15–L18.
19. Kong D.J., Wang J.C., Guo H.Y. XPS and EDS analysis of VC coatings prepared by TD process. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2016, vol. 45, pp. 297–302.
20. Sun C.Y., Xue Q., Zhang J. et al. Growth behavior and mechanical properties of Cr–V composite surface layer on AISI D3 steel by thermal reactive deposition. *Vacuum*, 2018, vol. 148, pp. 158–167.
21. Tong L., Dengzun Y., Chungen Z. Low-temperature formation of aluminide coatings on Ni-base superalloys by pack cementation process. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2010, vol. 23, pp. 381–385.
22. Qiao M., Zhou C. Hot corrosion behavior of Co modified NiAl coating on nickel base superalloys. *Corrosion Science*, 2012, vol. 63, pp. 239–245.
23. He H., Liu Z., Wang W., Zhou C. Microstructure and hot corrosion behavior of Co–Si modified aluminide coating on nickel based superalloys. *Corrosion Science*, 2015, vol. 100, pp. 466–473.
24. Mohammadi K., Haghi A.K. A study on characterization of pack-cemented aluminide coating on metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 201, pp. 669–672.
25. Xiang Z.D., Datta P.K. Relationship between pack chemistry and aluminide coating formation for low-temperature aluminisation of alloy steels. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, pp. 4453–4463.
26. Fähsing D., Oskay C., Meibner T.M., Galetz M.C. Corrosion testing of diffusion-coated steel in molten salt for concentrated solar power tower systems. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 354, pp. 46–55.
27. Vourlias G., Pistofidis N., Chaliampalias D. et al. Zinc deposition with pack cementation on low carbon steel substrates. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, vol. 416, pp. 125–130.
28. Xue Q., Sun C., Yu J.Y. et al. Microstructure evolution of a Zn–Al coating co-deposited on low-carbon steel by pack cementation. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 699, pp. 1012–1021.
29. Cheng J., Yi S., Park J.S. Simultaneous coating of Si and B on Nb–Si–B alloys by a halide activated pack cementation method and oxidation behaviors of the alloys with coatings at 1100 °C. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, vol. 644, pp. 975–981.
30. Pourasad J., Ehsani N. In-situ synthesis of SiC–ZrB₂ coating by a novel pack cementation technique to protect graphite against oxidation. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 690, pp. 692–698.
31. Zhao Y.G., Zhou W., Qin Q.D. et al. Effect of pre-oxidation on the properties of aluminide coating layers formed on Ti alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, vol. 391, pp. 136–140.

32. Chaliampalias D., Papazoglou M., Tsipas S. et al. The effect of Al and Cr additions on pack cementation zinc coatings. *Applied Surface Science*, 2010, vol. 256, pp. 3618–3623.
33. Qiao Y.Q., Guo X.P. Formation of Cr-modified silicide coatings on a Ti–Nb–Si based ultrahigh-temperature alloy by pack cementation process. *Applied Surface Science*, 2010, vol. 256, pp. 7462–7471.
34. Stathokostopoulos D., Chaliampalias D., Stefanaki E.C. et al. Structure, morphology and electrical properties of Mg₂Si layers deposited by pack cementation. *Applied Surface Science*, 2013, vol. 285, pp. 417–424.
35. *Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Eds. E.J. Mittemeijer, M.A.J. Somers. Cambridge: Elsevier, Woodhead Publishing, 2014, 792 p.
36. *Handbook of Hard Coatings: Deposition Technologies, Properties and Applications*. Ed. R.F. Bunshah. New York: Noyes Publ., Park Ridge, 2001, 560 p.
37. Budinski K.G. *Overview of Surface Engineering and Wear*. Ohaio: ASTM International Publishing, 1996, 21 p.
38. *Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics*. Ed. J.R. Davis. Ohaio: ASM International, 2002, 364 p.
39. *Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance*. Ed. J.R. Davis. Ohaio: ASM International, 2001, 288 p.
40. Natrup F., Graf W. Sherardizing: corrosion protection of steels by zinc diffusion coatings. *Thermochemical Surface Engineering of Steels*. Copenhagen: DTU Library, 2015, pp. 737–750.
41. Pistofidis N., Vourlias G., Chaliampalias D. et al. On the mechanism of formation of zinc pack coatings. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, vol. 407, pp. 221–225.
42. Kania H., Sipa J. Microstructure Characterization and Corrosion Resistance of Zinc Coating Obtained on High-Strength Grade 10.9 Bolts Using a New Thermal Diffusion Process. *Materials*, 2019, vol. 12, p. 1400.
43. Kania H., Sipa J. Thermal diffusion zinc coating technology with reactive atmosphere recirculation. Part 1: General description of technology and structure of coatings. *Ochrona Przed Korozja*, 2018, vol. 11, pp. 338–345.
44. Kania H., Sipa J. Zinc coating deposition with new thermal diffusion process on low carbon steel substrates. *Wiadomosci Hutnicze*, 2019, vol. 1, pp. 2–8.
45. Kania H., Sipa J., Skupińska A. Thermal diffusion zinc coating technology with reactive atmosphere recirculation. Part 2: Corrosion resistance of coatings. *Ochrona Przed Korozja*, 2018, vol. 12, pp. 375–382.
46. Lin Z., Xu L., Li X. et al. Corrosion resistance of composite coating used for fastener protection. *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 2019, vol. 66, pp. 595–602.
47. Schubert E., Klassen M., Zerner I. et al. Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 115, pp. 2–8.

Информация об авторах

Князев Андрей Вадимович, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Демин Семен Анатольевич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Фомина Марина Александровна, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Батраков Евгений Николаевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Semen A. Demin, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Marina A. Fomina, Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Evgeniy N. Batrakov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 04.09.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.09.2024.
The article was submitted 04.09.2024; approved and accepted for publication after reviewing 06.09.2024.

Научная статья

УДК 620.178.3:669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82

УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ЧАСТОТАХ НАГРУЖЕНИЯ

И.А. Ходинев¹, Е.В. Баранова¹

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

Аннотация. Исследовано влияние частоты нагружения на характеристики усталостной долговечности жаропрочного титанового сплава. Испытания на малоцикловую усталость (МЦУ) выполнены в условиях «жесткого» нагружения при температурах 20 и 400 °С. Испытания на многоцикловую усталость (МнЦУ) выполнены в условиях «мягкого» нагружения при комнатной температуре. Установлено, что влияние частоты нагружения на МЦУ наиболее значимо при повышенной температуре. Основное различие при фиксированном уровне нагружения МнЦУ наблюдается при значениях $>10^7$ циклов. С увеличением частоты нагружения увеличивается долговечность.

Ключевые слова: малоцикловая усталость, «жесткое» нагружение, амплитуда полной деформации, частота нагружения, титановый жаропрочный сплав, многоцикловая усталость, $(\alpha + \beta)$ -сплав, кривые разупрочнения

Для цитирования: Ходинев И.А., Баранова Е.В. Усталостная долговечность жаропрочного титанового сплава при различных частотах нагружения // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.

Scientific article

FATIGUE LIFE OF A HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOY AT VARIOUS LOADING FREQUENCIES

I.A. Hodinev¹, E.V. Baranova¹

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 influence of loading frequency on the fatigue life characteristics of a heat-resistant titanium alloy has been studied. Low cycle fatigue (LCF) tests were performed under «severe» loading conditions at temperatures of 20 and 400 °C. High cycle fatigue tests (HCF) were performed under «mild» loading conditions at room temperature. It has been established that the effect of loading frequency on the LCF is the most significant at elevated temperatures. The main difference at a fixed level of loading of the HCF is observed in the interval from 10^7 cycles. With an increase in the frequency of loading, the durability increases.

Keywords: low-cycle fatigue, «hard» loading, total deformation amplitude, loading frequency, titanium superalloy, high-cycle fatigue, $(\alpha + \beta)$ -alloy, softening curves

For citation: Hodinev I.A., Baranova E.V. Fatigue life of a heat-resistant titanium alloy at various loading frequencies. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.

Введение

Жаропрочные титановые сплавы широко применяются в качестве материалов деталей газотурбинных двигателей (ГТД) [1, 2]. Нестационарное температурно-силовое нагружение узлов ГТД на стадиях запуска и остановки способно негативно влиять на ресурс всей конструкции. Испытание на малоциковую усталость (МЦУ) при «жестком» нагружении в цикле моделирует режимы нагружения материала на этих стадиях. При оценке предельного состояния материалов ГТД при стационарных режимах работы, как правило, проводят испытания на МЦУ с выдержкой в каждом цикле нагружения [3–6]. Испытание на многоциковую усталость (МнЦУ) обычно моделирует вибрационное воздействие. Переменные напряжения имеют сравнительно небольшую амплитуду, которая значительно меньше предела текучести. Многоциковая усталость в большей степени определяет процесс разрушения вращающихся элементов узлов ГТД (лопатки, валы и шестерни) [7].

Известно, что интенсивность протекания пластической деформации титановых сплавов чувствительна к скорости деформирования [8]. Изменение продолжительности нагружения в цикле (и, как следствие, изменение скорости нагружения) может значительно повлиять на стадийность усталостного разрушения. На первой стадии под действием переменных напряжений происходят необратимые изменения в структуре металла, связанные с перемещением микродефектов вследствие локальной концентрации напряжений на случайных неоднородностях исходной структуры металла [9]. Изучение завершающей стадии усталостного разрушения в нагружаемых телах входит в область задач механики разрушения [10].

Влияние частоты нагружения на усталостную долговечность материалов ГТД отмечено в работах [11, 12]. Для титанового сплава Ti-5522S [13] установлено уменьшение долговечности при снижении частоты нагружения (при увеличении продолжительности цикла) в условиях повышенной температуры, что объясняется развитием процессов ползучести и высокотемпературного окисления, зависящих от времени. Уменьшение сопротивления усталости титановых сплавов при повышенных температурах со снижением частоты обусловлено растрескиванием вдоль границ α - и β -фаз. Предложенный механизм снижения усталостной долговечности связан с протяженностью границ раздела α - и β -фаз, которые насыщаются кислородом, имеющим высокую диффузионную подвижность при высоких температурах испытаний. Исследование влияния длительности выдержки при максимальном значении нагрузки на усталостную долговечность и трещиностойкость показало существенное ухудшение свойств. Проведению данных исследований способствовали случаи преждевременного разрушения вращающихся элементов узлов ГТД, вызванного стационарным режимом работы двигателя.

Основное количество работ по исследованию влияния частоты нагружения титановых сплавов сосредоточено в области определения усталостных свойств при долговечности $>10^5$ циклов [14, 15]. Для двухфазного ($\alpha + \beta$)-сплава ВТ23 и псевдо- α -сплава ВТ18У установлена общая закономерность возрастания предела выносливости с увеличением частоты нагружения. В работе [14] для сплава ВТ6 показано минимальное влияние частоты (f : 120 и 600 Гц, 20 кГц) на усталостную долговечность. Основное различие авторы связывают с местом зарождения усталостной трещины – с увеличением частоты очаг зарождения стремится к поверхности.

Проблема усталости материалов, долгие годы сохраняющая свою актуальность, серьезно проявилась в последние годы при появлении исследований, посвященных построению кривой усталости в широком диапазоне скоростей нагружения и долговечностей. Необходимость расширения базы испытаний связана с экономической эффективностью

методов оценки, поэтому уточнение расчетных методик при сокращении продолжительности испытаний позволит снизить себестоимость усталостных испытаний.

Цель данной работы – исследование влияния частоты нагружения на долговечность титанового сплава состава Ti6–4Al–V при комнатной и повышенной (400 °C) температурах.

Материалы и методы

Для исследования выбран модельный титановый сплав – аналог сплава Ti–6Al–4V, содержащий, % (по массе): 4 V; 6 Al; 0,3 Fe; 0,2 O; 0,08 C; 0,05 N; 0,015 H; Ti – основа. Рассматриваемый сплав относится к группе титановых деформируемых сплавов для изготовления целого ряда конструктивных элементов летательных аппаратов, работающих в широком интервале температур – от –196 до +450 °C. Основу сплава составляет α -фаза различной морфологии, имеющая гексагональную плотноупакованную кристаллическую решетку. Частицы α -фазы разделены прослойками β -фазы с объемноцентрированной кристаллической решеткой. Микроструктура материала – типичная для деформированного в двухфазной области и отожженного состояния, дуплексного типа (рис. 1).

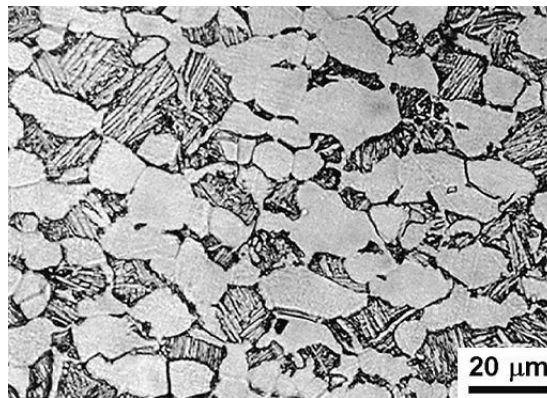


Рис. 1. Микроструктура модельного сплава Ti–6Al–4V

Испытания на МЦУ выполнены при контроле амплитуды полной (упругой и пластической) деформации $\Delta\epsilon/2 = 0,3\text{--}0,7\%$, синусоидальном отнулевом ($R_\epsilon = 0$) цикле нагружения, частоте $f = 1\text{--}2$ Гц и температурах 20 и 400 °C с применением динамической сервогидравлической испытательной машины и записью петель упругопластического гистерезиса. Испытаны гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм и ее длиной 15 мм, их геометрическая форма и поверхность соответствовали требованиям ГОСТ 25.502–79 и ASTM E606. Нагрев образцов производили в печи сопротивления с тремя зонами нагрева, что способствует плавному равномерному распределению температурного поля. Перед испытаниями производили настройку обратной связи (настройка PID-параметров) машины с целью установления полного контроля над параметрами цикла. Это необходимо для того, чтобы согласовать выходной сигнал контроллера с выходным сигналом управляющего датчика. При рассогласовании формируется сигнал ошибки, который должен быть усилен пропорциональным коэффициентом. Для этого в захваты установили образец и провели пробные циклические нагружения, в течение которых подбирался коэффициент пропорциональности для обеспечения соответствия заданной и реализуемой на испытательной машине амплитуде осевой деформации. Терминология и особенности режимов нагружения изложены в работах [16, 17].

Объем выборки при каждой температуре составлял не менее 15 образцов. По каждой выборке построены кривые усталости с вероятностью разрушения P_f : 5; 50 и 95 %. Значения амплитуд напряжений и пластической деформации (ширина петли гистерезиса) взяты в середине испытания – при $N_f/N_i = 0,5$, где N_f – число циклов до разрушения; N_i – i -й цикл нагружения. Полученные данные аппроксимированы степенным уравнением, которое после логарифмирования принимает вид:

$$\lg \frac{\Delta\sigma}{2} = \lg K + n \lg \frac{\Delta\varepsilon_p}{2}, \quad (1)$$

где $\Delta\sigma/2$ – амплитуда напряжений; $\Delta\varepsilon_p/2$ – амплитуда пластической деформации; n , K – соответственно показатель и коэффициент усталостного упрочнения.

Определенные методом наименьших квадратов коэффициенты уравнения (1) приведены в таблице.

Результаты расчета коэффициентов уравнения (1)

Температура испытания, °С	Частота синусоидального нагружения, Гц	K , МПа	n
20	1	1059	0,07
	2	7060	0,39
400	1	601	0,04
	2	658	0,06

Различные скорости нагружения подразумевают различный наклон прямых, соединяющих точку начала нагружения и локальный максимум синусоидального нагружения. В качестве примера на рис. 2 приведено схематичное представление двух скоростей нагружения при одной амплитуде деформации.

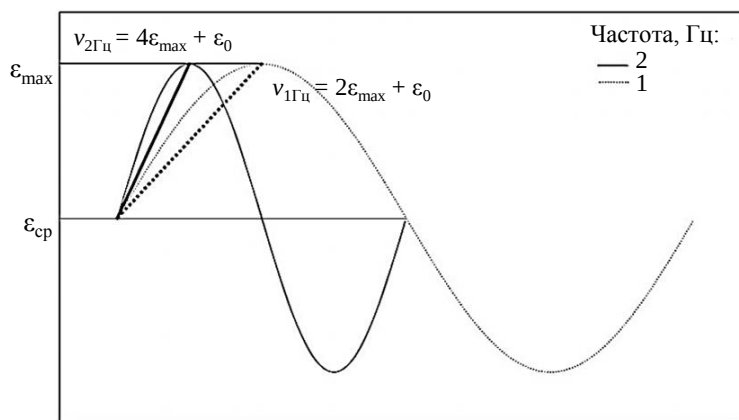


Рис. 2. Различные скорости деформирования при малоцикловой усталости

Для испытаний на МнЦУ при повышенной температуре (по схеме одноосного нагружения) использовали магнитно-резонансную испытательную машину с программным обеспечением для автоматизации испытаний. Диапазон частот испытаний на машине находится в пределах 50–400 Гц и зависит от жесткости образца и различной присоединенной массы в самой машине. Механические испытания проводили при контроле силы с синусоидальной формой волны прикладываемой нагрузки.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [18].

Результаты и обсуждение

Кривая усталости при комнатной температуре и двух частотах нагружения не выявила однозначного результата при изучении влияния частоты на долговечность (рис. 3). В условиях упругопластического деформирования – от 10^3 до 10^4 циклов – наблюдается сравнительно меньшая долговечность для образцов, разрушившихся при частоте 2 Гц. Как известно, напряжение течения титановых двухфазных сплавов чувствительно к скорости нагружения: при увеличении скорости оно возрастает. В условиях преобладания упругой деформации на участке $>10^4$ циклов общей закономерности о влиянии частоты на долговечность не выявлено.

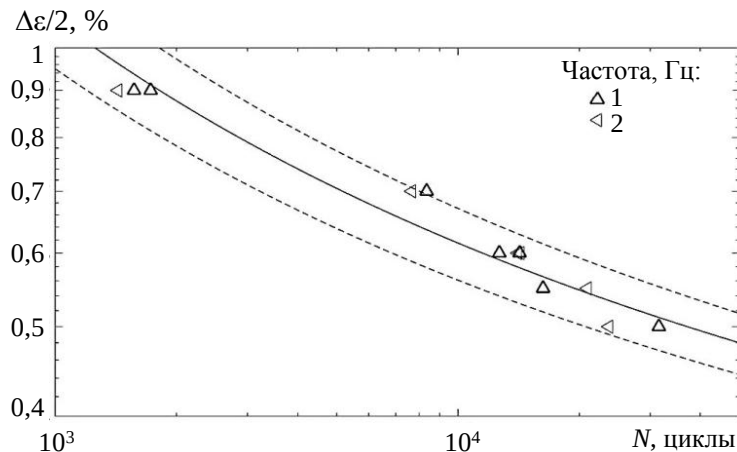


Рис. 3. Кривая малоциклового усталости при комнатной температуре

При этом в работе [17] испытания на МЦУ сплава, аналогичного сплаву Ti–6Al–4V ELI, проведены по треугольному циклу с частотой 0,2 Гц, которая в 5–10 раз меньше частоты, используемой в данном исследовании (рис. 4).

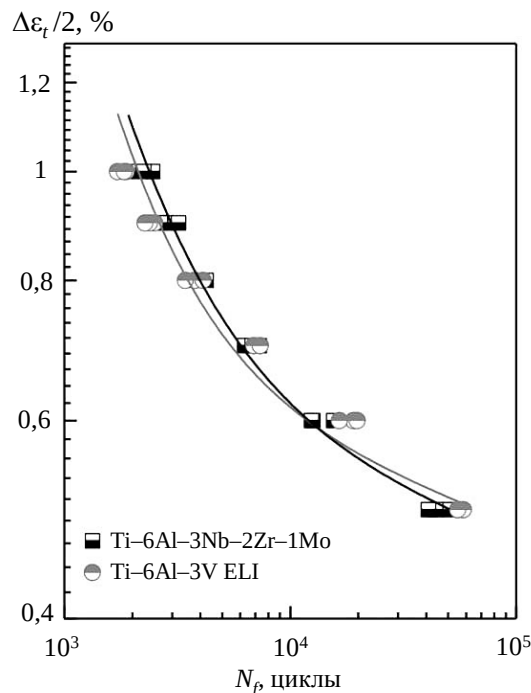


Рис. 4. Кривая малоциклового усталости сплава Ti–6Al–4V ELI при комнатной температуре [19]

При сравнении долговечности на уровнях общей деформации, совпадающими с уровнями в текущем исследовании, показано отсутствие влияния продолжительности цикла и скорости нагружения на усталостную долговечность в режиме МЦУ при комнатной температуре.

Помимо испытаний сплава Ti–6Al–4V ELI, в работе [20] исследован сплав Ti–6Al–4V, полученный селективным лазерным сплавлением, при частоте нагружения 0,1 Гц. Сравнение долговечности на уровнях общей деформации 0,9 и 0,7 % также показывает отсутствие влияния продолжительности цикла и скорости нагружения на усталостную долговечность.

При температуре 400 °С зависимость долговечности (рис. 5) сплава от частоты нагружения более явная: результаты при частоте 2 Гц расположены ближе к кривой минимальных значений, что справедливо для всех амплитуд деформации.

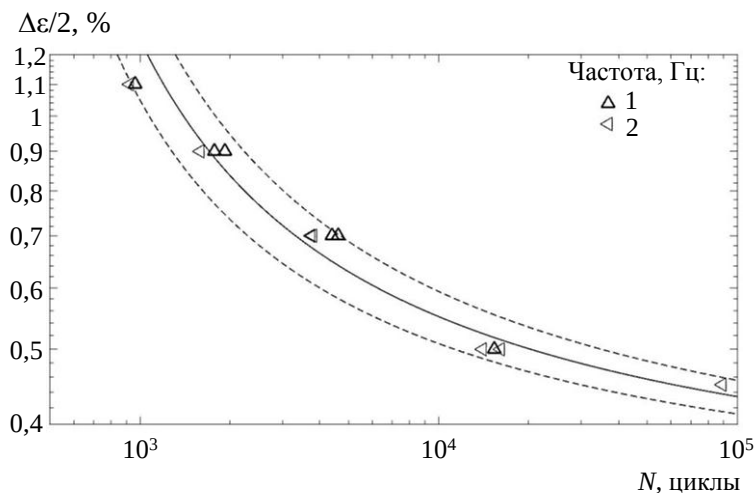


Рис. 5. Кривая малоциклового усталости при повышенной температуре

В процессе испытания образцов в каждом цикле деформирования осуществляли запись петель упругопластического гистерезиса. Измерены и проанализированы возникающие напряжения, а также величины накопленной пластической деформации, соответствующие ширине петли гистерезиса. Характер разупрочнения сплава при МЦУ зависит от температуры и частоты нагружения (рис. 6).

При этом для комнатной температуры можно выделить стадию интенсивного упрочнения с последующей релаксацией на следующей стадии в интервале относительной долговечности $N_i/N_f \leq 0,1$, стационарную стадию при $0,1 < N_i/N_f \leq 0,9$, на которой амплитуда напряжений стабилизируется. Далее происходит резкое снижение напряжения, что связано с образованием и распространением магистральной трещины по сечению образца. Стадийность разупрочнения сплава отмечена при всех условиях испытания, кроме испытаний при $\Delta\epsilon/2 = 0,5$ %. В этом случае амплитуда напряжений устанавливается практически с начала нагружения и остается стабильной вплоть до конца испытания, а далее она резко снижается в момент разрушения образца. При повышенной температуре можно выделить стадию интенсивного разупрочнения с последующим упрочнением вплоть до образования магистральной трещины.

Напряжение, при котором реализована стадийность разрушения сплава, зависит от частоты нагружения (рис. 6). Так, в случае испытания при двух частотах (1 и 2 Гц) в условиях комнатной температуры и при амплитуде деформации $\Delta\epsilon/2 = 0,9$ %, различие

между амплитудами напряжений составляет 30 МПа (для $N_p/2 = 0,5$). При $\Delta\epsilon/2 = 0,6\%$ различие уменьшается и составляет 10 МПа, а при $\Delta\epsilon/2 = 0,5\%$ – практически исчезает. При повышенной температуре с увеличением частоты нагружения наблюдается увеличение амплитуды напряжений на 20 МПа (для $N_p/2 = 0,5$) на уровнях деформации, соответствующих медианной долговечности – от 10^3 до 10^4 циклов. При $\Delta\epsilon/2 = 0,5\%$ в области больших долговечностей ситуация обратная: с увеличением частоты нагружения наблюдается уменьшение амплитуды напряжений, которая составила 5 МПа (рис. 6, б).

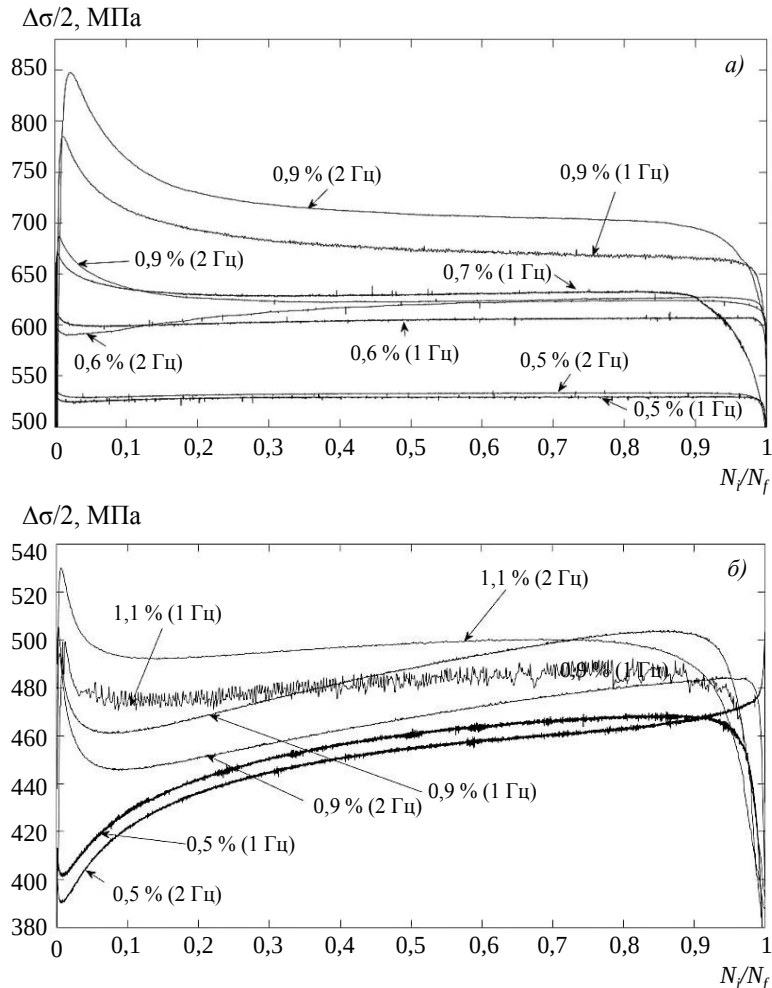


Рис. 6. Кривые разупрочнения при комнатной (а) и повышенной температурах (б)

Повышенная прочность в области высокоамплитудных деформаций обычно связана с увеличением плотности дислокаций и их взаимодействием на границах α - и β -фаз. Стабильный отклик амплитуды напряжений в области низкоамплитудной деформации обычно обусловлен конкуренцией механизмов упрочнения и разупрочнения: размножения и аннигиляции дислокаций и локализацией пластической деформации на устойчивых полосах скольжения [21]. Предполагается, что интенсивность упрочнения/разупрочнения напряжений определяется главным образом подвижностью дислокаций с образованием субструктур [22].

Результаты обработки параметров петель упругопластического гистерезиса в виде зависимостей амплитуды пластической деформации от амплитуды напряжений для двух частот и двух температур испытаний показаны на рис. 7.

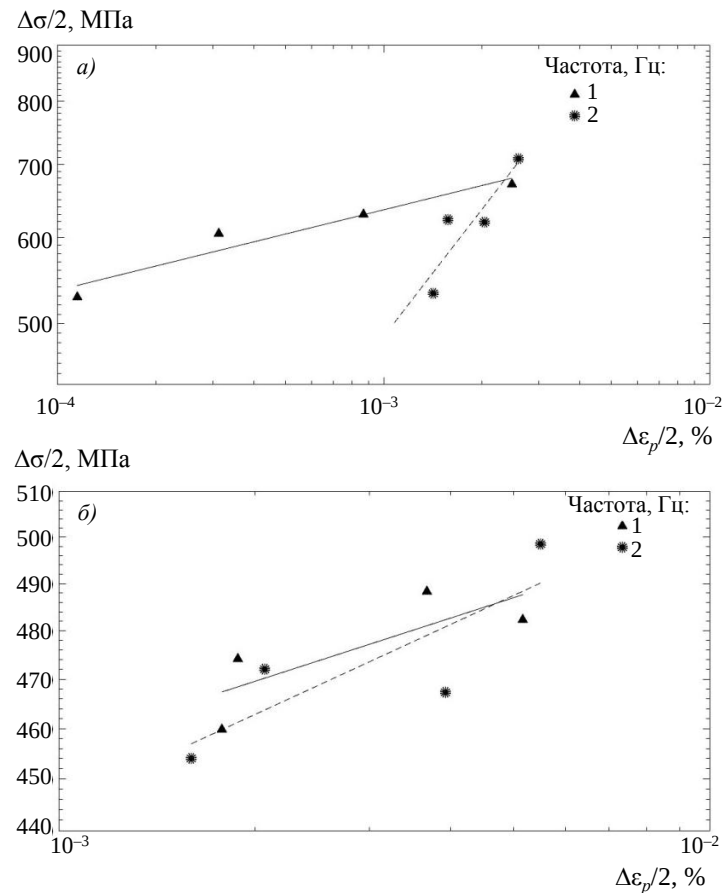


Рис. 7. Зависимости амплитуды напряжения от амплитуды пластической деформации при температурах 20 (а) и 400 °С (б) и различных частотах деформирования

При комнатной температуре наблюдается заметное увеличение интенсивности напряжений при увеличении циклической пластичности (ширины петли гистерезиса) с увеличением частоты деформирования. При повышенной температуре наклон кривой с увеличением частоты деформирования изменяется незначительно, что указывает на схожесть процессов протекания пластической деформации.

Результаты, полученные при частоте 300 Гц, расположены значительно правее относительно медианной кривой МнЦУ (рис. 8).

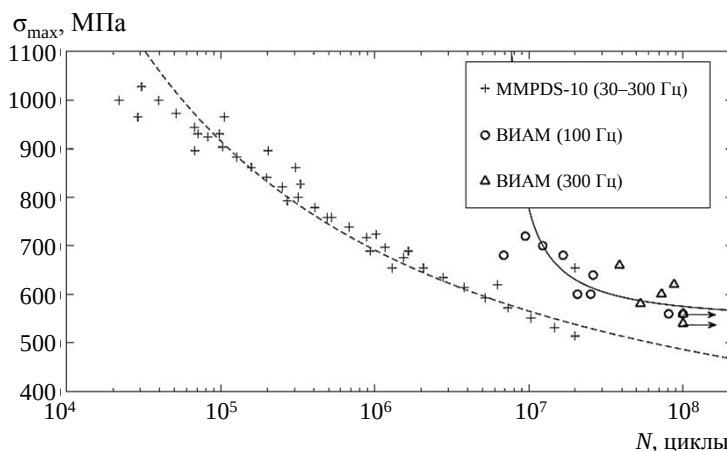


Рис. 8. Кривая многоциклового усталости при комнатной температуре

Частота оказывает существенное влияние на усталостную долговечность. При одинаковой амплитуде напряжений усталостная долговечность увеличивается с увеличением частоты. Предположительно это связано с тем, что при более низкой частоте дислокации быстрее преодолевают препятствия, чем при высокой [22], что в свою очередь увеличивает накопление локальной пластической деформации и приводит к уменьшению усталостной долговечности. Результаты, полученные из справочника MMPDS-10, указывают на отсутствие влияния частоты на долговечность в диапазоне от 10^5 до 10^7 циклов. Результаты, полученные в данном исследовании, расположены в интервале от 10^7 до 10^8 циклов. Известно, что данный интервал циклов для титановых сплавов соответствует разрушению по механизму гигацикловой усталости [14]. Неоднородность структуры исследуемого материала определяет его механическое поведение, проявляющееся на начальных стадиях нагружения локализованных зон пластической деформации в вершинах поверхностных дефектов. Образование дислокационных структур и их взаимодействие с границами фаз на данном интервале долговечностей изучают методами акустической эмиссии и средствами атомистического моделирования. Указанные методы позволяют проследить процессы атомного масштаба: зарождение трещины в зависимости от условий расположения дислокаций и кривизну фронта распространения усталостной трещины.

Заключения

Кривые МЦУ при комнатной и повышенной температурах свидетельствуют о негативном влиянии скорости нагружения в начале испытания.

Сравнение амплитуд напряжений по кривым разупрочнения в условиях комнатной и повышенной температур при различных частотах нагружения показало, что уменьшение продолжительности цикла способствует повышению усталостной долговечности. При малых нагрузках и большой долговечности данное наблюдение не подтверждается.

Результаты для разрушенных образцов при МнЦУ, полученные при частоте 300 Гц, расположены значительно правее относительно медианной кривой. При одинаковой амплитуде напряжений усталостная долговечность увеличивается с увеличением частоты. Предположительно это связано с тем, что при более низкой частоте дислокации быстрее преодолевают препятствия, чем при высокой, что в свою очередь увеличивает накопление локальных пластических деформаций и приводит к уменьшению усталостной долговечности.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. № 3. С. 47–54.
2. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // Herald of the Russian Academy of Sciences. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
3. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Рыжков П.В. Оборудование для проведения испытаний на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения // Труды ВИАМ. 2018. № 9 (69). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 03.08.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60.
4. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Бакрадзе М.М., Горбовец М.А., Гольдберг М.А. Малоцикловая усталость жаропрочного сплава ВЖ175 в условиях упругопластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2014. № 7. С. 27–33.
5. Nazmy M.Y. High temperature low cycle fatigue of IN 738 and application of strain range partitioning // Metallurgical Transactions A. 1983. Vol. 14. P. 449–461.

6. Lee Y.-L., Barley M.E., Kang H.-T. Metal fatigue analysis handbook: practical problem-solving techniques for computer-aided engineering. Elsevier Inc., 2012. P. 222–223.
7. Иноземцев А.А., Башкатов И.Г., Коряковцев А.С. Титановые сплавы в изделиях разработки ОАО «Авиадвигатель» // Современные титановые сплавы и проблемы их развития / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2010. С. 43–46.
8. Проходцева Л.В., Ерасов В.С., Лаврова О.Ю., Лавров А.В. Влияние формы цикла на усталостные свойства и микростроение изломов титанового сплава BT3-1 // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 2 (23). С. 54–58.
9. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Многоуровневое масштабное комплексное исследование деформирования металлических материалов // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
10. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Деформация и разрушение как процессы изменения объема, площади поверхности и линейных размеров в нагружаемых телах // Труды ВИАМ. 2016. № 8 (44). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.12.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-11-11.
11. Sun C., Li Y., Huang R. et al. Crack initiation mechanism and fatigue life of titanium alloy Ti-6Al-2Sn-2Zr-3Mo-X: Effects of stress ratio and loading frequency // Materials Science and Engineering: A, 2020. Vol. 798. P. 140265. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140265.
12. Krasovskii A.Y., Petrov Y.N., Nadezhdin G.N. Fatigue damage to a pseudo- α -titanium alloy in the 10–33-Hz frequency range // Strength of Materials. 1982. Vol. 14. P. 1320–1323. DOI: 10.1007/BF00770126.
13. Eylon D., Bartel T.L., Rosenblum M.E. High Temperature Low Cycle Fatigue in Beta Processed Ti-5Al-5Sn-2Zr-2Mo-0.25S // American society for metals and the metallurgical society of AIME. 1980. Vol. 11A. P. 1361–1367. DOI: 10.1007/BF02653490.
14. Matokhnyuk L.E., Voinalovich A.V., Khlyapov A.A., Bulgakova S.G., Artyushina V.P. Fatigue limit of the titanium alloy VT23 in tests with high loading frequency // Metal Science and Heat Treatment. 1988. Vol. 30. P. 786–789.
15. Кузьменко В.А., Матокхнюк Л.Е., Писаренко Г.Г. Усталостные испытания при высоких частотах. Киев, 1979. 335 с.
16. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
17. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 10.12.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
18. 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.
19. Wang Q., Ren J.Q., Xin C. et al. Low cycle fatigue behavior of near-alpha titanium alloys used in deep-driving submersible: Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo vs. Ti-6Al-4V ELI // Journal of Alloys and Compounds. 2023. Vol. 934. P. 167856.
20. Bai C., Lan L., Xin R. et al. Microstructure evolution and cyclic deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy via electron beam melting during low cycle fatigue // International Journal of Fatigue. 2022. Vol. 159. P. 106784. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.106784.
21. Polak J. Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals. Amsterdam: Elsevier, 1991. С. 123.
22. Sharkeev Y., Eroshenko A., Mairambekova A. Features of the fracture of the Ti-45 wt.% Nb alloy in ultrafine-grained state at gigacycle fatigue // Procedia Structural Integrity. 2023. Vol. 47. P. 849–854. DOI: 10.1016/j.prostr.2023.07.034.

References

1. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S., Sidorov V.V. Priority directions of development of technologies for production of heat-resistant materials for aircraft engine building. *Problemy chernoy metallurgii i materialovedeniya*, 2013, no. 3, pp. 47–54.
2. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2020, vol. 90, no. 2, pp. 225–228.
3. Gorbovets M.A., Khodinev I.A., Ryzhkov P.V. Equipment for testing carrying out the strain-controlled low-cycle fatigue. *Trudy VIAM*, 2018, no. 9 (69), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: August 03, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60.
4. Belyaev M.S., Terentyev V.F., Bakradze M.M., Gorbovets M.A., Goldberg M.A. Low-cycle fatigue of heat-resistant alloy VZh175 under elastic-plastic deformation. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2014, no. 7, pp. 27–33.
5. Nazmy M.Y. High temperature low cycle fatigue of IN 738 and application of strain range partitioning. *Metallurgical Transactions A*, 1983, vol. 14, pp. 449–461.
6. Lee Y.-L., Barley M.E., Kang H.-T. *Metal fatigue analysis handbook: practical problem-solving techniques for computer-aided engineering*. Elsevier Inc., 2012, pp. 222–223.
7. Inozemtsev A.A., Bashkatov I.G., Koryakovtsev A.S. Titanium alloys in products developed by Aviadvigatel JSC. *Modern titanium alloys and problems of their development*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2010, pp. 43–46.
8. Prohodceva L.V., Erasov V.S., Lavrova O.Yu., Lavrov A.V. Influence of form of cycle on fatigue properties and microstructure of breaks of VT3-1 titanium alloy. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. 2, pp. 54–58.
9. Erasov V.S., Oreshko E.I., Lutsenko A.N. Multilevel large-scale complex research of deformation of metal materials. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 21, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
10. Erasov V.S., Oreshko E.I. Deformation and destruction as processes of change of volume, the areas of a surface and the linear sizes in loaded bodies. *Trudy VIAM*, 2016, no. 8, paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 21, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-11-11.
11. Sun C., Li Y., Huang R. et al. Crack initiation mechanism and fatigue life of titanium alloy Ti-6Al-2Sn-2Zr-3Mo-X: Effects of stress ratio and loading frequency. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 798, p. 140265. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140265.
12. Krasovskii A.Y., Petrov Y.N., Nadezhdin G.N. Fatigue damage to a pseudo- α -titanium alloy in the 10–33-Hz frequency range. *Strength of Materials*, 1982, vol. 14, pp. 1320–1323. DOI: 10.1007/BF00770126.
13. Eylon D., Bartel T.L., Rosenblum M.E. High Temperature Low Cycle Fatigue in Beta Processed Ti-5Al-5Sn-2Zr-2Mo-0.25S. *American society for metals and the metallurgical society of AIME*, 1980, vol. 11A, pp. 1361–1367. DOI: 10.1007/BF02653490.
14. Matokhnyuk L.E., Voinalovich A.V., Khlyapov A.A., Bulgakova S.G., Artyushina V.P. Fatigue limit of the titanium alloy VT23 in tests with high loading frequency. *Metal Science and Heat Treatment*, 1988, vol. 30, pp. 786–789.
15. Kuzmenko V.A., Matokhnyuk L.E., Pisarenko G.G. *Fatigue tests at high frequencies*. Kyiv, 1979, 335 p.
16. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
17. Erasov V.S., Oreshko E.I. Tests for fatigue of metal materials (review). Part 2. Analysis of the Basquin–Manson–Coffin equation. Methods of testing and processing of results. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: December 10, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.

18. 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.
19. Wang Q., Ren J.Q., Xin C. et al. Low cycle fatigue behavior of near-alpha titanium alloys used in deep-driving submersible: Ti–6Al–3Nb–2Zr–1Mo vs. Ti–6Al–4V ELI. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 934, p. 167856.
20. Bai C., Lan L., Xin R. et al. Microstructure evolution and cyclic deformation behavior of Ti–6Al–4V alloy via electron beam melting during low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 2022, vol. 159, p. 106784. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.106784.
21. Polak J. *Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals*. Amsterdam: Elsevier, 1991. C. 123.
22. Sharkeev Y., Eroshenko A., Mairambekova A. Features of the fracture of the Ti–45 wt.% Nb alloy in ultrafine-grained state at gigacycle fatigue. *Procedia Structural Integrity*, 2023, vol. 47, pp. 849–854. DOI: 10.1016/j.prostr.2023.07.034.

Информация об авторах

Ходинев Иван Александрович, начальник лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Баранова Екатерина Валерьевна, инженер 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ivan A. Hodinev, Head of laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 02.04.2024; получена после доработки 17.07.2024;
одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.07.2024.
The article was submitted 02.04.2024; received in revised form 17.07.2024;
approved and accepted for publication after reviewing 17.07.2024.

Научная статья

УДК 620.79

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-83-92

**РАСЧЕТ РЕЖИМОВ НАМАГНИЧИВАНИЯ
ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ***И.С. Леднев¹, Е.А. Ходакова¹*

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

Аннотация. Рассмотрены зависимости образования индикаторного рисунка от рассчитанного режима намагничивания объекта контроля и концентрации магнитного порошка. Описаны особенности выбора способа намагничивания. Определены магнитные характеристики, от которых зависит рассчитанный ток. Приведены формулы расчета задаваемого тока для обеспечения необходимого значения магнитного поля на поверхности контролируемой детали. Проведен эксперимент, показывающий важность соблюдения требуемой концентрации магнитного порошка.

Ключевые слова: магнитный неразрушающий контроль, магнитопорошковый контроль, индикация магнитного порошка, выбор способа намагничивания, уровни чувствительности контроля, расчет значения тока, концентрация магнитного порошка

Для цитирования: Леднев И.С., Ходакова Е.А. Расчет режимов намагничивания деталей авиационной техники // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-83-92.

Scientific article

**CALCULATION OF THE MAGNETIZATION
MODES OF AIRCRAFT PARTS***I.S. Lednev¹, E.A. Khodakova¹*

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 considers the dependences of the formation of the indicator pattern on the calculated magnetization mode of the object of control and the concentration of magnetic powder. The features of the choice of the magnetization method are described. The magnetic characteristics on which the calculated current depends are determined. Formulas for calculating the set current are given to ensure the required value of the magnetic field on the surface of the controlled part. An illustrative experiment was conducted showing the importance of observing the required concentration of magnetic powder.

Keywords: magnetic non-destructive testing, magnetic powder control, indication of magnetic powder, choice of magnetization method, sensitivity levels of control, calculation of the current value, concentration of magnetic powder

For citation: Lednev I.S., Khodakova E.A. Calculation of the magnetization modes of aircraft parts. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-83-92.

Введение

Одно из приоритетных направлений повышения инновационного роста отечественной промышленности – развитие авиастроения [1–3]. Большой спрос на авиационную технику среди гражданских авиакомпаний способствует увеличению производственных мощностей в авиационной промышленности. Поддержание высокого качества с одновременным увеличением объемов производимой продукции способствует эффективной реализации изделий, выпускаемых предприятиями авиационной отрасли. Определение качества деталей и узлов (без их разрушения или повреждения) изготавливаемой авиационной техники на различных этапах возможно реализовать с помощью методов неразрушающего контроля [4–7].

Среди широкой номенклатуры используемых в авиастроении материалов около 8–12 % обладают необходимыми свойствами и контролепригодны для магнитных методов неразрушающего контроля. С помощью данных методов возможно осуществлять оценку качества структуры материала или исследовать материал на наличие недопустимых несплошностей. Оценить качество состояния поверхности материалов можно с помощью магнитопорошкового метода контроля, которому подвергают элементы крепления и корпуса, входящие в состав вертолетных рулевых и несущих винтов; детали и элементы шасси самолетов, обшивок летательных аппаратов и турбовентиляторных двигателей.

Широкое применение на производстве магнитопорошковая дефектоскопия получила благодаря максимальной чувствительности, наглядным результатам контроля и высокой производительности. Наименьшие параметры, которые позволяет детектировать данный метод, по раскрытию и расстоянию от поверхности обнаруживаемых несплошностей составляют 0,001 и 0,010 мм соответственно [8].

Жидкие и сухие индикаторные материалы используются в качестве визуального регистратора местного перераспределения намагничивающего поля, формирующегося в зоне несплошностей исследуемого объекта. Подобные поверхностные перераспределения намагничивающего поля исследуемой детали получили определение «поле рассеяния несплошности». Любой жидкий индикаторный материал имеет две составляющие – смесь из жидкого носителя и ферромагнитных песчинок порошка оксида железа размерами около 5–60 мкм. Ферромагнитные частицы порошка скапливаются в валики за счет притяжения некоторого количества частиц между собой, образуя индикаторный след порошка над искажениями магнитного поля в пределах поверхности исследуемой детали или материала (рис. 1).



Рис. 1. Индикации магнитного порошка

Одним из основных параметров, влияющих на индикации магнитного порошка, является величина магнитного поля в контролируемой детали, которая зависит от режима намагничивания. Режимы для проведения контроля могут быть рассчитаны или измерены в процессе намагничивания. Чаще всего определяются значения тока, которые необходимо задать на пульте управления стационарной или переносной установки для намагничивания объекта контроля.

Несколько характеристик объекта контроля могут повлиять на определение намагничивающего тока. Расчет тока намагничивания зависит от способа магнитопорошкового контроля, физических характеристик стали и геометрических параметров контролируемого объекта [9]. Цель данной статьи – выявление факторов, влияющих на формирование индикаторного следа, при проведении магнитопорошкового контроля.

Материалы и методы

При магнитопорошковом контроле необходимо провести расчет режимов намагничивания – как правило, это расчет значения тока, которое задается, чтобы получить необходимую величину магнитного поля на поверхности контролируемой детали.

В качестве контролируемых материалов можно рассматривать сплавы на основе Fe, Co и Ni. В практике магнитопорошкового контроля на производствах авиационной отрасли применяются различные марки стали – например, сталь 45, 30ХГСА, ШХ15, 95Х18 и др. Перечисленные стали относятся к ферромагнитным материалам с такими свойствами, которые позволяют проводить магнитный контроль. При помещении ферромагнетика в переменное магнитное поле и по зависимости напряженности H от магнитной индукции B получают график магнитного гистерезиса. Из-за этого явления при уменьшении напряженности магнитного поля магнитная индукция убывает не по кривой начального намагничивания до 0, а по траектории, проходящей через точку B_r (рис. 2). При убывании внешнего намагничивающего поля до 0 ферромагнетик остается намагниченным с остаточной индукцией B_r . Значение параметра B_r определяется магнитными свойствами контролируемой марки стали и характером магнитных воздействий, предшествовавших рассматриваемому состоянию. Остаточная индукция B_r принимает максимальное значение в том случае, если ферромагнитный материал предварительно намагнитить до насыщения, а затем напряженность магнитного поля уменьшить до нуля. Из данных графика видно, что магнитная индукция будет равна 0 лишь под действием коэрцитивной силы H_c , приложенной в обратном направлении магнитному полю, изначально намагничивающему деталь.

Параметры H_s , B_r , H_c – справочные величины, зависящие от химического состава стали, применяемые при расчетах режимов намагничивания. Данные характеристики могут быть различными для одной марки стали с разными режимами термообработки.

Контролировать изделия или материалы возможно двумя различными способами [10]. Различия в технологиях использования приложенного поля и остаточной намагниченности заключаются в последовательности операций обработки объекта контроля магнитным индикатором и его намагничиванием. Применяется тот или иной способ исходя из марки стали и габаритов объекта контроля.

Контроль на остаточную намагниченность проводится с разницей во времени операций намагничивания и обработки поверхности объекта контроля магнитной суспензией. Детали могут быть перемещены из рабочей зоны стационарного дефектоскопа после намагничивания и установлены на необходимую поверхность или оснастку. Полив суспензией осуществляется после снятия намагничивающего поля. Подобный способ контроля позволяет обрабатывать магнитной суспензией одновременно любое количество деталей. Время действия остаточного магнитного поля такой величины, которая позволяет проводить магнитопорошковый контроль, выбирается исходя из рекомендаций нормативной документации, которые учитывают марку стали, геометрическую форму объекта контроля и массу изделия.

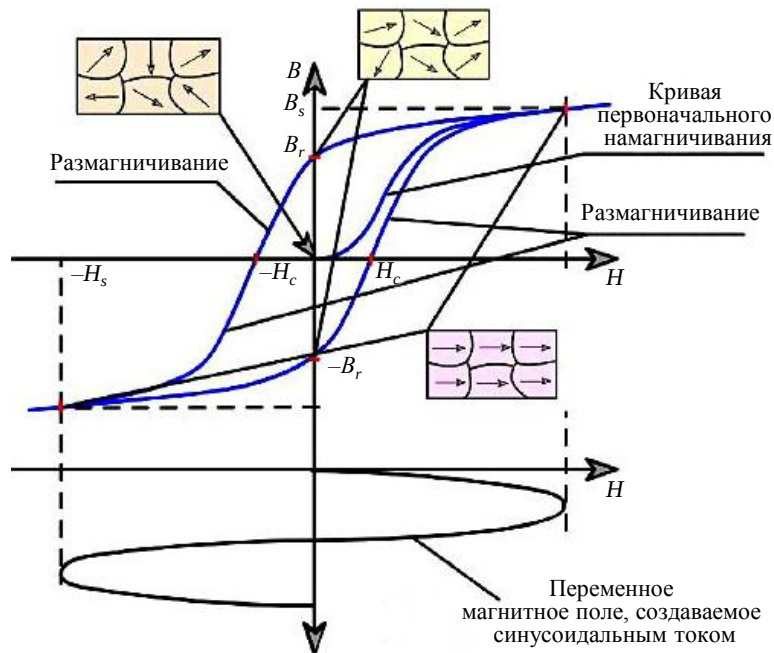


Рис. 2. Магнитный гистерезис

Контроль в приложенном намагничивающем поле не разделяет операцию намагничивания контролируемого объекта и обработку суспензией его поверхности. Исходя из практического опыта, рекомендуется дополнительно обрабатывать суспензией контролируемую деталь до помещения ее в магнитное поле. Подобный способ в технологии магнитопорошкового контроля позволяет применять ток меньшей величины. Нанесение на поверхность контролируемого объекта магнитного индикатора должно прекращаться до снятия намагничивающего поля для установления четкой картины индикаторного рисунка. При этом воздействие на деталь намагничивающего поля прекращается после окончания стекания основной массы магнитной суспензии.

Комбинированный способ контроля применяется в отдельных случаях, при возможностях используемого оборудования и сложной форме объекта контроля.

Осмотр контролируемых поверхностей на наличие индикаций магнитного порошка происходит визуально после остановки видимого движения магнитной суспензии и независимо от выбранного способа контроля, чтобы картина индикаций четко сформировалась. Контролируемую деталь рекомендуется располагать в пространстве таким образом, чтобы при обработке магнитной суспензией не образовывались застои и скопления магнитного порошка на неровных участках – например, в пазах, при изменении сечения или впадинах. Индикации магнитного порошка наиболее четко видны, если суспензия стекает по поверхности контролируемой детали по направлению предполагаемых несплошностей [11].

Выбор способа намагничивания следует начинать с нормативной документации или чертежа на контролируемый объект. В данных документах должна быть указана марка стали и термообработка объекта контроля. По справочным материалам определяются коэрцитивная сила и остаточная намагниченность марки стали.

В соответствии с графиком на рис. 3 определяется координата точки пересечения магнитных характеристик H_c и B_r , на основании расположения точки пересечения определяется возможность выбора того или иного способа намагничивания. Если координата точки пересечения расположена выше кривых, то возможен контроль объекта как способом остаточной намагниченности, так и способом приложенного поля (СПП). Если координата точки пересечения расположена ниже кривых, то рекомендуется контроль СПП.

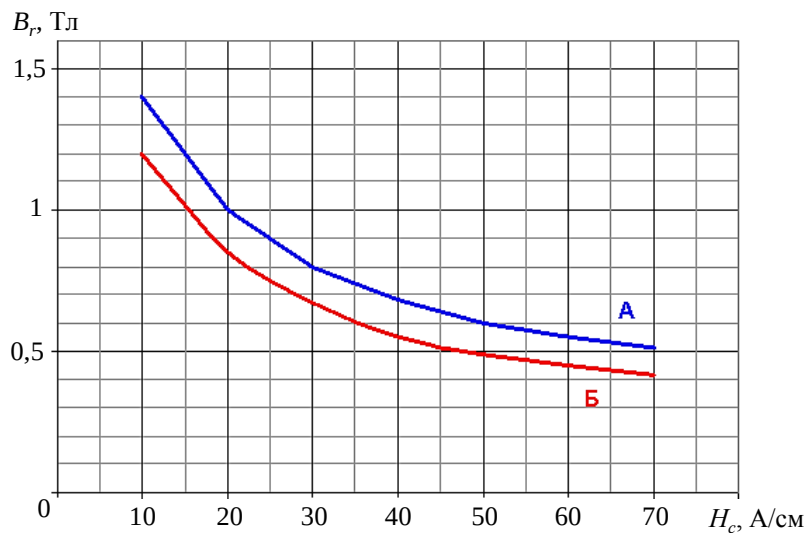


Рис. 3. Определение способа намагничивания

В российской нормативной документации на проведение магнитопорошкового контроля основным параметром чувствительности является поперечный размер раскрытия несплошности. Для проведения расчета тока размер минимальных несплошностей, которые можно обнаружить, принято делить на три уровня [12]. В зависимости от заложенных требований конструктора к прочностным характеристикам изделия осуществляется поиск несплошностей с различной шириной раскрытия. Уровень А применяется для особо ответственных деталей – например, деталей двигателей или элементов крепления с повышенной нагрузкой. Уровень Б применяется для менее ответственных и нагруженных деталей – например, корпусов элементов. Уровень В редко применяется в авиастроении.

Определение режимов для намагничивания объектов контроля начинается с расчета силы тока, проходящего через деталь или по стержню, проходящему через отверстия детали, для циркулярного намагничивания или тока в намагничивающем устройстве при полюсном намагничивании.

Напряженность магнитного поля при контроле СПП, необходимую для обеспечения заданного уровня чувствительности, можно определить с помощью зависимости значения коэрцитивной силы исследуемой марки стали от тангенсальной составляющей напряженности магнитного поля (рис. 4), значения которой необходимо достичь в контролируемом изделии для выявления несплошностей с выбранным уровнем чувствительности при контроле в приложенном поле. При контроле остаточной намагниченности необходимо выбрать значение поля насыщения. Синяя линия соответствует уровню чувствительности несплошностей с раскрытием 2 мкм, красная линия – с раскрытием 10 мкм.

Необходимо получить ординату точки задаваемого значения поля намагничивания для использования в расчете режима. В качестве абсциссы брали значение коэрцитивной силы контролируемой марки стали и проводили линию до пересечения с линией выбранного уровня чувствительности. Значение по оси ординат и будет являться необходимой напряженностью приложенного магнитного поля на поверхности контролируемого изделия $H_{пр}$.

Величину тока, проходящего по детали (при циркулярном намагничивании) или по обмотке намагничивающего устройства (при продольном намагничивании), необходимую для заданного магнитного поля на поверхности контролируемых деталей, можно определить экспериментально или расчетным путем.

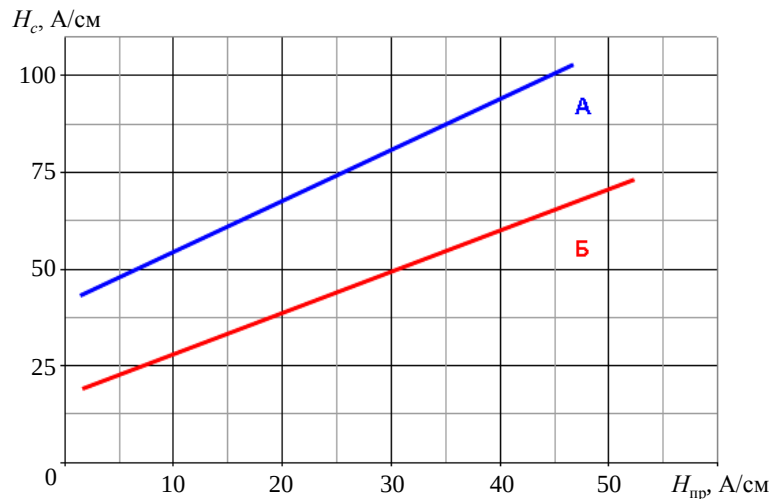


Рис. 4. Определение уровня чувствительности

Расчетным путем величина тока I может быть определена в случаях циркулярного намагничивания деталей относительно простого поперечного сечения контролируемого участка детали по следующим формулам (где H – требуемая напряженность магнитного поля, А/см) [13]:

– для детали цилиндрической формы с диаметром наибольшего сечения D (мм):

$$I = 0,3HD;$$

– для детали прямоугольной формы длиной L (мм) и высотой H (мм):

$$I = 0,2HL \text{ при } L/H > 10;$$

$$I = 0,2H(L + H) \text{ при } L/H < 10;$$

– для детали с крупногабаритными участками:

$$I = 0,15H \sqrt{X^2 + Y^2},$$

где X и Y – длина и ширина контролируемого участка, мм.

Погрешность расчетов будет возрастать по мере увеличения различия форм деталей. В этих случаях необходимую силу тока следует определять экспериментально.

При полюсном намагничивании также можно рассчитать значение задаваемого тока, но результат может не обеспечивать необходимое значение магнитного поля на поверхности контролируемой детали. Поэтому на практике чаще применяют метод подбора с измерением значения магнитного поля во время намагничивания, а также специальные приборы, обеспечивающие необходимую точность.

При полюсном намагничивании деталей с помощью соленоида или обмотки гибким кабелем намагничивающий ток можно рассчитать:

$$I = m \cdot H \cdot L/N,$$

где L – длина соленоида или обмотки, см; H – требуемая напряженность магнитного поля, А/см; N – число витков соленоида или обмотки; m – коэффициент, определяемый в зависимости от соотношения радиуса и длины соленоида или обмотки.

Результаты и обсуждение

От выбранного режима, необходимого для достижения заданных значений магнитного поля, напрямую зависят параметры индикации магнитного порошка над дефектом [14].

В качестве исследуемого объекта контроля применена полая цилиндрическая деталь из стали ВКС-1, термообработанная по режиму: закалка при 980 °С + отпуск при 230 °С. На деталь также нанесено хромовое покрытие толщиной 60 мкм, она имеет подтвержденный дефект в виде продольной волосовины длиной ~50 мм.

Контроль проведен на стационарном универсальном дефектоскопе с возможностью широкой регулировки задаваемого тока. В качестве магнитного индикатора использована черная магнитная суспензия в баллончике. Деталь помещена на стержень, зажатый между контактными поверхностями установки для пропуска тока по детали. Контроль проведен в приложенном поле, обработка суспензией из баллончика осуществляется до и во время намагничивания. Расчетный ток намагничивания равен 1,8 кА.

При соблюдении выбранной технологии контроля и расчетного режима на поверхности цилиндрического объекта контроля отображается контрастный индикаторный рисунок (рис. 5).



Рис. 5. Деталь с волосовиной

Установлено, что при увеличении или уменьшении расчетного циркулярного тока намагничивания длина индикации над дефектом изменяется (см. таблицу): при снижении тока намагничивания длина дефекта уменьшается, а при увеличении остается практически неизменной, но увеличивается фон из порошка, что ухудшает расшифровку индикации (рис. 6).

Длина индикации в зависимости от величины тока

Величина тока намагничивания, кА	Длина выявленной индикации, см
3,0	4,8
2,8	4,7
2,6	5,2
2,4	5,0
2,2	4,9
2,0	4,9
1,8	5,0
1,6	4,4
1,4	4,9
1,2	4,1
1,0	3,5
0,8	3,6
0,5	0,9

Большое влияние на индикацию несплошностей и, соответственно, на четкость и контрастность изображения поверхности индикации любого магнитного порошка оказывает концентрация частиц оксида железа в применяемом при контроле магнитном индикаторе [15]. Дефектоскопист-оператор может визуально оценить данное влияние и дать субъективную оценку.

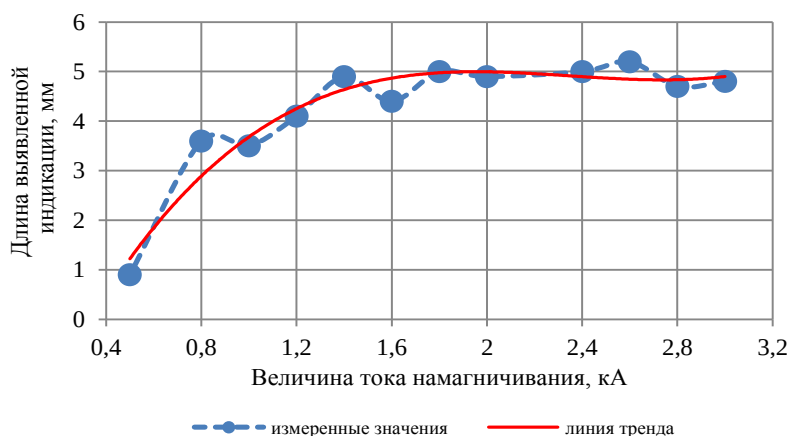


Рис. 6. Влияние величины тока намагничивания на длину выявленной индикации



Рис. 7. Контрольный образец из стали 40X13

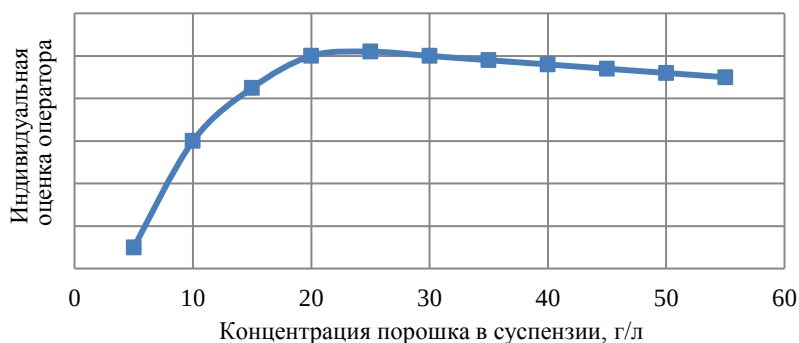


Рис. 8. Визуальная оценка выявляемости дефекта

Выполнен эксперимент, в результате которого проведена субъективная оценка выявляемости дефекта на контрольном образце из стали 40X13 (рис. 7), соответствующей уровню чувствительности А, в зависимости от рекомендуемой, а также от увеличенной и уменьшенной концентрации порошка (рис. 8). Использована суспензия на основе черного магнитного порошка (ТУ 6-36-05800165-1009–93) и трансформаторного масла. Рекомендуемая концентрация по ТУ составляет 25 ± 5 г/л магнитного порошка. Визуальная оценка выявляемости дефекта на контрольном образце показала, что при требуемой концентрации порошка в суспензии дефект выявляется наиболее четко; при снижении концентрации порошка ≤ 20 г/л дефект выявляется наименее четко; при повышении концентрации порошка ≥ 30 г/л начинает накапливаться фон из магнитного порошка вокруг выявленного дефекта, что визуально снижает качество индикаторного следа над дефектом.

Заключения

Приведен порядок расчета режимов намагничивания деталей при магнитопорошковом контроле, который включает определение тока намагничивания в зависимости от способа контроля и того, в каком положении намагничивается деталь. Определены

магнитные характеристики, от которых зависит рассчитанный ток. Проведена оценка зависимости образования индикаторного рисунка от рассчитанного режима намагничивания объекта контроля. Показано, что при увеличении или уменьшении рассчитанного тока намагничивания полученная индикация магнитного порошка становится менее заметной для дефектоскописта-оператора. Это свидетельствует о том, что необходимо придерживаться расчетных режимов намагничивания, так как отклонение не приводит к лучшим результатам контроля.

Показано также, что необходимо следить за концентрацией магнитной суспензии, которая применяется при магнитопорошковом контроле. Уменьшение концентрации приводит к ухудшению выявляемости дефекта, а увеличение – к росту фона магнитного порошка вокруг индикаторного рисунка, что также снижает выявляемость дефекта.

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

Список источников

1. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
2. Kablov E.N., Startsev V.O. The influence of internal stresses on the aging of polymer composite materials: a review // *Mechanics of Composite Materials*. 2021. Vol. 57. No. 5. P. 565–576. DOI: 10/1007/s11029-021-09979-6.
3. Каблов Е.Н. Материалы на все времена // Наука и жизнь. 2010. № 10. С. 12–19.
4. Демидов А.А., Крупнина О.А., Михайлова Н.А., Косарина Е.И. Исследование образцов из полимерных композиционных материалов методом рентгеновской компьютерной томографии и обработка томограмм с изображением объемной доли пористости // Труды ВИАМ. 2021. № 5 (99). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-105-113.
5. 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.
6. Скоробогатько Д.С., Головков А.Н., Кудинов И.И., Куличкова С.И. К вопросу об экотоксичности и эффективности различных классов промышленных неионогенных ПАВ, используемых при очистке металлических поверхностей в процессе капиллярного контроля деталей авиационной техники (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 11. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-98-106.
7. 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: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
8. Шелихов Г.С. Магнитопорошковая дефектоскопия деталей и узлов. М.: Эксперт, 1995. 224 с.
9. ГОСТ Р 56512–2015. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. Типовые технологические процессы. М.: Стандартинформ, 2016. 56 с.
10. Клюев В.В., Соснин Ф.Р., Филинов В.Н. и др. Неразрушающий контроль и диагностика: справочник / под ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 1995. 488 с.
11. ГОСТ Р ИСО 9934-1–2011. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. Часть 1. Основные требования. М.: Стандартинформ, 2019. 16 с.
12. ГОСТ 21105–87. Контроль неразрушающий. Магнитопорошковый метод. М.: Изд-во стандартов, 2003. 14 с.
13. Беда П.И., Выборнов Б.И., Глазков Ю.А. и др. Неразрушающий контроль металлов и изделий: справочник / под ред. Г.С. Самойловича. М.: Машиностроение, 1976. 456 с.
14. Александров А.Г., Глазков Ю.А. Технологические карты по магнитопорошковому контролю деталей авиационной техники: методич. рекомендации по составлению. Люберцы: 13 ГНИИ МО РФ, 1995. Вып. ВВС 6878. 76 с.

15. Леднев И.С. Исследование свойств дефектоскопических материалов для проведения магнитопорошкового контроля // Труды ВИАМ. 2022. № 2 (108). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-122-132.

References

- Kablov E.N. VIAM: new generation materials for PD-14. *Krylya Rodiny*, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
- Kablov E.N., Startsev V.O. The influence of internal stresses on the aging of polymer composite materials: a review. *Mechanics of Composite Materials*, 2021, vol. 57, no. 5, pp. 565–576. DOI: 10.1007/s11029-021-09979-6.
- Kablov E.N. Materials for all times. *Nauka i zhizn*, 2010, no. 10, pp. 12–19.
- Demidov A.A., Krupnina O.A., Mikhaylova N.A., Kosarina E.I. Investigation of polymer composite material samples by x-ray computed tomography and processing of tomograms with the image of the volume fraction of porosity. *Trudy VIAM*, 2021, no. 5 (99), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-5-105-113.
- 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.
- Skorobogatko D.S., Golovkov A.N., Kudinov I.I., Kulichkova S.I. Revisiting the ecotoxicity and efficiency of different classes of industrial nonionic surfaces used for cleaning metal surfaces in the process of capillary control of details of the aviation technology (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-98-106.
- 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: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-2-115-122.
- Shelikhov G.S. *Magnetic particle inspection of parts and assemblies*. Moscow: Expert, 1995, 224 p.
- State Standard R 56512–2015. *Non-destructive testing. Magnetic particle method. Typical technological processes*. Moscow: Standartinform, 2016, 56 p.
- Klyuev V.V., Sosnin F.R., Filinov V.N. et al. *Non-destructive testing and diagnostics: handbook*. Ed. V.V. Klyuev. Moscow: Mashinostroyeniye, 1995, 488 p.
- State Standard R ISO 9934-1–2011. *Non-destructive testing. Magnetic particle method. Part 1. Basic requirements*. Moscow: Standartinform, 2019, 16 p.
- State Standard 21105–87. *Non-destructive testing. Magnetic particle method*. Moscow: Publishing House of Standards, 2003, 14 p.
- Beda P.I., Vybornov B.I., Glazkov Yu.A. et al. *Non-destructive testing of metals and products: reference book*. Ed. G.S. Samoylovich. Moscow: Mashinostroyeniye, 1976, 456 p.
- Aleksandrov A.G., Glazkov Yu.A. *Technological maps for magnetic particle testing of aircraft parts: methodological recommendations for compilation*. Lyubertsy: 13th State Research Institute of the Ministry of Defense of the Russian Federation, 1995, is. VVS 6878, 76 p.
- Lednev I.S. Inquiry of the properties of detection media for magnetic particle inspection. *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-122-132.

Информация об авторах

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

Ходакова Елизавета Александровна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

Статья поступила в редакцию 16.07.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.08.2024.
The article was submitted 16.07.2024; approved and accepted for publication after reviewing 05.08.2024.

Научная статья

УДК 678.747.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-93-104

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СОУДАРЕНИЯ НА ОСТАТОЧНУЮ ПРОЧНОСТЬ УГЛЕПЛАСТИКОВ

Е.А. Васильчук¹, И.Н. Гуляев¹, Н.О. Яковлев¹, С.И. Мишкин¹

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

Аннотация. Показаны результаты исследования влияния скорости соударения бойка с поверхностью углепластика на площадь повреждения (межслоевые расслоения) и остаточную прочность углепластиков. Исследования проводились на образцах углепластиков на основе однонаправленного и равнопрочного (саржевого переплетения) армирующих наполнителей и эпоксидной матрицы с добавлением термопластичного дисперсного наполнителя, изготовленных методом автоклавного формования. Скорость соударения изменялась за счет изменения высоты падения бойка на вертикальном копре. Площадь повреждения оценивалась методом ультразвукового контроля.

Ключевые слова: удар, остаточная прочность при сжатии после удара, углепластики, автоклавное формование, масса груза, скорость соударения, площадь повреждения

Для цитирования: Васильчук Е.А., Гуляев И.Н., Яковлев Н.О., Мишкин С.И. Влияние скорости соударения на остаточную прочность углепластиков // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-93-104.

Scientific article

INFLUENCE OF COLLISION SPEED ON THE RESIDUAL DURABILITY OF CFRP

E.A. Vasilchuk¹, I.N. Gylyaev¹, N.O. Yakovlev¹, S.I. Mishkin¹

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 research of the influence of the collision speed of the striker with the surface of CFRP on the damage square (interlayer delamination) and residual strength of CFRP are shown. The researches were carried out on the samples of CFRP based on unidirectional and equal-strength (twill weave) reinforcing fillers and epoxy matrix with addition of the thermoplastic dispersed filler, made by method of autoclave molding. The speed of collision was changed by changing the height of falling of the striker of the vertical coper. The area of damage was evaluated by method of ultrasonic control.

Keywords: impact, residual compressive strength after impact, CFRP, autoclave molding, mass of load, collision speed, damage area

For citation: Vasilchuk E.A., Gylyaev I.N., Yakovlev N.O., Mishkin S.I. Influence of collision speed on the residual durability of CFRP. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-93-104.

Введение

Применение углепластиков в различных отраслях промышленности связано с их уникальными свойствами. Углепластики обладают низкой плотностью, высокими упруго-прочностными характеристиками и износостойкостью, хорошей коррозионной стойкостью, устойчивостью к агрессивным средам и различным климатическим условиям, истиранию и вибрационным нагрузкам, что позволяет им конкурировать с металлами, поэтому материалы из углеродных наполнителей используют во многих силовых конструкциях [1–4].

Слоистые композиционные материалы на основе углеродных наполнителей в виде однонаправленных волокон или лент, а также тканых форм в основном получают методом предварительной пропитки армирующего наполнителя полимерным связующим (изготовление препрега) с последующим совмещением слоев в блоки или заготовки в соответствии с требованиями конструкции и формованием при повышенной температуре. В результате формируется слоистая структура, условно состоящая из слоев пропитанного армирующего наполнителя и полимерного связующего, находящегося в межслоевом пространстве и связанного в трехмерную структуру за счет проникновения в межволоконное пространство. В однонаправленном материале граница слоев может не проявляться за счет смещения и уплотнения волокон, но четко проявляется при изменении углов армирования в соседних слоях, а также при использовании тканых армирующих наполнителей. Такая же слоистая структура образуется и в случае применения иных технологических методов формообразования (инфузии, вакуумной пропитки и т. п.) пакета слоев сухого армирующего наполнителя.

В случае воздействия критических напряжений в слоистом пластике появляются микротрещины, накопление которых приводит к разрушению материала. Поскольку полимерная матрица обладает меньшими характеристиками прочности по сравнению с углеродным волокном, то большинство трещин возникают именно в матрице или на границе раздела «волокно–матрица».

Основным и очень существенным недостатком большинства углепластиков является низкая трещиностойкость и малая остаточная прочность после ударных воздействий. Поэтому повышение ударной стойкости углепластиков является актуальной проблемой [5–10].

Наиболее опасными повреждениями для деталей из углепластиков, применяемых в элементах конструкций и деталях летательных аппаратов, являются повреждения, возникающие в результате низкоскоростных ударов (град, гравий, удары посторонними предметами при обслуживании самолета и т. д.). В результате таких воздействий на поверхности изделия могут не образовываться остаточные вмятины, свидетельствующие о локальном повреждении материала. Однако в них могут возникать внутренние повреждения, которые приводят к снижению прочности материала и деталей, выполненных из него, – в особенности при повреждениях вдоль слоев. Для оценки устойчивости композиционного материала к удару определяют параметр остаточной прочности при сжатии после ударного воздействия с постоянной или изменяемой энергией [11–17]. Существует ряд стандартов для проведения испытаний по нанесению удара и по определению остаточной прочности при сжатии после удара [18–24]. Основным различием является метод закрепления образца в испытательном оборудовании.

Так, в ASTM D7136/D7136M-15 образец размером 100×150 мм и толщиной от 4 до 6 мм с квазиизотропной схемой армирования закрепляется на раме с прямоугольным отверстием размером 75×125 мм и удар наносится перпендикулярно к плоскости образца полусферическим бойком диаметром 16 мм.

В соответствии со стандартом СТО 1-595-30-409–2011 – метод испытания полимерных композиционных материалов на сопротивление повреждению при ударе падающим грузом – испытания проводятся в диапазоне энергий удара от 9 до 40 Дж, что

удовлетворяет нормированной энергии от 2 до 8 Дж/мм для образцов углепластика толщиной ~5 мм.

В результате ударного воздействия в слоистом материале возникают расслоения, которые могут образовываться во всех слоях по всей толщине пластика. Так, в слоях, расположенных ближе к поверхности, на которую воздействует удар, расслоения незначительно превышают площадь тела, вызвавшего соударение. Однако расслоения в последующих слоях увеличиваются, а в слоях, близких к противоположной поверхности изделия, могут увеличиваться от воздействия удара в несколько раз [25, 26]. Картина характерного расслоения, возникающего вследствие ударного воздействия, представлена на рис. 1.

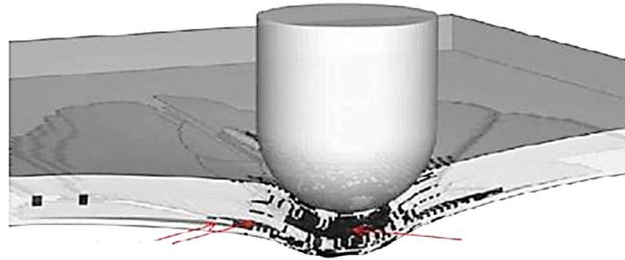


Рис. 1. Расслоение и трещинообразование в слоистом полимерном композиционном материале при ударном воздействии [13]

В данной работе исследовали влияние скорости соударения при постоянной удельной энергии удара на межслоевые расслоения и остаточную прочность углепластика. Скорость соударения изменяли за счет изменения высоты падения бойка с разной массой.

Вызывают интерес также условия проведения испытаний на ударное воздействие в связи с ограничениями, накладываемыми стандартами ASTM D7136/D7136M-15 и ГОСТ 33495–2015, а именно на ограничение массы груза и расстояние между образцом и ударным наконечником бойка. В стандарте указано, что ударник должен иметь массу $5,50 \pm 0,25$ или $2,00 \pm 0,25$ кг, если необходимая энергия удара не может быть обеспечена при использовании ударника массой $5,50 \pm 0,25$ кг, падающего с высоты не менее 300 мм.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 13.2. «Конструкционные ПКМ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [27, 28].

Материалы и методы

В качестве объектов исследования выбраны углепластики на основе равнопрочного тканого наполнителя саржевого переплетения или наполнителя из однонаправленных высокопрочных углеродных волокон и эпоксидной матрицы, наполненной термoplastом. Препреги углепластиков изготавливали по расплавной технологии на горизонтальной пропиточной машине. Формование углепластиков осуществляли в автоклаве после предварительного вакуумирования.

Испытания проводили на образцах с квазиизотропной укладкой $[+45/0/-45/90]_{3s}$ – для однонаправленного наполнителя и $[(+45/-45)/(0/90)]_{6s}$ – для тканого наполнителя. Размер испытываемых образцов составлял по ширине $100 \pm 0,25$ мм, по длине $150 \pm 0,25$ мм. Количество образцов на каждую серию испытаний составляло 6 шт., которые вырезали из одной плиты отформованного углепластика.

Толщина монослоя составляла:

- для образцов с однонаправленным наполнителем – от 0,188 до 0,200 мм;
- для образцов с тканым наполнителем – от 0,193 до 0,210 мм.

Испытания на остаточную прочность при сжатии после удара проводили при комнатной температуре в несколько этапов.

На *первом этапе* на вертикальном копре образцы углепластика подвергали поперечному локальному удару с удельной энергией 6,67 Дж/мм.

Удельную энергию удара рассчитывали по формуле

$$E_{\text{уд}} = \frac{E}{h_{\text{обр}}},$$

где $E_{\text{уд}}$ – удельная энергия удара, Дж/мм; E – энергия удара, Дж; $h_{\text{обр}}$ – толщина образца, мм.

Энергию удара вычисляли по формуле

$$E = mgh = \frac{mv^2}{2},$$

где E – энергия удара, Дж; m – масса падающего груза, г; g – ускорение свободного падения $g = 9,8 \text{ м}^2/\text{с}$; h – высота падения груза, м; v – скорость, м/с.

Для обеспечения различной скорости соударения бойка с образцом углепластика варьировали высоту падения бойка. Удельная энергия удара при этом оставалась постоянной за счет того, что использовали бойки с различной массой (5, 7, 10 и 15 кг). Чем больше масса бойка, тем меньше высота его подъема над образцом и меньше скорость соударения.

На рис. 2 представлен вид образцов углепластика с нанесенным ударным воздействием.

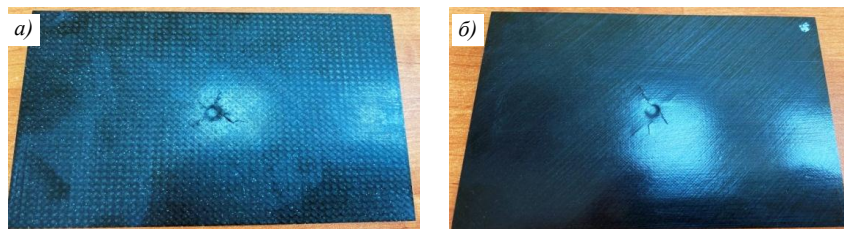


Рис. 2. Образцы углепластика на основе равнопрочного тканого (а) и однонаправленного (б) наполнителей после ударного воздействия

На *втором этапе* определяли площадь повреждения путем исследования образцов ультразвуковым эхо-импульсным методом. Чувствительность исследования соответствовала выявлению плоскодонного отражателя диаметром 5 мм. Результаты сохраняли в виде С-скана (рис. 3). Расчет площади повреждения проводили с помощью программного обеспечения на персональном компьютере.

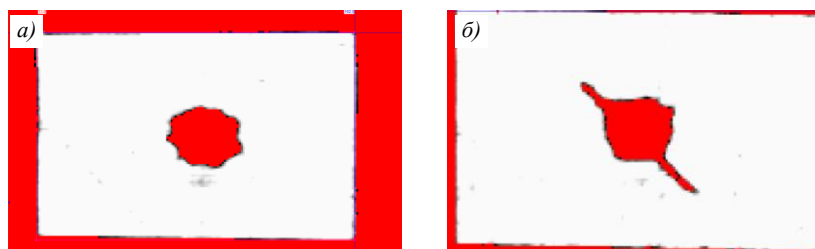


Рис. 3. С-скан образцов углепластика на основе равнопрочного тканого (а) и однонаправленного (б) наполнителей после ударного воздействия

На *третьем этапе* определяли остаточную прочность при сжатии после удара. Перед испытанием все образцы подвергали кондиционированию в течение 36 ч. Испытания проводили в соответствии с ASTM D7137/D7137M-12. Нагрузку на образец подавали последовательно с постоянной скоростью перемещения подвижных плит на универсальной электромеханической испытательной машине, фиксируя максимальную нагрузку, предшествующую разрушению образца. Типичная диаграмма нагружения представлена на рис. 4.

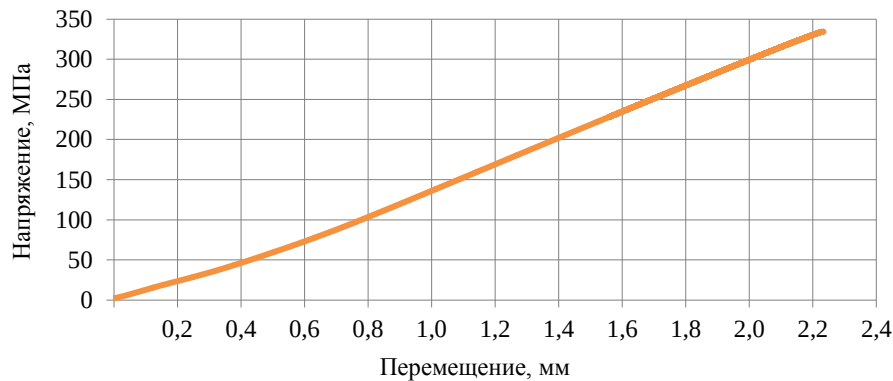


Рис. 4. Типичная диаграмма нагружения углепластика «напряжение–перемещение»

Методом оптической микроскопии исследованы структуры углепластика в месте ударных воздействий, производимых с минимальной и максимальной скоростью соударения.

Результаты и обсуждение

В процессе исследования скорость соударения варьировали от 2 до 3,6 м/с. Скорость нанесения удара бойком составила:

- 3,5±0,1 м/с – для массы 5 кг,
- 3,0±0,1 м/с – для массы 7 кг,
- 2,6±0,1 м/с – для массы 10 кг,
- 2,0 ±0,1 м/с – для массы 15 кг.

На рис. 5 представлены результаты определения площади повреждения углепластиков на основе равнопрочного и однонаправленного армирующих наполнителей при различной скорости соударения. Значение параметра для каждого образца – точка на диаграмме.

Для углепластика на основе равнопрочного тканого наполнителя при скорости соударения 2 м/с (масса бойка 15 кг) площадь повреждения находится в диапазоне 600–780 мм², а при скорости соударения 3,5 м/с (масса бойка 5 кг) – в диапазоне 700–980 мм². Для углепластика на основе однонаправленного углеродного волокна при скоростях соударения 2 м/с (масса бойка 15 кг) и 3,5 м/с (масса бойка 5 кг) площадь повреждения существенно не изменяется и находится в диапазоне 600–850 мм². Однако наибольшими значениями площадей разрушения равнопрочного углепластика при скорости 3,5 м/с и однонаправленного углепластика при скорости 3,0 м/с можно пренебречь ввиду статистической погрешности эксперимента. На основании данных рис. 5 можно сделать вывод, что скорость соударения не влияет площади разрушения двух видов углепластиков.

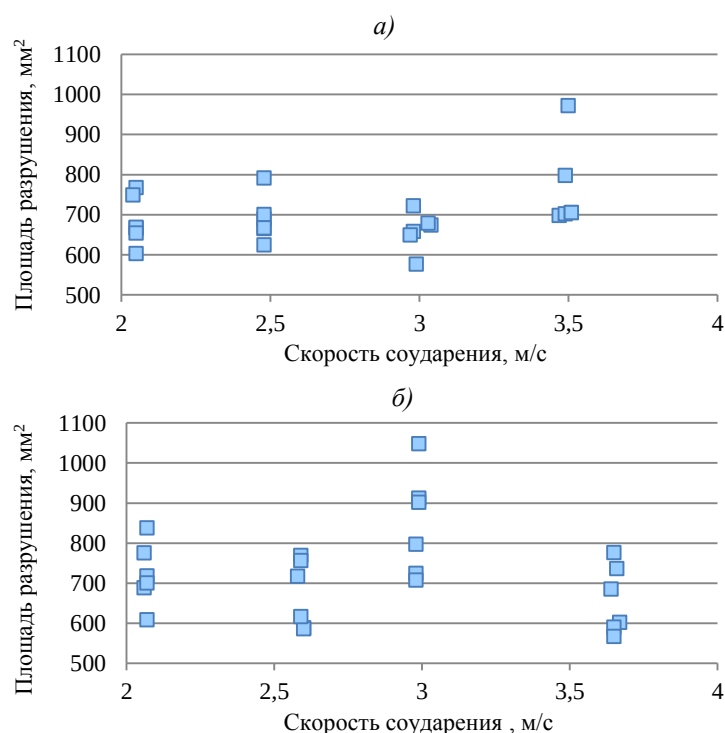


Рис. 5. Результаты определения площади повреждения углепластика на основе равнопрочного тканого (а) и однонаправленного (б) наполнителей при изменении скорости соударения

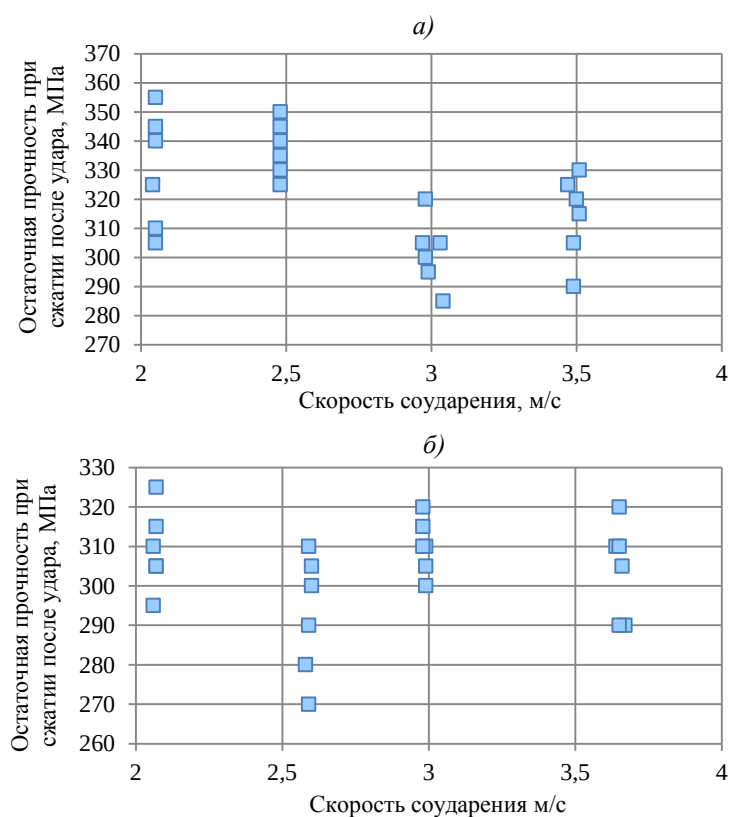


Рис. 6. Результаты определения остаточной прочности при сжатии после ударного воздействия углепластика на основе равнопрочного тканого (а) и однонаправленного (б) наполнителей при изменении скорости соударения

На рис. 6 показаны зависимости значений остаточной прочности при сжатии после удара углепластиков от скорости соударения. При различной скорости соударения остаточная прочность при сжатии после ударного воздействия для равнопрочного углепластика находится в диапазоне от 285 до 355 МПа, а у однонаправленного углепластика – от 270 до 325 МПа. Незначительное снижение остаточной прочности наблюдается у равнопрочного углепластика при скорости соударения >3 м/с, а у однонаправленного – при 2,6 м/с. Прочность при сжатии является комплексной механической характеристикой углепластика, которая характеризует работу и полимерного связующего, и углеродного волокна. Чаще всего значение прочности при сжатии имеет максимум при определенном содержании связующего в углепластике. При малом количестве связующего в углепластике ($<31\%$ (по массе)) могут образовываться непропитанные участки и значение прочности при сжатии снижается. Повышенное содержание связующего в образцах углепластика ($>37\%$ (по массе)) также уменьшает значение показателя прочности при сжатии за счет меньшего количества углеродного наполнителя. В данном случае связующее принимает на себя основную нагрузку [29]. Поэтому незначительное колебание значений остаточной прочности при сжатии после удара при одинаковых условиях формования углепластика, по-видимому, связано с разными значениями содержания связующего в образцах для серии испытаний. С учетом статистической погрешности испытаний можно сделать вывод, что скорость соударения в диапазоне от 2 до 3,5 м/с не влияет на значения остаточной прочности после удара как для однонаправленного, так и для равнопрочного углепластика.

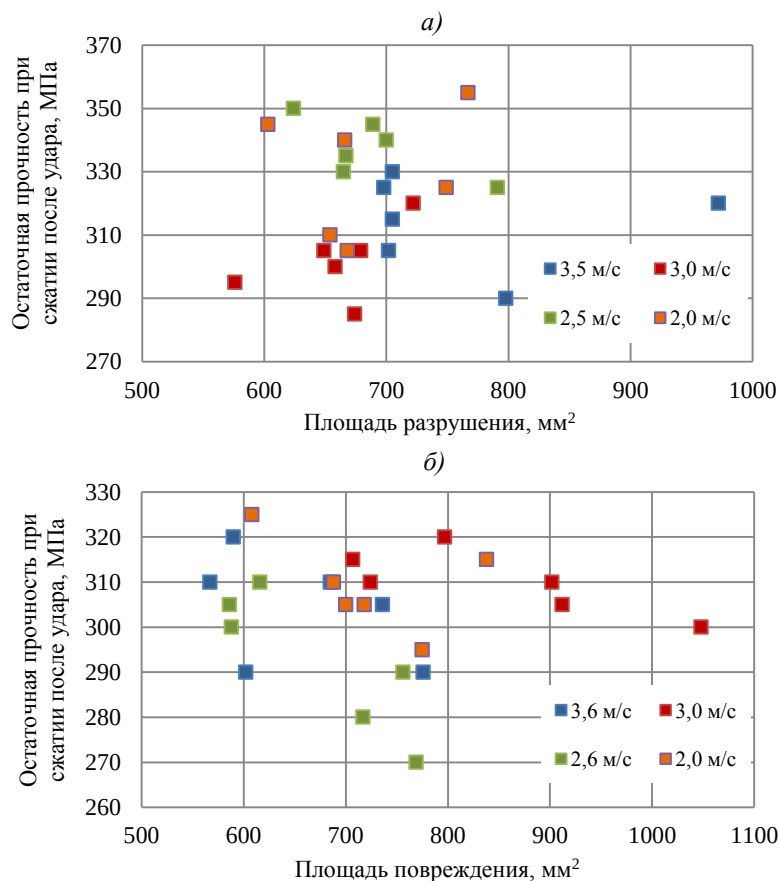


Рис. 7. Результаты определения остаточной прочности при сжатии после удара и площади повреждения углепластика на основе равнопрочного тканого (а) и однонаправленного (б) наполнителей при изменении скорости соударения

На рис. 7 показаны зависимости значений площади повреждения от параметра остаточной прочности при сжатии после удара при различных скоростях удара. Видно, что для равнопрочного и однонаправленного углепластиков не наблюдается какой-либо закономерности. Распределения точек для углепластиков, подверженных удару при скоростях соударения 2 и 3,5 м/с, располагаются приблизительно в одной области. Значения остаточной прочности при сжатии после удара не зависят от площади разрушения для обоих углепластиков.

На рис. 8 и 9 показаны результаты исследования микроструктуры углепластиков в зоне ударного воздействия с минимальной и максимальной скоростями соударения.

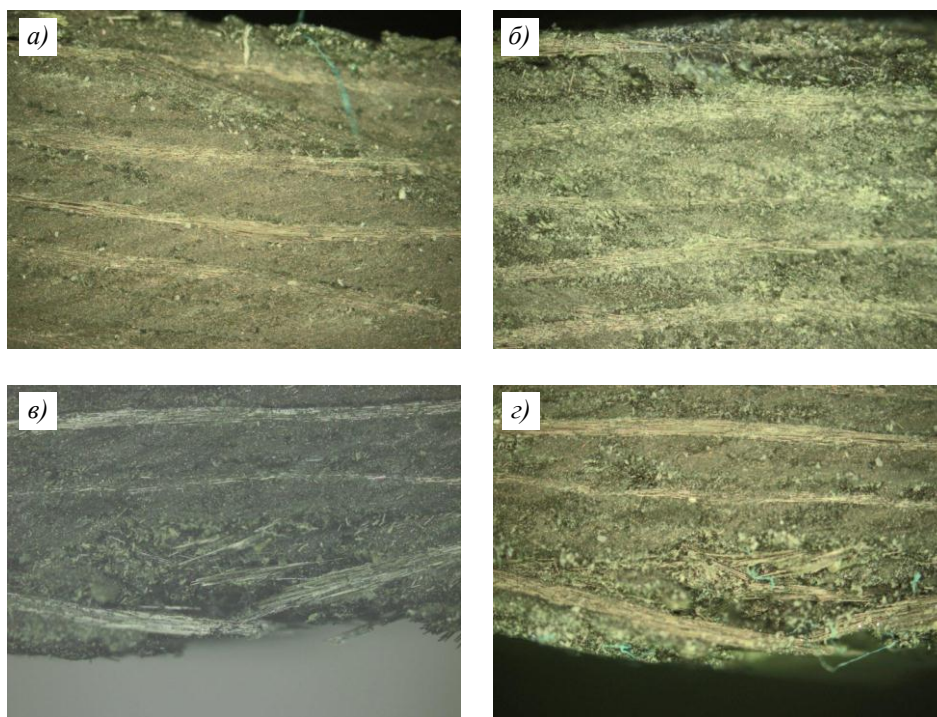


Рис. 8. Микроструктуры поперечного сечения образцов углепластика на основе равнопрочного армирующего наполнителя со стороны нанесения ударного воздействия (а, б) и с обратной стороны (в, г) с минимальной (а, в) и максимальной (б, г) скоростью соударения

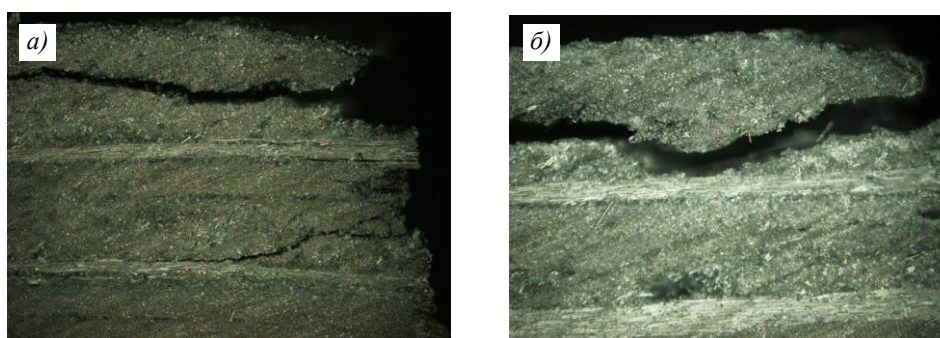


Рис. 9. Микроструктура поперечного сечения образца углепластика на основе однонаправленного армирующего наполнителя после ударного воздействия с минимальной (а) и максимальной (б) скоростью соударения

На микроструктурах, приведенных на рис. 8, видно, что для углепластика на основе равнопрочного армирующего наполнителя скорость соударения существенным образом не влияет на общий характер разрушения. Со стороны ударного воздействия

образуется вмятина, а с противоположной стороны формируется отдулина, характеризующаяся разрушением верхнего слоя полимерной матрицы и армирующего наполнителя с частичным вырывом из матрицы. При этом межслоевые трещины наблюдаются по границам слоев.

На микроструктурах, приведенных на рис. 9, видно, что у однонаправленного углепластика при ударном воздействии трещины распространяются не только вдоль слоев, но и в поперечном направлении – через волокна армирующего наполнителя. Однако существенной разницы в разрушении структуры композиционного материала в зависимости от скорости удара не наблюдается.

Заключения

Исследовано влияние ударного воздействия с различной скоростью соударения на остаточную прочность при сжатии, характер разрушения и площадь повреждения образцов углепластиков с квазиизотропной структурой армирования $[+45/0/-45/90]_{3s}$ – для однонаправленного наполнителя и $[(+45/-45)/(0/90)]_{6s}$ – для тканого наполнителя. Показано, что при испытаниях ударным воздействием с постоянной энергией 6,67 Дж/мм не наблюдается существенного влияния скорости соударения в диапазоне от 2 до 3,6 м/с на величину остаточной прочности при сжатии после удара и площади повреждения углепластика.

Список источников

1. Гуняев Г.М. Структура и свойства полимерных волокнистых композитов. М.: Химия, 1981. 232 с.
2. Молчанов Б.И., Гудимов М.М. Свойства углепластиков и области их применения // Авиационная промышленность, 1997. № 3–4. С. 58–60.
3. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
4. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т. СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
5. Раскутин А.Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
6. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
7. Шепель В.Н. Создание изделий из полимеркомпозитов. М.: Издатель Шепель Владислав Николаевич, 2020. 388 с.
8. Имамединов Э.Ш., Валуева М.И. Композиционные материалы для поршневых двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 3 (60). С. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
9. Колобков А.С. Полимерные композиционные материалы для различных конструкций авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
10. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 2 (71). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
11. Беклемышева К.А., Петров И.Б. Моделирование разрушения гибридных композитов под действием низкоскоростного удара // Математическое моделирование. 2018. Т. 30. № 11. С. 27–43.
12. Бойчук А.С., Диков И.А., Генералов А.С. Оценка площади ударных повреждений ПКМ различными методами ультразвукового контроля // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-125-133.

13. Кудрявцев О.А., Оливерко Н.А., Сапожников С.Б., Игнатова А.В. Оценка повреждений и остаточной прочности слоистого композита после низкоскоростного удара с использованием индикаторных покрытий // *Механика композитных материалов*. 2021. Т. 57. № 5. С. 839–852. DOI: 10.22364/mkm.57.5.03.
14. Староверов О.А., Бабушкин А.В., Горбунов С.М. Оценка степени повреждаемости углепластиковых композиционных материалов при ударном воздействии // *Вестник ПНИПУ. Сер.: Механика*. 2019. № 1. С. 162–172. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.14.
15. Сергачев И.В., Антонов Ф.К., Сафонов А.А., Ушаков А.Е. Оценка остаточной прочности элементов композиционных конструкций после низкоскоростного удара // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2013. № 1. С. 36–44.
16. Железина Г.Ф., Соловьева Н.А., Кулагина Г.С., Шульдешова П.М. Исследование возможности повышения стойкости к удару тонколистовых углепластиков за счет плакирования арамидным органопластиком // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 04. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 16.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-35-42.
17. Ерасов В.С., Крылов В.Д., Панин С.В., Гончаров А.А. Испытания полимерного композиционного материала на удар падающим грузом // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. № 3. С. 60–64.
18. ASTM D7137/D7137M-12. Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates. ASTM International, 2012. P. 1–16.
19. Boeing Specification Support Standard BSS 7260: Advanced composite compression test. Boeing Corp., 1988. 48 p.
20. AITM1.0010-94. Airbus Industry Test Method/Fiber Reinforced Plastics. Determination of compression strength after impact. Blagnac, 1994. Is. 2. 26 p.
21. ASTM D7136/D7136M-15. Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event. ASTM International, 2015. P. 1–16.
22. SACMA Recommended methods S.R.M. 2R-94. Suppliers of Advanced Composites Materials Association, 1994. P. 1–7.
23. DIN 65561. Fiber reinforced plastics; testing of multidirectional laminates; determination of the compression strength after impact test. Aerospace, 1991. P. 1–6.
24. ASD-STAN PREN 6038 EN. Aerospace Series. Fiber Reinforced Plastics Test Method Determination of the Compression Strength After Impact-Edition P1. Aerospace, 1995. 12 p.
25. Ogasawara T., Mikomi T., Takamoto K. et al. Experimental evaluation of filled-hole compressive strengths of thin-ply carbon fiber/epoxy composite laminates // *Composites Science and Technology*. 2023. Vol. 237. Art. 109996.
26. Дубинский С.В., Фейгенбаум Ю.М., Сенник В.Я. Развитие методов статистического анализа экспериментальных данных об обнаруживаемости ударных повреждений композитной конструкции при визуальном контроле. М.: ЦАГИ, 2017. 21 с.
27. 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.
28. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
29. Мишкин С.И., Жакова Л.С., Клименко О.Н., Васильчук Е.А. Исследование влияния содержания связующего в углепластике на их механические свойства // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2024) DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.

References

1. Gunyaev G.M. *Structure and properties of polymer fiber composites*. Moscow: Chemistry, 1981, 232 p.
2. Molchanov B.I., Gudimov M.M. Properties of carbon fiber reinforced plastics and their areas of application. *Aviatsionnaya promyshlennost*, 1997, no. 3–4, pp. 58–60.

3. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft construction and industry: present and future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
4. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vol. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
5. Raskutin A.E. Russian polymer composite materials of new generation, their exploitation and implementation in advanced developed constructions. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 349–367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367.
6. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
7. Shepel V.N. *Creation of products from polymer composites*. Moscow: Publisher Shepel Vladislav Nikolaevich, 2020, 388 p.
8. Imametdinov E.S., Valueva M.I. Composites for piston engines (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 19–28. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-19-28.
9. Kolobkov A.S. Polymer composite materials for various aircraft structures (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44.
10. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for aviation industry (review). *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 2 (71), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
11. Beklemysheva K.A., Petrov I.B. Modeling the destruction of hybrid composites under the action of a low-speed impact. *Matematicheskoe modelirovanie*, 2018, vol. 30, no. 11, pp. 27–43.
12. Boychuk A.S., Dikov I.A., Generalov A.S. Estimation of impact damages area in FRP by various ultrasonic techniques. *Trudy VIAM*, 2022, no. 7 (113), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-125-133.
13. Kudryavtsev O.A., Olivenko N.A., Sapozhnikov S.B., Ignatova A.V. Assessment of damage and residual strength of a layered composite after a low-speed impact using indicator coatings. *Mekhanika kompozitnykh materialov*, 2021, vol. 57, no. 5, pp. 839–852. DOI: 10.22364/mkm.57.5.03.
14. Staroverov O.A., Babushkin A.V., Gorbunov S.M. Assessment of the degree of damage to carbon fiber composite materials under impact action. *Vestnik PNIPU. Ser.: Mekhanika*, 2019, no. 1, pp. 162–172. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.14.
15. Sergachev I.V., Antonov F.K., Safonov A.A., Ushakov A.E. Evaluation of residual strength of composite structure elements after low-speed impact. *Problemy mashinostroyeniya i nadezhnosti mashin*, 2013, no. 1, pp. 36–44.
16. Zhelezina G.F., Solovieva N.A., Kulagina G.S., Shuldeshova P.M. Study of the possibility of increasing the impact resistance of thin-sheeted carbon fiber-reinforced plastics due to cladding with aramid organoplastics. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 04. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 16, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-35-42.
17. Erasov V.S., Krylov V.D., Panin S.V., Goncharov A.A. Drop-weight impact testing of polymer composite material. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2013, no. 3, pp. 60–64.
18. ASTM D7137/D7137M-12. *Standard Test Method for Compressive Residual Strength Properties of Damaged Polymer Matrix Composite Plates*. ASTM International, 2012, pp. 1–16.
19. *Boeing Specification Support Standard BSS 7260: Advanced composite compression test*. Boeing Corp., 1988, 48 p.
20. AITM1.0010-94. *Airbus Industry Test Method/Fiber Reinforced Plastics. Determination of compression strength after impact*. Blagnac, 1994, is. 2, 26 p.
21. ASTM D7136/D7136M-15. *Standard Test Method for Measuring the Damage Resistance of a Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composite to a Drop-Weight Impact Event*. ASTM International, 2015, pp. 1–16.

22. SACMA Recommended methods S.R.M. 2R-94. Suppliers of Advanced Composites Materials Association, 1994, pp. 1–7.
23. DIN 65561. *Fiber reinforced plastics; testing of multidirectional laminates; determination of the compression strength after impact test*. Aerospace, 1991, pp. 1–6.
24. ASD-STAN PREN 6038 EN. *Aerospace Series. Fiber Reinforced Plastics Test Method Determination of the Compression Strength After Impact-Edtion P1*. Aerospace, 1995, 12 p.
25. Ogasawara T., Mikomi T., Takamoto K. et al. Experimental evaluation of filled-hole compressive strengths of thin-ply carbon fiber/epoxy composite laminates. *Composites Science and Technology*, 2023, vol. 237, art. 109996.
26. Dubinsky S.V., Feigenbaum Yu.M., Senik V.Ya. *Development of methods for statistical analysis of experimental data on the detectability of impact damage to a composite structure during visual inspection*. Moscow: TsAGI, 2017, 21 p.
27. 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.
28. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
29. Mishkin S.I., Zhakova L.S., Klimenko O.N., Vasilchuk E.A. Research of influence of the contents resin in CFRP on their mechanical properties. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2024) DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.

Информация об авторах

Васильчук Екатерина Александровна, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Гуляев Иван Николаевич, заместитель начальника по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Яковлев Николай Олегович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Мишкин Сергей Игоревич, старший научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ekaterina A. Vasilchuk, Technican, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ivan N. Gulyaev, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikolay O. Yakovlev, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey I. Mishkin, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 26.07.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.07.2024.
The article was submitted 26.07.2024; approved and accepted for publication after reviewing 30.07.2024.



НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

Всероссийский научно-исследовательский институт
авиационных материалов



НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ» – ВИАМ

ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР



- Реализует полный инновационный цикл – от фундаментальных и прикладных исследований до создания высокотехнологичных наукоемких производств по выпуску материалов нового поколения, полуфабрикатов и уникального технологического оборудования.
- Разрабатывает и поставляет широкую номенклатуру металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов и средств защиты от коррозионных поражений и биоповреждений с возможностью осуществления поставки продукции под контролем ВП МО РФ.

На основании одобренного Президентом Российской Федерации В.В. Путиным принципа создания отрасли малотоннажных производств в материаловедческих НИИ и ГНЦ в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ создано:

25 высокотехнологичных
наукоемких производств по выпуску
253 наименований материалов
и полуфабрикатов

ИСПЫТАТЕЛЬНЫЙ ЦЕНТР

- Включает 19 комплексов уникальной стендовой и испытательной базы.
- Проводит более 1000 видов исследований и испытаний на 1100 единицах исследовательского и испытательного оборудования.
- Аккредитован в качестве технически компетентного центра Росавиацией, Росаккредитацией, Российским морским регистром судоходства, Филиалом ФГБУ «46 ЦНИИ» Минобороны России, признан компанией Snecma группы SAFRAN.
- Включен в международную сеть станций климатических испытаний Atlas Material Testing Technology LLC.



национальная
система
аккредитации
инфраструктура
доверия



SAFRAN
Snecma



Ульяновский научно-технологический центр ВИАМ –
НИЦ «Курчатовский институт»



Разработка технологий и производство
полуфабрикатов и изделий из ПКМ.

Геленджикский центр климатических
испытаний ВИАМ им. Г.В. Акимова –
НИЦ «Курчатовский институт»



Единственный в России соответствующий международным
стандартам центр климатических испытаний материалов,
средств защиты от коррозии, старения и биоповреждений
при одновременном воздействии нагрузок и коррозионной среды.

Воскресенский экспериментально-технологический
центр по специальным материалам ВИАМ –
НИЦ «Курчатовский институт»



Разработка технологий и производство бериллийсодержащих
сплавов, полимерных связующих, препрегов, материалов
для безэховых камер.

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.

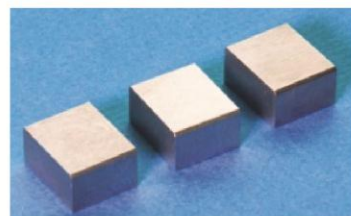
Производственные мощности

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_{cj}	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



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





ГЕЛЕНДЖИКСКИЙ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ВИАМ ИМ. Г.В. АКИМОВА – НИЦ «КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»

ЕДИНСТВЕННЫЙ В РФ ЦЕНТР КЛИМАТИЧЕСКИХ
ИСПЫТАНИЙ, АККРЕДИТОВАННЫЙ ФЕДЕРАЛЬНЫМ
АГЕНТСТВОМ ВОЗДУШНОГО ТРАНСПОРТА
(РОСАВИАЦИЯ), ВХОДЯЩИЙ
В МЕЖДУНАРОДНУЮ СЕТЬ СТАНЦИЙ
КЛИМАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ
ATLAS MATERIAL TESTING TECHNOLOGY LLC.



Основные
показатели:

2118 м²

площадь лабораторно-
исследовательского
корпуса

>100

единиц испытательного
и исследовательского
оборудования

1100 м²

площадь атмосферного
испытательного полигона

200 м²

площадь
силового пола

Центр климатических испытаний расположен в приморской атмосфере умеренно теплого климата с мягкой зимой (ГОСТ 16350) с коррозионной агрессивностью атмосферы (9 баллов по ГОСТ 9.039 и C3-C5 по ISO 9223)

Атмосферный испытательный полигон:

Открытая площадка –
до **10000**
образцов одновременно



Площадка под навесом –
до **1000**
образцов одновременно



Силовой пол с нагрузкой
до **500 МПа**



Площадка для испытаний
узлов и конструкций –
288 м²



Испытания при совместном воздействии
климатических факторов,
статических и циклических нагрузок



Метеостанция,
работающая в непрерывном
автоматическом режиме



Лабораторные исследования:



Физико-механические
испытания



Исследования методами
неразрушающего контроля



Металлофизические
исследования



Химико-аналитические
исследования



Исследования теплофизических
свойств



Электрохимия
и исследования покрытий



Испытания при повышенной
температуре и влаге



Испытания при повышенных и пониженных
температурах, а также при их знако-
переменном воздействии



Испытания в коррозионно-
активных средах



Испытания и исследования
систем защиты

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- натурные испытания металлических и неметаллических материалов, систем защиты, конструкций, в том числе при совместном воздействии механических нагрузок и климатических факторов;
- полный комплекс лабораторных испытаний и исследований материалов, элементов конструкций, а также систем защиты;
- разработку, подбор, отработку методов и средств защиты от коррозии, старения и биоповреждений для металлических и неметаллических материалов, конструкций и изделий;
- установление сроков службы материалов в предполагаемых условиях эксплуатации.

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; gcki.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