

№6
(136)
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

№ 6 (136) июнь 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
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

Легкие сплавы

Light-metal alloys

Бенариев И., Пантелеев М.Д., Оглодков М.С., Сбитнева С.В., Пахомкин С.И. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой пресованных полос из алюминий-литиевого сплава В-1469

Benarieb I., Panteleev M.D., Oglodkov M.S., Sbitneva S.V., Pakhomkin S.I. The effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of joints, produced by electron beam welding of extrusions from aluminium-lithium alloy V-1469

Леонов А.А., Заварзин С.В., Трофимов Н.В. О некоторых особенностях влияния состава магниевого анода на его электрохимическое поведение применительно к магниевым аккумуляторам

Leonov A.A., Zavarzin S.V., Trofimov N.V. On some features of the influence of the composition of the magnesium anode on its electrochemical behavior in relation to magnesium-ion batteries

Сененко С.А., Богачев И.А., Шошев Ф.Л. Влияние фракционного состава металл-порошковой композиции сплава ВТ6 на шероховатость поверхности, структуру и механические свойства синтезированного материала, полученного селективным электронно-лучевым плавлением

Senenko S.A., Bogachev I.A., Shoshev F.L. Effect of the fractional composition of the metal-powder composition of the VT6 alloy on the surface roughness, structure and mechanical properties of the printed material obtained by selective electron beam melting

Полимерные материалы

Polymer materials

Исаев А.Ю., Рубцова Е.В., Лукина Н.Ф. Свойства и назначение пленочных клеев (конструкционного и вспенивающегося) с пониженной горючестью

Isaev A.Yu., Rubcova E.V., Lukina N.F. Properties and purpose of film adhesives (constructional and foaming) with lowered combustibility

Композиционные материалы

Composite materials

Донецкий К.И., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Осинников И.В., Блохин В.Б., Муратов К.Р. Исследование влияния процесса копировально-прошивной электроэрозионной обработки на структуру углепластика марки ВКУ-29

Donetskiy K.I., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Osinnikov I.V., Blokhin V.B., Muratov K.R. Study of the influence of the electrical discharge machining process on the structure of polymer composite material VKU-29

**Защитные и функциональные
покрытия**

Зверевич Ю.К., Кречетов Д.Д., Железняк В.Г. Исследование влияния модификаторов на электропроводность модельной композиции на основе эпоксидного олигомера

Испытания материалов

Бузенков А.В., Бурканов М.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П. Влияние легирующих элементов и технологии получения на свойства спеченных магнитов Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm)

Монахов А.Д., Яковлев Н.О. Применение метода глубокого обучения при исследовании характеристик трещиностойкости

Панченко Ю.М., Маршаков А.И., Ненашева Т.А., Кутырев А.Е., Фомина М.А., Вдовин А.И. Предсказания годовых коррозионных потерь конструкционных металлов в зависимости от ориентации образцов на различных расстояниях от морского берега

**Protective and functional
coatings**

61 **Zverevich Yu.K., Krechetov D.D., Zheleznyak V.G.** Investigation of the effect of modifiers on the electrical conductivity of the model composition based on an epoxy oligomer

Material tests

69 **Buzenkov A.V., Burkanov M.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P.** Influence of alloying elements and production technology on the properties of sintered magnets Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm)

80 **Monakhov A.D., Yakovlev N.O.** Application of the deep learning method in studying crack resistance characteristics

92 **Panchenko Yu.M., Marshakov A.I., Nenasheva T.A., Kutyrev A.E., Fomina M.A., Vdovin A.I.** Predictions of first-year corrosion losses of structural metals depending on the orientation of samples at different distances from the seashore

Научная статья

УДК 669.715:669.018.62

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-3-17

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ ПРЕССОВАННЫХ ПОЛОС ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА В-1469

И. Бенариев¹, М.Д. Пантелеев¹, М.С. Оглодков¹, С.В. Сбитнева¹, С.И. Пахомкин¹

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

Аннотация. Представлены результаты исследования особенностей формирования микроструктуры и изменения механических свойств при термической обработке сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из высокопрочного сплава В-1469 системы Al–Cu–Li. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии и просвечивающей электронной микроскопии изучено влияние термообработки на фазовые превращения и характер выделений в разных зонах сварного соединения. Показано, что термическая обработка сварных соединений (закалка + старение) позволяет значительно повысить уровень прочности материала.

Ключевые слова: алюминий-литиевые сплавы, система Al–Cu–Li, электронно-лучевая сварка, термическая обработка, фазовые превращения, просвечивающая электронная микроскопия, дифференциальная сканирующая калориметрия

Для цитирования: Бенариев И., Пантелеев М.Д., Оглодков М.С., Сбитнева С.В., Пахомкин С.И. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-3-17.

Scientific article

THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS, PRODUCED BY ELECTRON BEAM WELDING OF EXTRUSIONS FROM ALUMINIUM-LITHIUM ALLOY V-1469

I. Benarieb¹, M.D. Panteleev¹, M.S. Oglokov¹, S.V. Sbitneva¹, S.I. Pakhomkin¹

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

Abstract. This paper presents the results of the study of the features of microstructure formation and changes in mechanical properties after heat treatment of welded joints, obtained by electron beam welding of extrusions from high-strength alloy V-1469 of Al–Cu–Li system. Phase transformations and nature of precipitation in different zones of the welded joint depending on heat treatment were studied by differential scanning calorimetry, transmission electron microscopy and thermodynamic simulation. It has been shown that the heat treatment of welded joints (quenching + aging) significantly increases the level of strength of the material.

Keywords: aluminum-lithium alloys, Al–Cu–Li system, electron-beam welding, heat treatment, phase transformation, transmission electron microscopy, differential scanning calorimetry

For citation: Benarieb I., Panteleev M.D., Oglokov M.S., Sbitneva S.V., Pakhomkin S.I. The effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of joints, produced by electron beam welding of extrusions from aluminium-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-3-17.

В настоящее время ряд металловедческих аспектов сварных соединений из сплавов системы Al–Cu–Li, особенно из сложнoleгированного сплава В-1469, изучен недостаточно [17–26]. В частности, актуальным остается установление закономерностей структурных изменений в различных зонах сварного соединения при термообработке, что представляет научный и практический интерес. Данная работа направлена на повышение уровня механических свойств сварных соединений из сплава В-1469, полученных ЭЛС, с помощью дополнительной термообработки.

Цель работы – исследование влияния термической обработки на изменение микроструктуры и механических свойств сварных соединений, полученных ЭЛС прессованных полос из сплава В-1469.

Материалы и методы

Материалом для исследований служили сварные соединения, выполненные ЭЛС прессованных полос толщиной 12 мм из сплава В-1469, в исходном состоянии и после дополнительной термической обработки. Исходным материалом являлись прессованные полосы толщиной 40 мм, изготовленные в промышленных условиях на металлургическом предприятии ОАО «КУМЗ». Химический состав материала, определенный методом спектрального анализа, соответствовал ОСТ 1 90048–90. Механические свойства полос (в продольном направлении) после закалки, правки растяжением и искусственного старения при температуре 160 °С: $\sigma_b \geq 640$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 610$ МПа, $\delta_5 \geq 8,0$ % (состояние Т1).

Сварку проводили в условиях НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ на плоских заготовках толщиной 12 мм, вырезанных из исходной прессованной полосы. Подробно методика изготовления сварных соединений описана в работе [16]. В ходе отработки режимов ЭЛС установлено, что с увеличением скорости сварки появляется тенденция к образованию околошовных ликвационных трещин. В данной работе для исследований использованы сварные соединения, полученные при низкой скорости сварки ($V_{св} = 36$ м/ч), в которых ликвационные трещины отсутствуют.

Термической обработке подвергали готовые образцы для испытаний, изготовленные по ГОСТ 6996–66 и ГОСТ 9454–78. Для одной части образцов проводили искусственное старение при температуре 160 °С, для другой – закалку в воде с температуры 530 °С, далее естественное старение в течение ≥ 7 сут или искусственное старение по серийному режиму при температуре 160 °С.

Структурные исследования сварных соединений проводили методами световой микроскопии, растровой электронной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Рентгеноспектральный микроанализ при растровой электронной микроскопии проводили с помощью приставки EDS. Температуру фазовых превращений определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при нагреве образцов со скоростью 20 °С/с. Образцы для ПЭМ и ДСК вырезали из разных зон сварного соединения: основного металла, зоны термического влияния (ЗТВ) и сварного шва.

Механические свойства при растяжении (σ_b) и ударную вязкость соединений с U-образным надрезом (KCU) образцов сварных соединений при комнатной температуре определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 6996–66 и ГОСТ 9454–78 соответственно.

Результаты и обсуждение

На рис. 2, а представлена микроструктура зоны сварного шва из сплава В-1469 в исходном состоянии. Сварной шов имеет мелкозернистую структуру с характерным

после литья дендритным строением. Размер зерен изменяется по высоте шва и составляет 20–100 мкм, размер дендритных ячеек: 5–10 мкм. Границы зерен и дендритов окаймлены прослойками неравновесной эвтектики (рис. 2, б). Согласно результатам термодинамического моделирования фазового состава при неравновесной кристаллизации с использованием специализированного программного обеспечения, эвтектика может включать следующие фазы с медью: $T_1(Al_2CuLi)$, $T_B(Al_7Cu_4Li)$, $S(Al_2CuMg)$, $\theta(Al_2Cu)$. Расчет также показал, что в сплаве в меньшем количестве могут присутствовать различные интерметаллидные фазы кристаллизационного происхождения: $\beta(Al_3Zr)$, Al_3Sc , $AlLiSi$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_7Cu_2Fe , $W(AlCuSc)$.

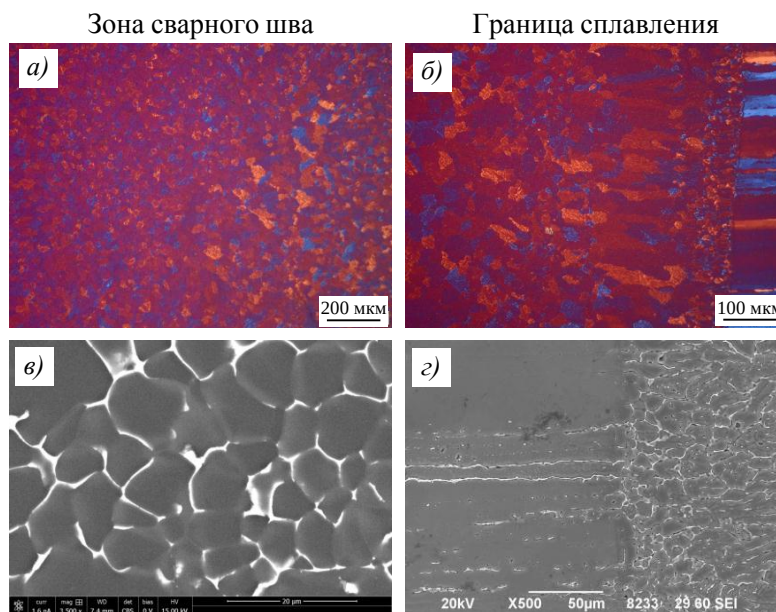


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии: а, б – световая микроскопия, поляризованный свет; в, г – растровая электронная микроскопия

Высокотемпературный нагрев (при закалке) не вызывает значительного изменения зеренной структуры в разных зонах сварного соединения (рис. 3, а, б), но выполняет функцию гомогенизации для литого металла сварного шва, способствуя практически полному растворению неравновесной эвтектики (рис. 3, в) и получению более однородной структуры. На границах зерен и дендритных ячеек в шве присутствуют разделенные друг от друга нерастворенные мелкие включения размером 0,5–2,0 мкм округлой формы (рис. 3, в). Согласно результатам рентгеноспектрального анализа, такие включения содержат Cu и малорастворимые переходные металлы (Fe, Sc, Mn), что свидетельствует об их принадлежности к фазам $W(AlCuSc)$, Al_7Cu_2Fe , $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рис. 1) [27].

В зоне основного металла в исходном состоянии по границам волокон дискретно располагаются крупные интерметаллидные включения, содержащие Cu и Fe (рис. 2, г). В околошовной зоне помимо этих включений имеются непрерывные продолжительные строчки (прослойки) выделений, которые образовались под действием термического цикла сварки в результате коагуляции или кристаллизации после частичного оплавления. После высокотемпературного нагрева (при закалке) сварного соединения эти прослойки частично растворяются (рис. 3, г) и переходят в цепочку отдельных частиц округлой формы, содержащих преимущественно Cu, а также Sc, Fe, Mn (рис. 4), аналогично выделениям в сварном шве (рис. 3, в).

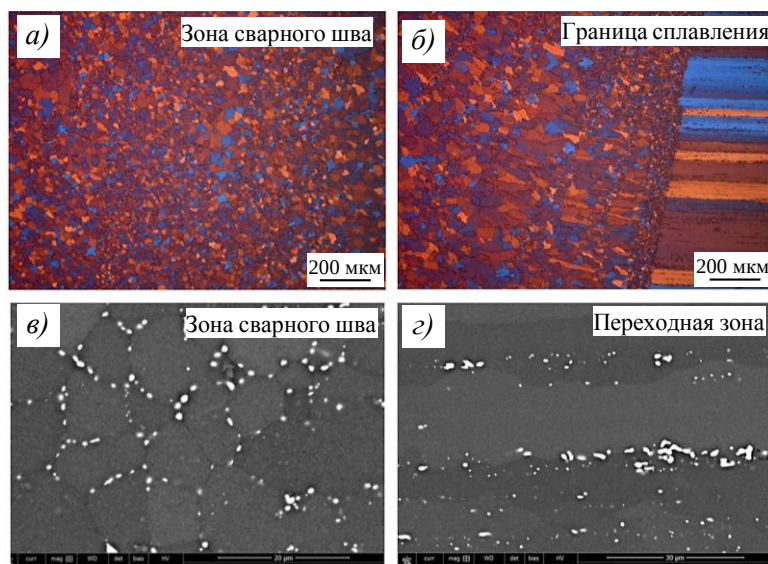


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, после высокотемпературного нагрева (при закалке): а, б – световая микроскопия, поляризованный свет; в, г – растровая электронная микроскопия

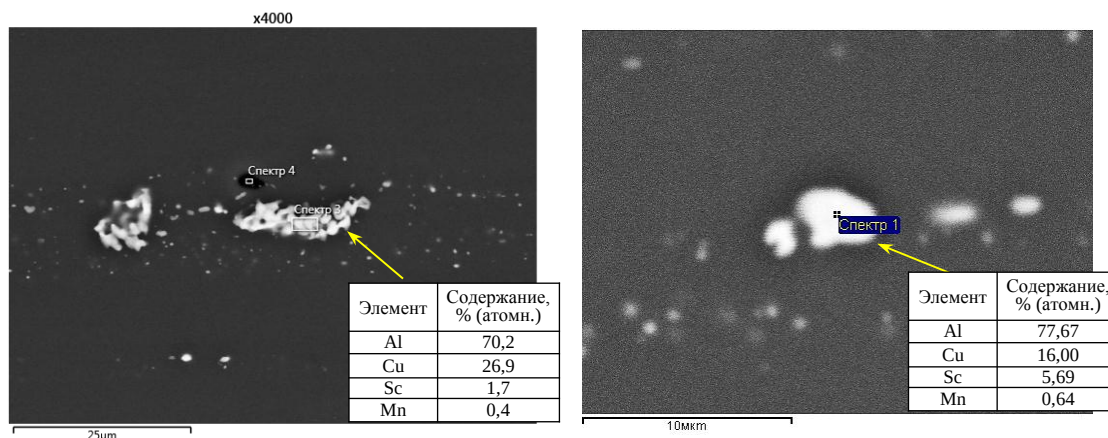


Рис. 4. Частицы интерметаллидных фаз в околошовной зоне после высокотемпературного нагрева и закалки (растровая электронная микроскопия)

Для оценки влияния дополнительной термической обработки (закалка + искусственное старение) сварного соединения из сплава В-1469, выполненного ЭЛС, на изменение микроструктуры в различных зонах проведены электронно-микроскопические исследования (ПЭМ) с применением светлопольных и темнопольных методик (рис. 5–7).

Структура зоны основного металла является типичной для полуфабрикатов из сплава типа В-1469 в закаленном и искусственно состаренном состояниях [3, 4, 28–34]. Наблюдаются субзеренная структура (рис. 5, а) и равномерно распределенные в матрице вторичные мелкодисперсные частицы упрочняющей $T_1(\Omega')$ -фазы пластинчатой формы размером 160×15 нм, выделяющиеся в большей степени гомогенно внутри субзерен и в меньшей степени – гетерогенно на границах субзерен (рис. 5, б). В объеме субзерен также присутствуют частицы $\theta'(Al_2Cu)$ -фазы размером 120×15 нм в гораздо меньшем количестве по сравнению с Ω' -фазой. Кроме того, обнаружены равномерно распределенные в матрице мелкие дисперсоиды β' -фазы $Al_3(Zr, Sc)$ со структурой $L1_2$ [35], имеющие сферическую форму и размер до 40 нм (рис. 5, в). Следует отметить, что частицы

θ' -фазы неравномерно выделяются по объему зерна и частично образуются гетерогенно на дисперсоидах β' -фазы.

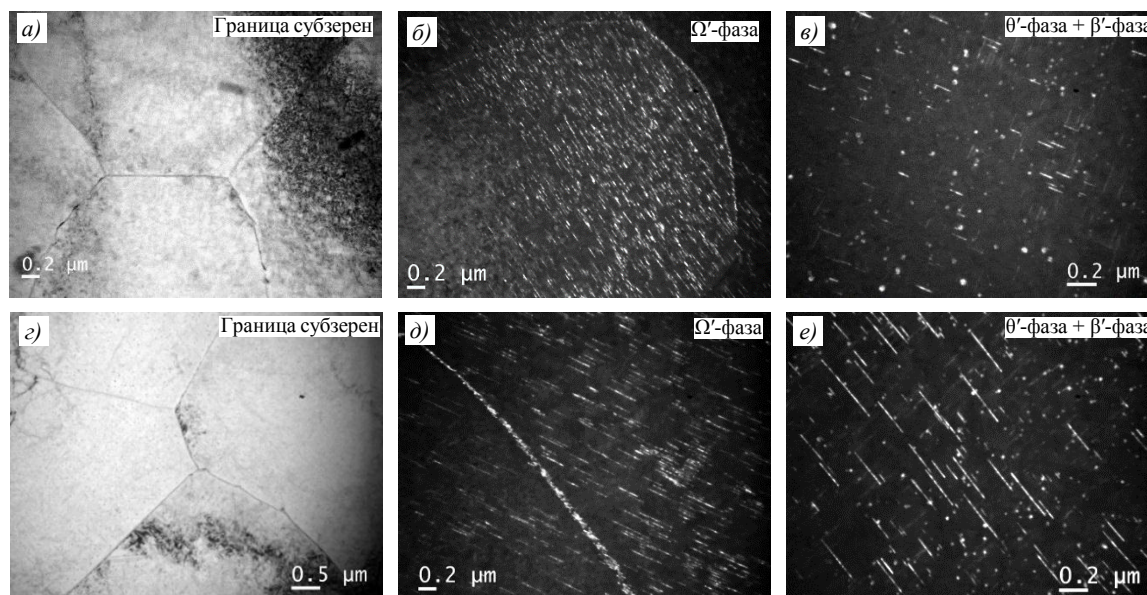


Рис. 5. Структура зоны основного металла сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии (а–в) и после дополнительной термической обработки (з–е) (просвечивающая электронная микроскопия)

После дополнительной термической обработки (закалка + искусственное старение) в зоне основного металла сохраняется преимущественно субзеренная структура, фазовый состав аналогичен исходному состоянию (рис. 5, з). Можно отметить меньшую плотность и больший размер пластин Ω' - и θ' -фаз по сравнению с исходным состоянием. Субграницы также декорированы частицами Ω' -фазы, однако в отличие от исходного состояния повышается их количество (рис. 5, д). Морфология выделений частиц β' -фазы после высокотемпературного нагрева практически не изменяется благодаря их высокой термической стабильности (рис. 5, е).

Пластическая деформация сплава В-1469 после закалки значительно повышает объемную долю и дисперсность выделений Ω' -фазы при последующем искусственном старении. Это обусловлено созданием повышенной плотности дислокаций, на которых данная фаза имеет большую склонность к гетерогенному зарождению при старении [3, 4]. Таким образом, изменение характера выделений Ω' -фазы в зоне основного металла сварного соединения в первую очередь вызвано снятием положительного эффекта, полученного при правке растяжением исходного полуфабриката, т. е. уменьшением плотности дислокаций в сплаве в результате повторной закалки.

Структура ЗТВ сварного соединения в исходном состоянии частично рекристаллизованная (рис. 6, а). В отличие от основного металла в ЗТВ Ω' -фаза присутствует в меньшем количестве (рис. 6, б), а θ' -фаза практически отсутствует (рис. 6, в), что обусловлено растворением этих фаз при высокотемпературном нагреве в процессе сварки. По-видимому, Ω' -фаза сохранилась в большем количестве по сравнению с θ' -фазой ввиду большей термической стабильности. Кроме того, в отличие от зоны основного металла на границах зерен наблюдается зона, свободная от выделений, шириной 25 нм. Характер выделения упрочняющих частиц в ЗТВ после дополнительной термической обработки сварного соединения (рис. 6, з–е) такой же, как в основном металле в том же состоянии (рис. 5, з–е).

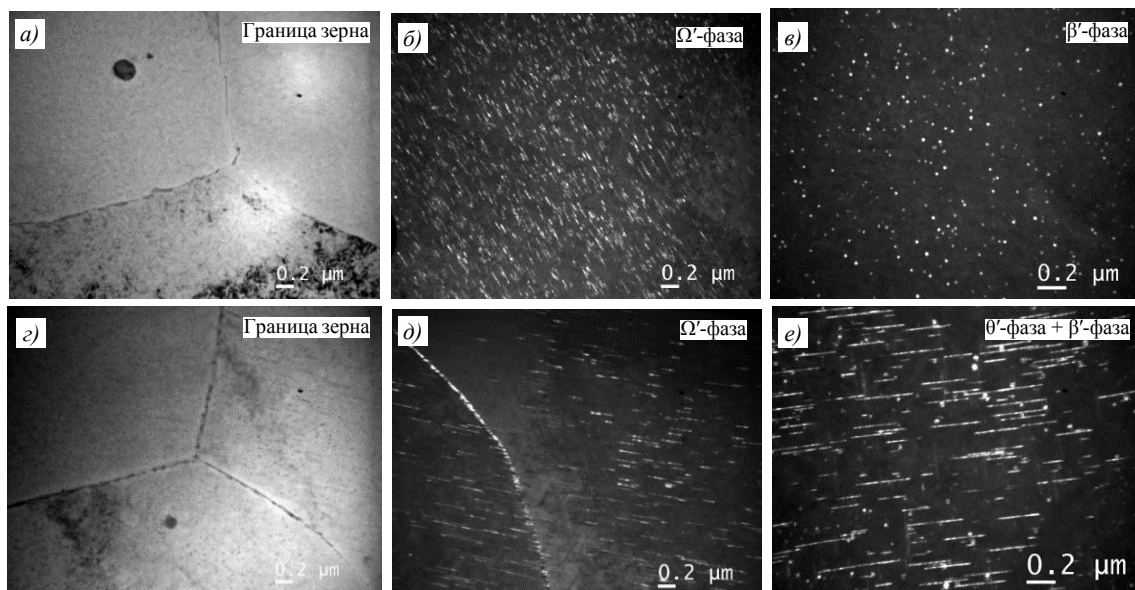


Рис. 6. Структура зоны термического влияния сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии (*a–в*) и после дополнительной термической обработки (*г–е*) (просвечивающая электронная микроскопия)

Структура зоны шва сварного соединения из сплава В-1469, выполненного ЭЛС, характерна для литого состояния, внутри зерен практически отсутствуют вторичные частицы (рис. 7, *a*). Наблюдается развитая дислокационная структура (рис. 7, *a–в*), что обусловлено высокими термическими напряжениями при сварке.

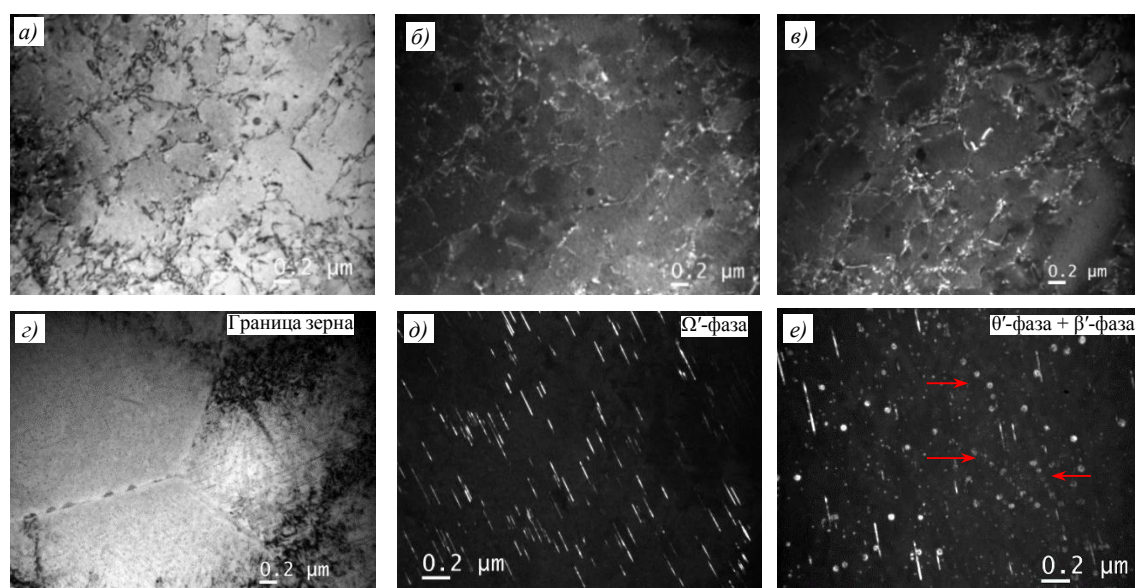


Рис. 7. Структура зоны шва сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии (*a–в*) и после дополнительной термической обработки (*г–е*) (просвечивающая электронная микроскопия)

Дополнительная термическая обработка (закалка + искусственное старение) сварного шва приводит к снижению плотности дислокационных скоплений и значительному растворению эвтектики, при этом на границах зерен остаются мелкие нерастворившиеся включения (рис. 7, *e*). В объеме зерен металла шва после термообработки появляются упрочняющие частицы Ω' - и θ' -фаз (рис. 7, *г–е*), а вдоль границ имеются

зоны, свободные от выделений, шириной 30 нм. Следует отметить относительно низкую плотность, большой размер и неравномерность распределения выделений в отличие от основного металла и ЗТВ. Основной причиной этого является меньшее количество потенциальных мест для гетерогенного зарождения в структуре литого металла шва.

Кроме того, высокотемпературный нагрев (при закалке) сварного шва обеспечил выделение мелких дисперсидов β' -фазы сферической формы размером до 50 нм, располагающихся в объеме зерен хаотически или рядами из глобулей (рис. 7, е, рис. 8). Образование данных дисперсидов обусловлено распадом твердого раствора, пересыщенного Zr и Sc в результате неравновесной кристаллизации металла шва [35]. Следует отметить, что дисперсиды β' -фазы в сварном шве более крупные по сравнению с аналогичными включениями в зоне основного металла и ЗТВ, что вызвано высокой температурой нагрева (530 °С) перед закалкой сварного соединения. В микроструктуре сварного шва после термической обработки θ' -фаза выделяется как гомогенно внутри зерен, так и гетерогенно на поверхности дисперсидов β' -фазы (рис. 8).

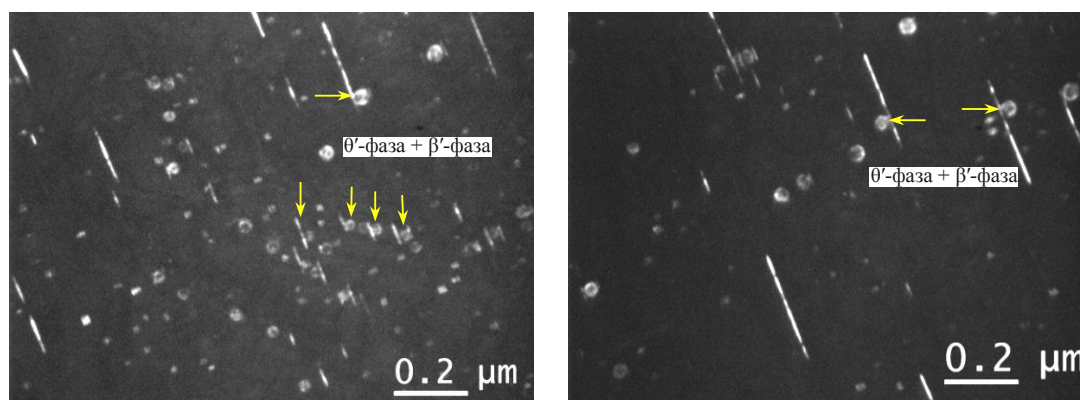


Рис. 8. Электронно-микроскопические изображения структуры зоны шва сварного соединения из сплава В-1469, выполненного электронно-лучевой сваркой, после термической обработки, иллюстрирующие характер выделения частиц β' - и θ' -фаз

Дополнительно провели термический анализ образцов, которые отбирали из разных зон сварного соединения из сплава В-1469, выполненного ЭЛС, в исходном состоянии и после дополнительной термической обработки. На рис. 9 представлены кривые ДСК при нагреве и предполагаемая интерпретация пиков фазовых превращений с учетом данных работы [36].

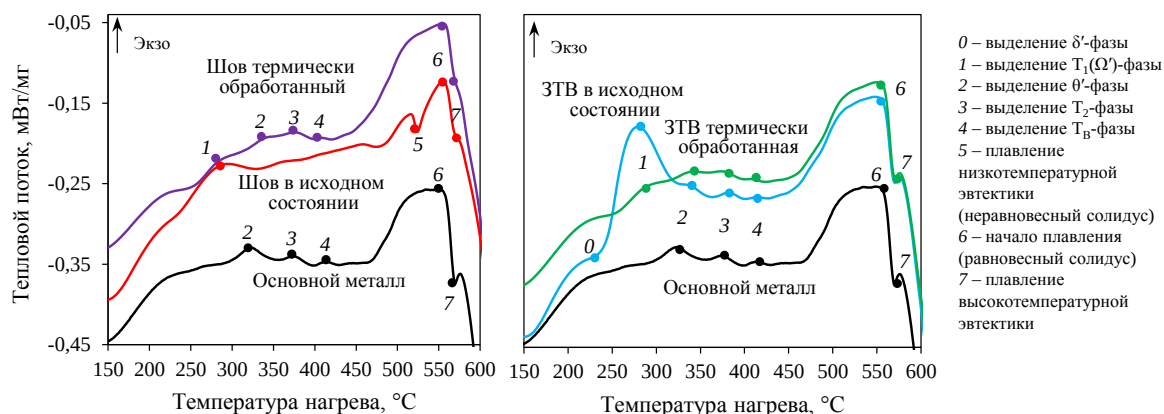


Рис. 9. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии при нагреве образцов разных зон сварного соединения, выполненного электронно-лучевой сваркой прессованных полос из сплава В-1469, и интерпретация пиков фазовых превращений (ЗТВ – зона термического влияния)

Анализ кривых ДСК показал, что последовательность фазовых превращений при нагреве закаленного и искусственно состаренного материала является типичной для сплава В-1469 для всех зон сварного соединения [36]. На кривой ДСК сварного шва в исходном состоянии наблюдается эндотермический пик 5 ($T_p = 525\text{ }^{\circ}\text{C}$), свидетельствующий о плавлении неравновесной эвтектики, сформированной при кристаллизации сварного шва. После термической обработки сварного шва пик 5 отсутствует, так как эвтектика растворилась во время предшествующей термообработки.

Примечательно, что на кривых ДСК сварного шва эндотермический пик 7 ($T_p = 568\text{ }^{\circ}\text{C}$) практически отсутствует в отличие от кривых ДСК основного металла и ЗТВ. Предположительно, пик 7 соответствует растворению интерметаллидных фаз кристаллизационного происхождения, количество которых зависит от скорости кристаллизации. По-видимому, в быстро кристаллизующемся сварном шве эти интерметаллиды образовались в меньшем количестве по сравнению со слитками, которые использованы для изготовления прессованных полос.

На кривых ДСК термически обработанных сварного шва и ЗТВ в отличие от основного металла выявлено наличие экзотермического пика 1, характеризующего выделение Ω' -фазы. Это вызвано тем, что в условиях отсутствия пластической деформации перед старением изменяется кинетика распада твердого раствора. Для ЗТВ в исходном состоянии характерно значительное выделение метастабильных фаз, что объясняется пересыщением твердого раствора вследствие высокотемпературного нагрева и быстрого охлаждения при сварке.

На рис. 10 представлены результаты определения механических свойств сварных соединений из сплава В-1469, выполненных ЭЛС, в исходном состоянии и после разных вариантов термической обработки. Сварные соединения в исходном состоянии характеризуются следующим уровнем механических свойств: $\sigma_{в.св} = 305\text{ МПа}$, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,5$, $KCU_{шов} = 180\text{ кДж/м}^2$. Искусственное старение позволяет незначительно (на $\sim 5\%$) повысить предел прочности материала. Закалка и последующее естественное старение сварного соединения обеспечивает значительное повышение уровня механических характеристик: предел прочности увеличивается на $\sim 40\%$ ($\sigma_{в.св} \geq 440\text{ МПа}$, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,7$), а ударная вязкость – на $\sim 80\%$ ($KCU_{шов} \geq 330\text{ кДж/м}^2$). Полная упрочняющая термическая обработка, включающая закалку и искусственное старение, значительно повышает (на 55%) прочностные характеристики сварного соединения до уровня высокопрочного материала ($\sigma_{в.св} \geq 510\text{ МПа}$, $\sigma_{в.св}/\sigma_{в} = 0,8$), однако это сопровождается снижением (на 35%) ударной вязкости сварных швов.

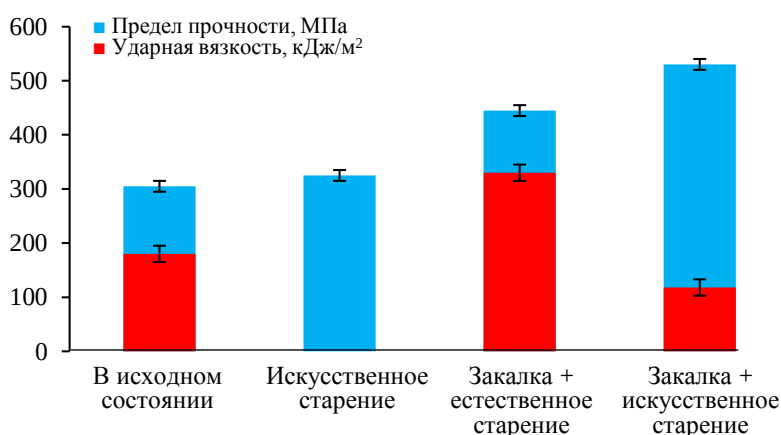


Рис. 10. Механические свойства сварных соединений из сплава В-1469, выполненных электронно-лучевой сваркой, в исходном состоянии и после разных вариантов термической обработки

Полученные значения механических свойств обусловлены особенностями структуры сварных соединений из сплава В-1469, на которые влияет термическая обработка.

Относительно низкая прочность сварного соединения в исходном состоянии вызвана тем, что металл сварного шва находится в литом (неупрочненном) состоянии. Ударная вязкость сварного соединения в исходном состоянии имеет высокий уровень, но ограничивается остаточными внутренними напряжениями после сварки и наличием крупных включений интерметаллидов эвтектического происхождения на границах дендритов и зерен, что оказывает охрупчивающее действие на материал.

Высокотемпературный нагрев (при закалке) сварного соединения выполняет функцию гомогенизации: снижает внутренние напряжения в сварном шве, способствует получению однородной структуры, растворяя охрупчивающие эвтектические выделения и устраняя дендритную ликвацию, что в результате значительно повышает пластичность и ударную вязкость (в ~2 раза) материала в закаленном и естественно состаренном состоянии. После закалки обеспечивается высокий уровень прочности за счет большого вклада от дисперсионного твердения в естественно состаренном состоянии – за счет δ' - и θ' -фаз, а в искусственно состаренном состоянии – Ω' -фазы. В то же время закалка и искусственное старение сварных соединений приводят к значительному снижению ударной вязкости шва, что вызвано общим снижением пластичности, в частности, за счет выделений множественных пластинчатых вторичных частиц при старении, в том числе на границах субзерен.

Заключения

Исследовано влияние термической обработки на структуру и механические свойства сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1469 системы Al–Cu–Li.

Установлено, что закалка и последующее старение сварного соединения обеспечивают достижение высокого уровня механических характеристик:

- в закаленном и естественно состаренном состоянии $\sigma_{B,CB} \geq 440$ МПа, $\sigma_{B,CB}/\sigma_B = 0,7$, $KCU_{шов} \geq 330$ кДж/м²;

- в закаленном и искусственно состаренном состоянии $\sigma_{B,CB} \geq 510$ МПа, $\sigma_{B,CB}/\sigma_B = 0,8$, $KCU_{шов} \geq 115$ кДж/м².

Таким образом, закалка и естественное старение обеспечивают сочетание высоких значений прочности и ударной вязкости материала. Уровень механических свойств определяется особенностями структуры сварных соединений, которые зависят от термической обработки.

Методами электронной микроскопии и ДСК показано, что высокотемпературный нагрев (при закалке) выполняет функцию гомогенизации, обеспечивая практически полное растворение охрупчивающих легкоплавких фаз кристаллизационного происхождения на границах зерен в сварном шве и границах волокон в околошовной зоне, а также формирование в этих участках цепочек отдельных частиц округлой формы, содержащих Cu, Sc, Fe, Mn.

Методом ПЭМ установлено, что полная термическая обработка (закалка + искусственное старение) сварного соединения снижает плотность распределения и дисперсность упрочняющих частиц $T_1(\Omega')$ - и θ' -фаз в разных зонах по сравнению с основным металлом в исходном состоянии, что обусловлено снижением количества дислокаций, служащих местами для потенциального зарождения этих выделений, в результате повторной закалки. Высокотемпературный нагрев (при закалке) не приводит к растворению имеющихся дисперсоидов фазы $Al_3(Zr, Sc)$ в основном металле и зоне термического влияния, но обеспечивает их выделение в сварном шве.

Проведенные исследования позволили заключить, что для снижения вероятности пережога целесообразно опробование ступенчатого нагрева под закалку (аналогично гомогенизации) сварных соединений. Первая (низкотемпературная) ступень будет служить для растворения легкоплавких фаз кристаллизационного происхождения, а вторая (высокотемпературная) – соответствовать температуре закалки. Предположительно, первая ступень нагрева за счет низкой температуры позволит получить в металле сварного шва благоприятное выделение упрочняющих частиц фазы $Al_3(Zr, Sc)$ с меньшими размерами и повышенной плотностью распределения в матрице. Эти выделения должны будут сохраниться в том же виде на второй ступени нагрева благодаря высокой термической стабильности.

Кроме того, повышения уровня прочности сварного соединения ($\sigma_{в.св}/\sigma_{в} > 0,9$) можно достичь путем наложения на материал дополнительной пластической деформации (например, правки растяжением) после закалки, что обеспечит увеличение количества дислокаций во всех зонах сварного соединения и, соответственно, вклада дисперсионного упрочнения за счет повышенной плотности, а также дисперсности упрочняющих частиц Ω' -фазы, образующихся при последующем искусственном старении.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 8. «Легкие, высокопрочные коррозионностойкие свариваемые сплавы и стали, в том числе с высокой вязкостью разрушения» и комплексной научной проблемы 10.8. «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Благодарности

Авторы статьи выражают благодарность специалисту НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ Е.В. Филоновой за большой вклад в проведение исследований методом РЭМ.

Список источников

1. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю. Алюминий-литиевые сплавы нового поколения и слоистые алюмокомпозиты на их основе // Цветные металлы. 2016. № 8 (884). С. 86–91.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Лукина Е.А. Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2019. 367 с.
4. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наукова думка, 1992. 192 с.
5. Чуистов К.В. Старение металлических сплавов. Киев: Академперіодика, 2003. 567 с.
6. Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В. Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, металловедение. М.: Наука, 2014. 296 с.
7. Бецофен С.Я., Антипов В.В., Князев М.И. Сплавы систем Al–Cu–Li и Al–Mg–Li: фазовый состав, текстура и анизотропия механических свойств (обзор) // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 10–26.
8. Елагин В.И., Захаров В.В. Современные Al–Li-сплавы и перспективы их развития // Технология легких сплавов. 2013. № 4. С. 17–23.

9. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 8 (90). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
10. Антипов К.В., Оглодкова Ю.С., Курынцев С.В., Сафиуллин Э.И. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства листов из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2022. № 11 (117). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26.
11. Prasad N.E., Gokhale A., Wanhill R.J.H. Aluminium-lithium alloys: processing, properties, and applications. Amsterdam: Elsevier, 2014. 652 p.
12. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium lithium alloys // Fundamentals of aluminium metallurgy. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018. P. 387–438. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00011-4.
13. Starke (Jr.) E.A. Historical development and present status of aluminium-lithium alloys // Aluminium-lithium alloys. Processing, properties and applications. Amsterdam: Elsevier, 2014. P. 3–26.
14. Rioja R.J., Liu J. The Evolution of Al–Li Base Products for Aerospace and Space Applications // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. No. 9. P. 25–37.
15. Оглодков М.С., Романенко В.А., Бенариев И., Рудченко А.С., Григорьев М.В. Исследование промышленных полуфабрикатов из перспективных алюминий-литиевых сплавов для авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3 (72). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
16. Бенариев И., Романенко В.А., Пантелеев М.Д., Оглодков М.С., Овчинников В.В., Филонова Е.В. Особенности структуры и механические свойства соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой прессованных полос из алюминий-литиевого сплава В-1469 // Труды ВИАМ. 2024. № 4 (134). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 30.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
17. Malikov A., Orishich A., Golishev A.A., Karpov E. Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment // Journal of Manufacturing Processes. 2019. Vol. 41. P. 101–110.
18. Malikov A., Karpov E., Kuper K., Shmakov A. Influence of Quenching and Subsequent Artificial Aging on Tensile Strength of Laser-Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy // Metals. 2023. Vol. 13. No. 8. P. 1393.
19. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I. et al. Effect of the Structure and the Phase Composition on the Mechanical Properties of Al–Cu–Li Alloy Laser Welds // Material Science and Engineering A. 2021. Vol. 809. P. 140947.
20. Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., Orishich A. Study of the Structure and Phase Composition of Laser Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy under Different Heat Treatment Conditions // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. Vol. 104. P. 4313–4324.
21. Malikov A., Orishich A., Bulina N. et al. Effect of Post Heat Treatment on the Phase Composition and Strength of Laser Welded Joints of an Al–Mg–Li Alloy // Materials Science and Engineering A. 2019. Vol. 765. P. 138302.
22. Malikov A., Vitoshkin I., Filippova A., Kuper K. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure, phase composition and mechanical properties of dissimilar Al–Mg–Li/Al–Cu–Li laser welded joints // Optics & Laser Technology. 2024. Vol. 173. P. 110534.
23. Фомин В.М., Маликов А.Г., Оришич А.М., Антипов А.А., Ключков Г.Г., Скупов А.А. Влияние термической обработки на структуру сварных соединений листов из сплава В-1469 системы Al–Cu–Li, полученных лазерной сваркой // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
24. Булина Н.В., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ключков Г.Г. Исследование структурно-фазового состава сварных соединений листов алюминий-литиевого сплава В-1469, полученных лазерной сваркой, в зависимости от термообработки // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 2 (55). С. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.
25. Маликов А.Г., Оришич А.М. Получение высокопрочных лазерных сварных соединений алюминиевых сплавов авиационного назначения // Фотоника. 2019. Т. 13. № 4. С. 356–366.

26. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2015. № 4. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
27. Jia M., Zheng Z., Gong Z. Microstructure evolution of the 1469 Al–Cu–Li–Sc alloy during homogenization // Journal of alloys and compounds. 2014. Vol. 614. P. 131–139.
28. Nayan N., Murty Narayana S.V.S., Sharma S.C., Sreekumar K. Optimization of homogenization parameters of Al–Cu–Li alloy cast ingots using calorimetry and metallographic techniques // Materials Science Forum. 2012. Vol. 710. P. 557–562.
29. Истомин-Кастровский В.В., Шамрай В.Ф., Грушко О.Е. и др. Влияние добавок серебра, магния, циркония на старение сплава В-1469 системы Al–Cu–Li // Металлы. 2010. № 5. С. 73–78.
30. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В. и др. Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов. 2016. № 3. С. 7–17.
31. Examilioti T., Li W., Kashaev L. et al. On anisotropic tensile mechanical behavior of Al–Cu–Li AA2198 alloy under different ageing conditions // Journal of materials research and technology. 2023. Vol. 24. P. 895–908.
32. Lequeu Ph., Smith K.P., Danielou A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate // Journal of Materials Engineering and Performance. 2010. Vol. 19 (6). P. 841–847.
33. Yang Q., Lei L., Fan X. et al. Microstructure evolution and processing map of Al–Cu–Li–Mg–Ag alloy // Materials Chemistry and Physics. 2020. Vol. 254. P. 123256.
34. Jiang N., Xiang G., Zi-qiao Z. Microstructure evolution of aluminum-lithium alloy 2195 undergoing commercial production // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2010. Vol. 20. P. 740–745.
35. Антипов В.В., Ткаченко Е.А., Зайцев Д.В., Селиванов А.А., Овсянников Б.В. Влияние режимов гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и механические свойства слитков из алюминий-литиевого сплава 1441 // Труды ВИАМ. 2019. № 3 (75). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.02.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
36. Лощинин Ю.В., Пахомкин С.И., Фокин А.С. Влияние скорости нагревания при исследовании фазовых превращений в алюминиевых сплавах методом ДСК // Авиационные материалы и технологии. 2011. № 2. С. 3–6.

References

1. Kablov E.N., Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu. New generation aluminum-lithium alloys and layered aluminum-fiberglass plastics based on them. *Tsvetnye metally*, 2016, no. 8 (884), pp. 86–91.
2. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Kolobnev N.I., Khokhlatova L.B., Lukina E.A. *Trends in the development of aluminum-lithium alloys and technologies for their processing*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2019, 367 p.
4. Fridlyander I.N., Chuistov K.V., Berezina A.L., Kolobnev N.I. *Aluminum-lithium alloys. Structure and properties*. Kyiv: Naukova Dumka, 1992, 192 p.
5. Chuistov K.V. *Aging of metal alloys*. Kyiv: Akadempriodika, 2003, 567 p.
6. Grushko O.E., Ovsyannikov B.V., Ovchinnikov V.V. *Aluminum-lithium alloys: metallurgy, welding, metal science*. Moscow: Nauka, 2014, 296 p.
7. Betsofen S.Ya., Antipov V.V., Knyazev M.I. Alloys of the Al–Cu–Li and Al–Mg–Li systems: phase composition, texture and anisotropy of mechanical properties (review). *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2015, no. 11, pp. 10–26.
8. Elagin V.I., Zakharov V.V. Modern Al–Li alloys and prospects for their development. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2013, no. 4, pp. 17–23.

9. Shchetinina N.D., Rudchenko A.S., Selivanov A.A. The approaches that are used for developed of optimal strain modes of aluminum-lithium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
10. Antipov K.V., Oglodkova Yu.S., Kuryntsev S.V., Safiullin E.I. Investigation of the influence of heat treatment modes on the structure and properties of sheets of aluminum-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2022, no. 11 (117), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-11-16-26.
11. Prasad N.E., Gokhale A., Wanhill R.J.H. *Aluminium-lithium alloys: processing, properties, and applications*. Amsterdam: Elsevier, 2014, 652 p.
12. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium lithium alloys. *Fundamentals of aluminium metallurgy*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2018, pp. 387–438. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00011-4.
13. Starke (Jr.) E.A. Historical development and presentstatus of aluminium-lithium alloys. *Aluminium-lithium alloys. Processing, properties and applications*. Amsterdam: Elsevier, 2014, pp. 3–26.
14. Rioja R.J., Liu J. The Evolution of Al–Li Base Products for Aerospace and Space Applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012, vol. 43, no. 9, pp. 25–37.
15. Oglodkov M.S., Romanenko V.A., Benarieb I., Rudchenko A.S., Grigoryev M.V. Study of industrial semi-finished products from advanced aluminum-lithium alloys for aircraft products. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 3 (72), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-3-62-77.
16. Benarieb I., Romanenko V.A., Panteleev M.D., Oglodkov M.S., Ovchinnikov V.V., Philonova E.V. Structural features and mechanical properties of joints, produced by electron beam welding of strip extrusions from aluminum-lithium alloy V-1469. *Trudy VIAM*, 2024, no. 4 (134), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 30, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
17. Malikov A., Orishich A., Golishev A.A., Karpov E. Manufacturing of high-strength laser welded joints of an industrial aluminum alloy of system Al–Cu–Li by means of post heat treatment. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 41, pp. 101–110.
18. Malikov A., Karpov E., Kuper K., Shmakov A. Influence of Quenching and Subsequent Artificial Aging on Tensile Strength of Laser-Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 8, p. 1393.
19. Malikov A., Orishich A., Vitoshkin I. et al. Effect of the Structure and the Phase Composition on the Mechanical Properties of Al–Cu–Li Alloy Laser Welds. *Material Science and Engineering A*, 2021, vol. 809, p. 140947.
20. Malikov A., Bulina N., Sharafutdinov M., Orishich A. Study of the Structure and Phase Composition of Laser Welded Joints of Al–Cu–Li Alloy under Different Heat Treatment Conditions. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, vol. 104, pp. 4313–4324.
21. Malikov A., Orishich A., Bulina N. et al. Effect of Post Heat Treatment on the Phase Composition and Strength of Laser Welded Joints of an Al–Mg–Li Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 765, p. 138302.
22. Malikov A., Vitoshkin I., Filippova A., Kuper K. Effect of post-weld heat treatment on the microstructure, phase composition and mechanical properties of dissimilar Al–Mg–Li/Al–Cu–Li laser welded joints. *Optics & Laser Technology*, 2024, vol. 173, p. 110534.
23. Fomin V.M., Malikov A.G., Orishich A.M., Antipov V.V., Klochkov G.G., Skupov A.A. Heat treatment effect on structure of joint weld sheets from V-1469 alloy of Al–Cu–Li system manufactured by laser welding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 9–18. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-9-18.
24. Bulina N.V., Malikov A.G., Orishich A.M., Klochkov G.G. Research of the structural-phase composition of laser weld joint depending on the thermal processing of the aluminum alloy V-1469. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 2 (55), pp. 31–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-2-31-39.

25. Malikov A.G., Orisich A.M. Preparation of high-strength laser welded joints of aluminum alloys for aviation purposes. *Fotonika*, 2019, vol. 13, no. 4, pp. 356–366.
26. Lukin V.I., Ioda E.N., Panteleev M.D., Skupov A.A. Heat treatment influence on characteristics of welding joints of high-strength aluminum-lithium alloys. *Trudy VIAM*, 2015, no. 4, paper no. 6. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-6-6.
27. Jia M., Zheng Z., Gong Z. Microstructure evolution of the 1469 Al–Cu–Li–Sc alloy during homogenization. *Journal of alloys and compounds*, 2014, vol. 614, pp. 131–139.
28. Nayan N., Murty Narayana S.V.S., Sharma S.C., Sreekumar K. Optimization of homogenization parameters of Al–Cu–Li alloy cast ingots using calorimetry and metallographic techniques. *Materials Science Forum*, 2012, vol. 710, pp. 557–562.
29. Istomin-Kastrosky V.V., Shamray V.F., Grushko O.E. et al. The influence of additions of silver, magnesium, zirconium on the aging of the B-1469 alloy of the Al–Cu–Li system. *Metally*, 2010, no. 5, pp. 73–78.
30. Kablov E.N., Lukina E.A., Sbitneva S.V. et al. Formation of metastable phases during the decomposition of solid solution in the process of artificial aging of Al alloys. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2016, no. 3, pp. 7–17.
31. Examilioti T., Li W., Kashaev L. et al. On anisotropic tensile mechanical behavior of Al–Cu–Li AA2198 alloy under different ageing conditions. *Journal of materials research and technology*, 2023, vol. 24, pp. 895–908.
32. Lequeu Ph., Smith K.P., Danielou A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, vol. 19 (6), pp. 841–847.
33. Yang Q., Lei L., Fan X. et al. Microstructure evolution and processing map of Al–Cu–Li–Mg–Ag alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 2020, vol. 254, p. 123256.
34. Jiang N., Xiang G., Ziqiao Z. Microstructure evolution of aluminum-lithium alloy 2195 undergoing commercial production. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, vol. 20, pp. 740–745.
35. Antipov V.V., Tkachenko E.A., Zajtsev D.V., Selivanov A.A., Ovsyannikov B.V. The influence of homogenizing annealing regimes on the structural phase state and mechanical properties of aluminum-lithium alloy 1441 ingots. *Trudy VIAM*, 2019, no. 3 (75), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 15, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52.
36. Loshchinin Yu.V., Pakhomkin S.I., Fokin A.S. Influence of speed of heating at research of phase transformations in aluminum alloys DSC method. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2011, no. 2, pp. 3–6.

Информация об авторах

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

Пантелеев Михаил Дмитриевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Оглодков Михаил Сергеевич, заместитель начальника НИО, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Пахомкин Станислав Игоревич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

Mikhail D. Panteleev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Stanislav I. Pakhomkin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 19.04.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 02.05.2024.

The article was submitted 19.04.2024; approved and accepted for publication after reviewing 02.05.2024.

Научная статья

УДК 669.721.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-18-28

О НЕКОТОРЫХ ОСОБЕННОСТЯХ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА МАГНИЕВОГО АНОДА НА ЕГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИМЕНительно К МАГНИЙ-ИОННЫМ АККУМУЛЯТОРАМ

А.А. Леонов¹, С.В. Заварзин¹, Н.В. Трофимов¹

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

Аннотация. Проведены исследования влияния состава анода, изготовленного из различных литейных магниевых сплавов, на его электрохимическое поведение в растворе 3,5%-ного NaCl методами гальваностатического электролиза и спектроскопии электрохимического импеданса. Установлено, что использование редкоземельных элементов (РЗЭ) в качестве легирующих элементов благоприятно сказывается на разрядных характеристиках, позволяя повысить анодную эффективность и разрядную емкость сплава ВМЛ26 системы Mg–РЗЭ–Zr по сравнению со сплавом МЛ5п.ч. системы Mg–Al–Zn на 15 и 7 % соответственно.

Ключевые слова: магниевые сплавы, магний-ионный аккумулятор, перезаряжаемая магниевая батарея, анод, электролит, разрядные характеристики

Для цитирования: Леонов А.А., Заварзин С.В., Трофимов Н.В. О некоторых особенностях влияния состава магниевых сплавов на его электрохимическое поведение применительно к магний-ионным аккумуляторам // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-18-28.

Scientific article

ON SOME FEATURES OF THE INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF THE MAGNESIUM ANODE ON ITS ELECTROCHEMICAL BEHAVIOR IN RELATION TO MAGNESIUM-ION BATTERIES

A.A. Leonov¹, S.V. Zavarzin¹, N.V. Trofimov¹

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 anode made of various casting magnesium alloys on its electrochemical behavior in a solution of 3.5% NaCl by galvanostatic electrolysis and electrochemical impedance spectroscopy has been studied. It has been established that the use of rare earth elements (REE) as alloying elements has a beneficial effect on discharge characteristics, which allows increasing the anode efficiency and discharge capacity of the VML26 alloy of the system Mg–REE–Zr compared to the Mg–Al–Zn alloy ML5p.ch. by 15 and 7 %, respectively.

Keywords: magnesium alloys, magnesium-ion battery, rechargeable magnesium battery, anode, electrolyte, discharge characteristics

For citation: Leonov A.A., Zavarzin S.V., Trofimov N.V. On some features of the influence of the composition of the magnesium anode on its electrochemical behavior in relation to magnesium-ion batteries. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-18-28.

Введение

В связи с прогнозируемым экспоненциальным ростом потребления литий-ионных аккумуляторов, обусловленным развитием и расширением производства во многих отраслях промышленности, таких как портативная электроника, электромобили, возобновляемая энергетика, медицинская и промышленная техника, сектор энергоэффективных технологий, электрификация авиационной отрасли, а также имеющимися у них недостатками, к которым относятся недостаточные удельная мощность, работоспособность в широком диапазоне температур, циклический ресурс, удельная энергия, безопасность, стоимость и ограниченность сырьевой базы, инициированы многочисленные исследовательские работы, направленные на поиск альтернативных источников энергии [1–4].

В настоящее время магний-ионные аккумуляторы являются одним из наиболее перспективных направлений развития, что обусловлено [5, 6]:

- геохимическим фактором, указывающим на значительное распространение элемента магния в земной коре (в отличие от лития), последующими экономическими выгодами и масштабируемостью;

- электрохимическими свойствами, а именно – двухвалентной формой заряда, способствующей достижению более высоких характеристик емкости и цикличности, а также пониженной склонностью к протеканию побочных реакций и разрушению во время циклической работы, в том числе из-за пониженной предрасположенности к формированию дендритных отложений;

- термическими характеристиками, определяющими устойчивость работы при отрицательных и повышенных температурах.

В таких аккумуляторах магниевый анод имеет важное значение в качестве источника ионов Mg^{2+} , которые, мигрируя через электролит между анодом и катодом и встраиваясь в их структуру, обеспечивают цикл зарядки-разрядки. Однако использование магния в качестве основы электродов сопряжено с определенными технологическими сложностями. Достаточно простое взаимодействие магния с электролитом приводит к формированию стабильной пленки оксида на поверхности анода, что препятствует эффективной работе аккумулятора из-за ее непроницаемости для ионов, а низкая коррозионная стойкость, присущая магнию и сплавам на его основе, прямым образом влияет на преждевременное разрушение анода. Одним из путей решения данной проблемы являются разработка и оптимизация состава анода, которые могут обеспечить эффективное взаимодействие магния с электролитом и минимизировать образование оксидной пленки [7–9].

Легирование является эффективным методом улучшения не только прочностных, жаропрочных и коррозионных свойств, но и разрядных характеристик. В случае магниевых анодов легирующие элементы должны оказывать существенное влияние на коррозионные и электрохимические характеристики, способствовать снижению растворимости примесных элементов, отслаиванию продуктов коррозии с поверхности анода и удалению/осаждению магния в процессе циклических нагрузок [10, 11].

В авиационном материаловедении магниевые сплавы разделяют на системы Mg–Al, Mg–Zn и Mg–PЗЭ–Zr (PЗЭ – редкоземельный элемент), каждая из которых обладает рядом преимуществ для тех или иных условий эксплуатации. Например, сплав марки ВМЛ18 (Mg–Al–Zn) – коррозионностойкий, применяется во всеклиматических условиях эксплуатации; сплав марки ВМЛ20 (Mg–Zn–Zr) – высокопрочный, работоспособен в условиях воздействия высоких нагрузок; сплав марки ВМЛ26 (Mg–PЗЭ–Zr) – высокопрочный, жаропрочный и пожаробезопасный, предназначен для эксплуатации в условиях повышенных температур и нагрузок. Использование PЗЭ приводит к повышению

коррозионных характеристик сплава ВМЛ26. Испытания в 3%-ном растворе NaCl показали, что коррозионная стойкость магниевых сплавов ВМЛ26, легированных РЗЭ, составляет не более $0,78 \text{ см}^3/\text{см}^2$ за 48 ч, что значительно превышает аналогичный показатель коррозии для серийного магниевых сплавов МЛ5п.ч. (системы Mg–Al–Zn), который составляет $5\text{--}8 \text{ см}^3/\text{см}^2$ за 48 ч (табл. 1). Повышенная коррозионная стойкость обусловлена наличием в составе РЗЭ, которые, с одной стороны, снижают анодную активность магния, тем самым снижая скорость коррозии при контакте с электролитом, а с другой – благодаря им на поверхности формируется более устойчивая защитная оксидная пленка, препятствующая окислению материала и контакту анода с электролитом и кислородом [12–15].

Таблица 1

Сравнительные результаты исследований коррозионной стойкости серийных и новых магниевых сплавов различных систем легирования

Сплав	Состояние	Основные элементы, входящие в состав	Показатель коррозионной стойкости по количеству выделившегося водорода, $\text{см}^3/\text{см}^2$
Мг95	Литое	Mg	13,5–17,2
МЛ5п.ч.	T4	Mg, Al, Zn	5,0–8,0
ВМЛ18	T4	Mg, Al, Zn, Mn, Cd	Не более 2,5
ВМЛ20	T6	Mg, Zn, Zr, Nb, Ti	4,6–4,8
ВМЛ26	T6	Mg, Zn, Zr, Gd, Nd, Y, Ce	Не более 0,78

Однако применение в конструкции аккумулятора серийных авиационных магниевых сплавов без значительной доработки их состава невозможно. Так, зарубежный серийный сплав AZ31 системы Mg–Al–Zn, являющийся аналогом отечественных сплавов МЛ5п.ч. и ВМЛ18, при плотности тока $2,5 \text{ А/г}$ имеет невысокую анодную эффективность, равную 34 %, однако после легирования церием показатели возрастают пропорционально содержанию церия в составе – максимальную анодную эффективность (45,5 %) сплав имеет при содержании 4 % (по массе) церия [8]. При этом использование вместо церия свинца или лития может обеспечить повышение анодной эффективности вплоть до 80 % [16, 17]. Магниевые сплавы с РЗЭ имеют склонность к формированию более тонкого пассивационного слоя и самоотслаиванию продуктов коррозии как из-за сложного состава образующихся гидроксидов, так и ввиду несоответствия кристаллической структуры между продуктом коррозии и основным материалом, что ведет к повышению разрядного напряжения и эффективности процесса [18–20].

В данной работе исследовано влияние состава на электрохимическое поведение анодов из магниевых сплавов в водном растворе электролита на основе 3,5%-ного NaCl.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.10. «Энергоэффективные, ресурсосберегающие и аддитивные технологии изготовления деформированных полуфабрикатов и фасонных отливок из магниевых и алюминиевых сплавов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [21, 22].

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

Материалы и методы

Для исследования использованы образцы на основе магния различных составов: чистый магний Мг95 (ГОСТ 804–93), магниевый сплав МЛ5п.ч. системы Mg–Al–Zn и

высокопрочный магниевый сплав ВМЛ26 системы Mg–P3Э–Zr. Сплавы изготавливали гравитационным литьем в индукционной плавильной установке в защитной газовой атмосфере элегаза, полученные образцы заливали в металлические изложницы. В качестве шихты использовали магний Mg95, цинк Ц0, лигатуры Al–Mn и Mg–Zr, а также гадолиний металлический и иттрий марки ИтМ.

После проведения плавки изготавливали образцы размером 15×25×1 мм. Перед началом электрохимических исследований образцы покрывали эмалью ЭП-140 за исключением рабочей поверхности, площадь которой составляла ~0,66 см², по которой в последующем определяли характеристики.

Исследование коррозионного поведения магниевых сплавов Mg95, МЛ5п.ч. и ВМЛ26 проводили путем измерения потенциала разомкнутой цепи $E_{р.ц}$ и регистрации потенциодинамических кривых в тафелевой и анодной областях методом гальваностатического электролиза и спектроскопией электрохимического импеданса. Измерения проводили на потенциостате/гальваностате в электрохимической ячейке объемом 100 мл с трехэлектродной схемой подключения, заполненной нейтральным раствором 3,5%-ного NaCl. Для рабочего электрода использовали образец исследуемого сплава, для противоиэлектрода (в зависимости от ячейки) – платиновую проволоку. В качестве электрода сравнения применяли хлорсеребряный электрод (Ag/AgCl), наполненный насыщенным раствором KCl, потенциал которого относительно нормального водородного электрода равен +0,197 В. Образцы шлифовали на кругах с постепенным увеличением зернистости до Р2000. Торцы и заднюю поверхность образцов покрывали непроводящим лаком, его же наносили на переднюю поверхность, оставляя непокрытый участок, благодаря чему контролировали площадь контакта. Непосредственно перед измерениями потенциала $E_{р.ц}$ и регистрацией потенциодинамических кривых с целью активации и удаления с поверхности продуктов атмосферной коррозии на рабочий электрод подавали катодный ток 10 мА в течение 2 мин. Измерения проводили при комнатной температуре без деаэрации электролита.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 приведена микроструктура магниевых анодов выбранных составов, исследованная методом оптической микроскопии.

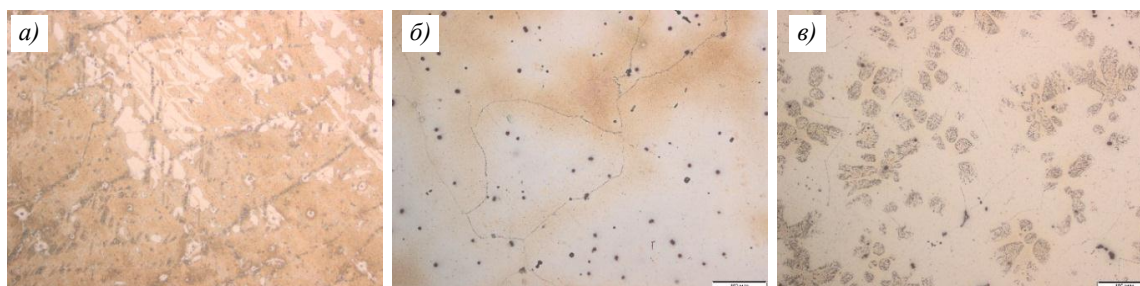


Рис. 1. Микроструктура образцов анодов из магния марки Mg95 (а) и магниевых сплавов марок МЛ5п.ч. системы Mg–Al–Zn (б) и ВМЛ26 системы Mg–P3Э–Zr (в)

Микроструктура чистого магния в литом состоянии (рис. 1, а) представляет собой однофазные крупные зерна на основе твердого раствора магния.

Микроструктура магниевых сплавов МЛ5п.ч. в термообработанном по режиму Т4 состоянии (рис. 1, б) – типичная для данной системы структура, состоящая из α -твердого раствора магния с алюминием и цинком, по границам зерен твердого раствора располагается фаза $Mg_{17}Al_{12}$. В структуре сплава также присутствуют включения марганца серого цвета округлой формы, которые располагаются беспорядочно по полю зерна, при небольшом увеличении они имеют вид черных точек.

Микроструктура сплава ВМЛ26 в термообработанном по режиму Т6 состоянии (рис. 1, в) представляет собой α -твердый раствор магния, содержащий гадолиний, неодим, цинк и цирконий с неравномерно распределенной по границам остаточной эвтектикой $Mg_3(Zn, Gd, Nd, Y)$. В объеме зерна также присутствует «лепестковидная» структура, обусловленная одновременным присутствием двух типов фаз – ядра типа $Mg_{17}(Re, Zr)_2$ и окружающей его α -магниевого матрицы.

Используемые легирующие элементы (алюминий и марганец в сплаве МЛ5п.ч. или редкоземельные элементы в сплаве ВМЛ26) используются для упрочнения системы за счет образования указанных вторичных фаз, а также для повышения коррозионной стойкости материала (табл. 1). Однако формирующиеся вторичные упрочняющие фазы вследствие разности потенциала могут являться причинами коррозии по электрохимическому механизму.

На рис. 2 представлены кривые хронопотенциометрии, показывающие изменение потенциала разомкнутой цепи $E_{р.ц}$ (свободной коррозии) во времени. Измерения проводили в течение 1 ч. За стационарное значение $E_{ст}$ принимали конечное значение при условии, что параметр $E_{р.ц}$ не менял свое значение в последние 30 мин более чем на 30 мВ (ГОСТ 9.912–89). Данные по $E_{ст}$ приведены в табл. 2. Анализ полученных зависимостей показал, что для сплава ВМЛ26 и чистого магния Мг95 характерно начальное снижение потенциала, указывающее на более высокую коррозионную активность, с последующей стабилизацией и достижением равновесия между коррозионными процессами и защитными механизмами на поверхности сплавов. При этом сплав МЛ5п.ч. показал более устойчивое поведение, что может быть обусловлено коррозионнотойкой основой сплава и вторичных фаз ($Mg_{17}Al_{12}$), более равномерным распределением легирующих элементов в объеме образца, низким количеством вредных примесей, более равномерной бездефектной оксидной пленкой. Выделяющиеся в процессе термической обработки вторичные фазы любой системы легирования, как правило, являются катодами, по сравнению с анодной матрицей сплава. Исключением являются сплавы системы Mg–Al–Zn, у которых образующаяся фаза $Mg_{17}Al_{12}$ катодом не является вследствие возрастания перенапряжения выделения водорода.

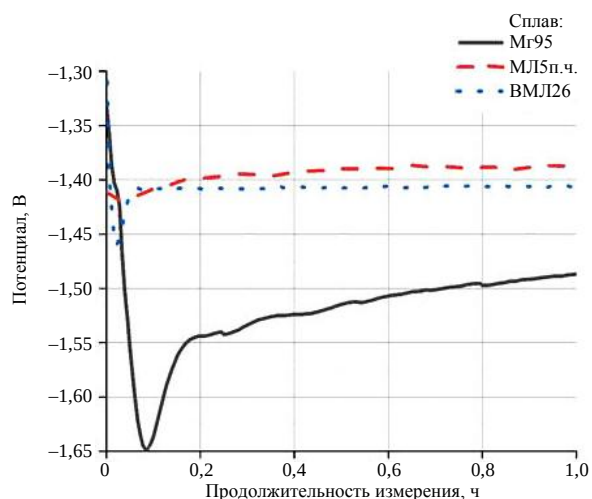


Рис. 2. Изменение потенциала разомкнутой цепи образцов магниевых сплавов во времени

Таблица 2

Сводные данные электрохимических измерений образцов магниевых сплавов

Сплав	$E_{ст}$, В	$E_{кор}$, В	$i_{кор}$, мкА/см ²
Мг95	-1,49	-1,47	81,50
МЛ5п.ч.	-1,39	-1,29	270,63
ВМЛ26	-1,41	-1,37	566,94

На рис. 3 представлены потенциодинамические кривые, полученные на образцах из магниевых сплавов в полулогарифмических координатах. С помощью уравнения Тафеля [23] получены основные электрохимические характеристики исследуемых систем: потенциал коррозии $E_{\text{кор}}$, определяемый протекающими на поверхности электрода процессами, и плотность тока коррозии $i_{\text{кор}}$, характеризующая скорость данных процессов (табл. 2).

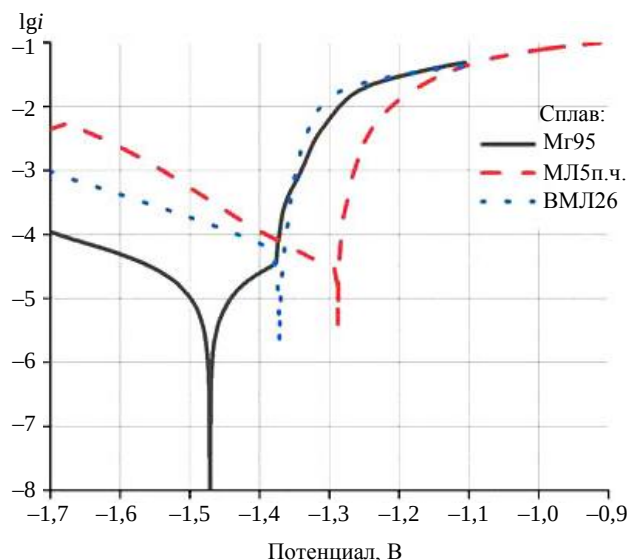


Рис. 3. Потенциодинамические кривые в координатах $lgi-E$ при $dE/dt = 0,166$ мВ/с

Форма полученных поляризационных кривых исследуемых сплавов идентична. Поскольку стандартный электродный потенциал магния более отрицателен, чем у алюминия, цинка и РЗЭ, чистый магний без каких-либо легирующих элементов имеет наиболее отрицательный потенциал коррозии $E_{\text{кор}}$ (-1,46 против -1,29 и -1,36 соответственно). Кроме того, параметр $E_{\text{кор}}$ является смешанным потенциалом, соответствующим взаимодействию анодных (растворение металла) и катодных (выделение водорода) реакций, поэтому этот показатель во многом определяется особенностью микроструктуры сплава, представленной на рис. 1. Более мелкие зерна ускоряют анодное растворение, но подавляют выделение водорода, в результате чего анодные ветви смещаются влево вниз, а катодные – вправо, что приводит к более отрицательному показателю у сплава ВМЛ26 по сравнению со сплавом МЛ15п.ч. [24].

Показатель плотности тока $i_{\text{кор}}$ свидетельствует о снижении коррозионной стойкости слева направо в ряду сплавов Mg95–МЛ15п.ч.–ВМЛ26, что можно объяснить формированием в структуре легированных сплавов большого количества вторичных фаз по сравнению с чистым магнием, которые усиливают гальваническую коррозию.

Построенные анодные поляризационные кривые образцов из магниевых сплавов, представленные на рис. 4, свидетельствуют об отсутствии области пассивности (области, в которой анодное растворение происходит с пренебрежимо низкими скоростями) у сплавов МЛ15п.ч. и ВМЛ26. Смещение потенциала в область положительнее $E_{\text{кор}}$ приводило к полному растворению сплавов. Для сплава Mg95 область пассивности наблюдалась, однако она не превышала 100–200 мВ.

Определение разрядной емкости (Q) и анодной эффективности (η) проводили методом гальваностатического электролиза при плотности тока 10 мА/см^2 в течение 5 ч. Расчет величин проводили по формулам, аналогичным приведенным в работе [25].

$$Q = \frac{I t A}{\Delta W} 1000,$$

$$\eta = \frac{3,6 I t A M}{2 F \Delta W} 100 \%,$$

где I – плотность тока, А; t – время разряда, ч; A – площадь поверхности, см²; ΔW – потеря массы в процессе разряда, г; M – молярная масса, г/моль; F – постоянная Фарадея (96485 К·моль).

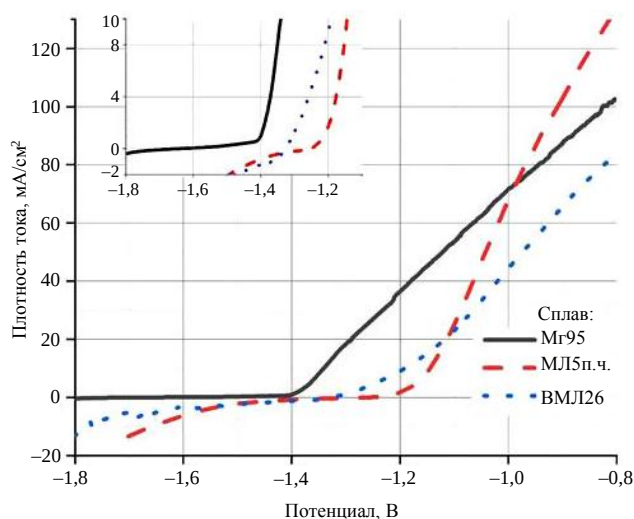


Рис. 4. Анодные поляризационные кривые с врезкой увеличенных участков кривых при малых плотностях тока при $dE/dt = 1$ мВ/с

Несмотря на высокую плотность тока коррозии, для магниевого сплава ВМЛ26 выявлены повышенные значения анодной эффективности и разрядной емкости (табл. 3), свидетельствующие о его способности сохранять заряд и обеспечивать работу, что может быть обусловлено присутствием РЗЭ в составе, которые способствуют улучшению указанных характеристик. Высокая плотность тока коррозии для легированных сплавов может свидетельствовать об увеличении количества вторичных фаз за счет сложного химического состава, неравномерном распределении легирующих элементов, создающих гальванические пары и увеличивающих плотность тока за счет формирования различных мест с разной активностью коррозии, и изменении за счет легирования электрохимических свойств.

Таблица 3

Разрядные характеристики образцов из магниевых сплавов в сравнении с некоторыми зарубежными сплавами-аналогами при плотности тока 10 мА/см²

Сплав	Система сплава	Анодная эффективность, %	Разрядная емкость, мА·ч/г
Мг95	–	55,8	1232
МЛ15п.ч.	Mg–Al–Zn	49,9	1120
ВМЛ26	Mg–РЗЭ–Zr	58,3	1201
AZ31 [8]	Mg–Al–Zn	44,2	986
Mg ₃ Pr [10]	Mg–РЗЭ	34,0	–

На рис. 5 представлены диаграммы Найквиста, полученные на образцах из магниевых сплавов. Образцы испытывали в исходном состоянии после выдержки в электролите в течение 5–10 мин для стабилизации потенциала.

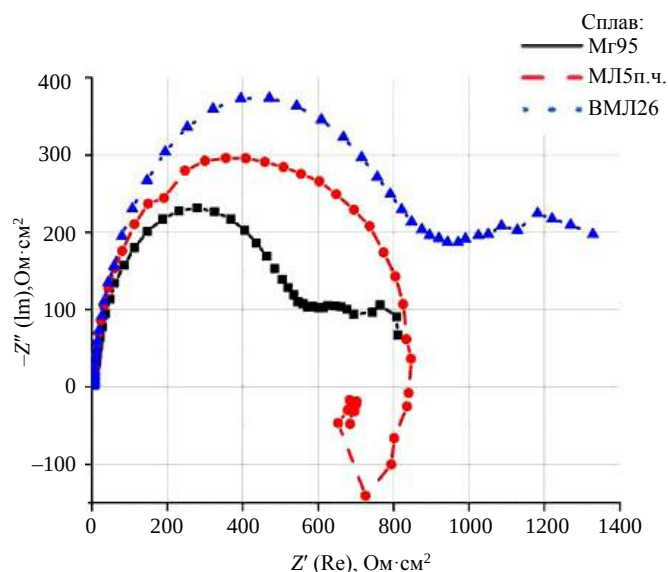


Рис. 5. Диаграммы Найквиста образцов из магниевого сплава, амплитуда напряжения 10 мВ

На кривых, полученных на образцах сплавов Mg95 и BM126, наблюдается наличие двух максимумов реактивного импеданса в низкочастотной и высокочастотной областях, что, по-видимому, связано с формированием пленки оксида или гидроксида магния. На образцах сплава ML5п.ч. в низкочастотной области наблюдается петля, которая может свидетельствовать о питтинговой коррозии или ускоренном анодном окислении сплава [26].

Заключения

Проведены исследования влияния различного состава магниевого анода на его электрохимические свойства. Установлено, что легирование чистого магния РЗЭ, несмотря на высокую плотность тока коррозии, на примере сложнолегированного сплава BM126 (по сравнению со сплавом ML5п.ч. системы Mg–Al–Zn) при плотности тока 10 мА/см² способствует повышению анодной эффективности и разрядной емкости на 15 и 7 % соответственно. Для снижения интенсивности процессов коррозии в среде в результате электрохимических реакций возможны использование защитных покрытий, предотвращающих контакт металла с коррозионно-активной средой, оптимизация состава сплава и технологии изготовления. Однако в этом случае необходимо учитывать возможные сложности с ионной миграцией в полноразмерной ячейке.

Отмечена также перспективность использования РЗЭ для дальнейших исследований, а также необходимость оптимизации состава и технологии изготовления магниевого анода.

Список источников

1. Кулова Т.Л., Скундин А.М. Проблемы развития литий-ионных аккумуляторов в мире и России // Электрохимическая энергетика. 2023. Т. 23. № 3. С. 111–120.
2. Леонов А.А., Трофимов Н.В. Магний-ионные аккумуляторы: перспективы и вызовы в области энергетики // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-41-51.
3. Морачевский А.Г., Попович А.А. Магний-ионные аккумуляторы – новое направление исследований // Глобальная энергия. 2019. Т. 25. № 3. С. 133–139.
4. Dominko R., Bitenc J., Berthelot R. et al. Magnesium batteries: Current picture and missing pieces of the puzzle // Journal of power sources. 2020. No. 478. P. 321–339

5. Li Q., Xiong W., Yu S.Y. et al. Effect of Gd content on the discharge and electrochemical behaviors of the magnesium alloy AZ31 as an anode for Mg-air battery // *Journal of Materials Science*. 2021. Vol. 56. P. 12789–12802. DOI: 10.1007/s10853-021-06135-2.
6. Li C.S., Sun Y., Gebert F., Chou S.L. Current progress on rechargeable magnesium-air battery // *Advanced Energy Materials*. 2017. Vol. 7. P. 1700869. DOI: 10.1002/aenm.201700869.
7. Deng M., Wang L.Q., Hoche D. et al. Corrosion and discharge properties of Ca/Ge micro-alloyed Mg anodes for primary aqueous Mg batteries // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 177. DOI: 108958.10.1016/j.corsci.2020.108958.
8. Shi M., Li T., Shang H. et al. A critical review of inorganic cathode materials for rechargeable magnesium ion batteries // *Journal of Energy Storage*. 2023. No. 68. P. 216–228.
9. Zhang T.R., Tao Z.L., Chen J. Magnesium-air batteries: from principle to application // *Materials Horizons*. 2014. Vol. 1. P. 196–206. DOI: 10.1039/c3mh00059a.
10. Ma B., Ouyang L., Zheng J. Magnesium-rare earth intermetallic compounds for high performance high power aqueous Magnesium-Air batteries // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2023. Vol. 311. P. 347–361. DOI: 10.1016/j.jma.2023.6.010.
11. Mana Y., Jaumaux P., Xu Y. et al. Research development on electrolytes for magnesium-ion batteries // *Science Bulletin*. 2023. No. 68. P. 1819–1842.
12. Каблов Е.Н. *Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи* // *Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002*. М.: МИСИС – ВИАМ, 2002. С. 23–47.
13. 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 МЛ19 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.
14. Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Литейные магниевые сплавы (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2016. № 12 (48). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.04.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1.
15. Козлов И.А., Виноградов С.С., Тарасова К.Г., Кулюшина Н.В., Манченко В.А. Плазменное электролитическое оксидирование магниевых сплавов (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 23–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-23-36.
16. Wang L., Wang R., Feng Y. et al. Effect of Al and Pb contents on the corrosion electrochemical properties and activation of Mg–Al–Pb alloy anode // *Journal of Electrochemical Society*. 2017. Vol. 164. P. A438–A446.
17. Liu X., Liu S., Xue J. Discharge performance of the magnesium anodes with different phase constitutions for Mg-air batteries // *Journal of Power Sources*. 2018. Vol. 396. P. 667–674. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2018.06.085.
18. Bingjie Ma, Liuzhang Ouyang, Jie Zheng. Magnesium-rare earth intermetallic compounds for high performance high power aqueous Magnesium-Air batteries // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2023. Is. 8. P. 1011–1025. DOI: 10.1016/j.jma.2023.06.010.
19. Wang N., Wang R., Peng C. et al. Discharge and Corrosion Performance of AP65 Magnesium Alloy in Simulated Seawater: Effect of Temperature // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014. Vol. 23. P. 4374–4384.
20. Feng Y., Xiong W., Zhang J. et al. Electrochemical discharge performance of the Mg–Al–Pb–Ce–Y alloy as the anode for Mg–air batteries // *Journal of Materials Chemistry A*. 2016. Is. 22. P. 8658–8668.
21. Абрамова М.Г. К вопросу о подтверждении идентичности механизма коррозионного разрушения алюминиевых сплавов (обзор). Часть 1. Атмосферная коррозия // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 4 (61). С. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-86-94.
22. Фомина М.А., Захаров К.Е., Ямщиков Е.И., Трофимов Н.В. Подбор и исследование оптимальной рецептуры состава для локального удаления продуктов коррозии с магниевых сплавов, а также технологии его применения // *Авиационные материалы и технологии*. 2023. № 4 (73). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 06.05.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-45-54.

23. Bard A.J., Faulkner L.R. *Electrochemical methods. Fundamentals and applications*. 2ed. Wiley, 2001. 833 p.
24. Wang N., Li W., Huang Y. et al. Wrought Mg–Al–Pb–Re alloy strips as the anodes for Mg-air batteries // *Journal of power sources*. 2019. Vol. 436. P. 957–968. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2019.226855.
25. Chen X., Ning S., Le Q. et al. Effects of external field treatment on the electrochemical behaviors and discharge performance of AZ80 anodes for Mg-air batteries // *Journal of Materials Science & Technology*. 2020. Vol. 38. P. 47–55.
26. Feliu S.Jr. Electrochemical impedance spectroscopy for the measurement of the corrosion rate of magnesium alloys: brief review and challenges // *Metals*. 2020. Vol. 10. No. 6. P. 775.

References

1. Kulova T.L., Skundin A.M. Problems of development of lithium-ion batteries in the world and Russia. *Elektrokhimicheskaya energetika*, 2023, vol. 23, no. 3, pp. 111–120.
2. Leonov A.A., Trofimov N.V. Magnesium ion batteries: prospects and challenges in the field of energy. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 25, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-41-51.
3. Morachevsky A.G., Popovich A.A. Magnesium-ion batteries – a new direction of research. *Globalnaya energiya*, 2019, vol. 25, no. 3, pp. 133–139.
4. Dominko R., Bitenc J., Berthelot R. et al. Magnesium batteries: Current picture and missing pieces of the puzzle. *Journal of power sources*, 2020, no. 478, pp. 321–339.
5. Li Q., Xiong W., Yu S.Y. et al. Effect of Gd content on the discharge and electrochemical behaviors of the magnesium alloy AZ31 as an anode for Mg-air battery. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, pp. 12789–12802. DOI: 10.1007/s10853-021-06135-2.
6. Li C.S., Sun Y., Gebert F., Chou S.L. Current progress on rechargeable magnesium-air battery. *Advanced Energy Materials*, 2017, vol. 7, p. 1700869. DOI: 10.1002/aenm.201700869.
7. Deng M., Wang L.Q., Hoche D. et al. Corrosion and discharge properties of Ca/Ge micro-alloyed Mg anodes for primary aqueous Mg batteries. *Corrosion Science*, 2020, vol. 177. DOI: 108958.10.1016/j.corsci.2020.108958.
8. Shi M., Li T., Shang H. et al. A critical review of inorganic cathode materials for rechargeable magnesium ion batteries. *Journal of Energy Storage*, 2023, no. 68, pp. 216–228.
9. Zhang T.R., Tao Z.L., Chen J. Magnesium-air batteries: from principle to application. *Materials Horizons*, 2014, vol. 1, pp. 196–206. DOI: 10.1039/c3mh00059a.
10. Ma B., Ouyang L., Zheng J. Magnesium-rare earth intermetallic compounds for high performance high power aqueous Magnesium-Air batteries. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, vol. 311, pp. 347–361. DOI: 10.1016/j.jma.2023.6.010.
11. Mana Y., Jaumaux P., Xu Y. et al. Research development on electrolytes for magnesium-ion batteries. *Science Bulletin*, 2023, no. 68, pp. 1819–1842.
12. Kablov E.N. Aviation materials science in the 21st century. Prospects and objectives. *Aviation materials. Selected works of VIAM 1932–2002*. Moscow: MISIS–VIAM, 2002, pp. 23–47.
13. 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.
14. Trofimov N.V., Leonov A.A., Duyunova V.A., Uridiya Z.P. Cast magnesium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2016, no. 12, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 20, 2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1.
15. Kozlov I.A., Vinogradov S.S., Tarasova K.G., Kulyushina N.V., Manchenko V.A. Plasma electrolytic oxidation of magnesium alloys (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 23–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-23-36.
16. Wang L., Wang R., Feng Y. et al. Effect of Al and Pb contents on the corrosion electrochemical properties and activation of Mg–Al–Pb alloy anode. *Journal of Electrochemical Society*, 2017, vol. 164, pp. A438–A446.

17. Liu X., Liu S., Xue J. Discharge performance of the magnesium anodes with different phase constitutions for Mg-air batteries. *Journal of Power Sources*, 2018, vol. 396, pp. 667–674. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2018.06.085.
18. Bingjie Ma, Liuzhang Ouyang, Jie Zheng. Magnesium-rare earth intermetallic compounds for high performance high power aqueous Magnesium-Air batteries. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, is. 8, pp. 1011–1025. DOI: 10.1016/j.jma.2023.06.010.
19. Wang N., Wang R., Peng C. et al. Discharge and Corrosion Performance of AP65 Magnesium Alloy in Simulated Seawater: Effect of Temperature. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, vol. 23, pp. 4374–4384.
20. Feng Y., Xiong W., Zhang J. et al. Electrochemical discharge performance of the Mg–Al–Pb–Ce–Y alloy as the anode for Mg–air batteries. *Journal of Materials Chemistry A*, 2016, is. 22, pp. 8658–8668.
21. Abramova M.G. Revisiting the confirmation of the identity of the corrosion destruction mechanism of aluminum alloys (review). Part 1. Atmospheric corrosion. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 86–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-86-94.
22. Fomina M.A., Zakharov K.E., Yamshchikov E.I., Trofimov N.V. Selection and research of optimal paste formulation for local removal of corrosion products from magnesium alloys as well as the technology of it's application. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 4 (73), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: May 05, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-45-54.
23. Bard A.J., Faulkner L.R. *Electrochemical methods. Fundamentals and applications*. 2ed. Wiley, 2001, 833 p.
24. Wang N., Li W., Huang Y. et al. Wrought Mg–Al–Pb–Re alloy strips as the anodes for Mg-air batteries. *Journal of power sources*, 2019, vol. 436, pp. 957–968. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2019.226855.
25. Chen X., Ning S., Le Q. et al. Effects of external field treatment on the electrochemical behaviors and discharge performance of AZ80 anodes for Mg-air batteries. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, vol. 38, pp. 47–55.
26. Feliu S.Jr. Electrochemical impedance spectroscopy for the measurement of the corrosion rate of magnesium alloys: brief review and challenges. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 6, p. 775.

Информация об авторах

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

Заварзин Семен Витальевич, ведущий инженер, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

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

Semen V. Zavarzin, Leading Engineer, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 29.05.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 30.05.2024.

The article was submitted 29.05.2024; approved and accepted for publication after reviewing 30.05.2024.

Научная статья

УДК 621.763

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-29-41

ВЛИЯНИЕ ФРАКЦИОННОГО СОСТАВА МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ СПЛАВА ВТ6 НА ШЕРОХОВАТОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ, СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИНТЕЗИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ СПЛАВЛЕНИЕМС.А. Сененко¹, И.А. Богачев¹, Ф.Л. Шошев¹

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

Аннотация. Исследованы технологические свойства металлопорошковых композиций сплава ВТ6 различного фракционного состава. Образцы синтезированного материала получены методом селективного электронно-лучевого сплавления из металлопорошковых композиций различных фракций по штатному режиму. Исследованы структура и шероховатость поверхности синтезированных образцов. Определен максимально возможный диапазон фракций металлопорошковой композиции, подходящий для использования в процессе селективного лазерного электронно-лучевого сплавления без снижения характеристик синтезированного материала.

Ключевые слова: металлопорошковая композиция, селективное электронно-лучевое сплавление, аддитивные технологии, структура, шероховатость поверхности

Для цитирования: Сененко С.А., Богачев И.А., Шошев Ф.Л. Влияние фракционного состава металлопорошковой композиции сплава ВТ6 на шероховатость поверхности, структуру и механические свойства синтезированного материала, полученного селективным электронно-лучевым сплавлением // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-29-41.

Scientific article

EFFECT OF THE FRACTIONAL COMPOSITION OF THE METAL-POWDER COMPOSITION OF THE VT6 ALLOY ON THE SURFACE ROUGHNESS, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE PRINTED MATERIAL OBTAINED BY SELECTIVE ELECTRON BEAM MELTINGS.A. Senenko¹, I.A. Bogachev¹, F.L. Shoshev¹

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 technological properties of metal-powder compositions of VT6 alloy of different fractional composition are investigated. Synthesized samples were obtained by selective electron beam melting from metal-powder compositions of various fractions according to the standard parameters. The structure and surface roughness of the printed samples were studied. The widest possible range of fractions of the metal powder composition suitable for use in the process of selective laser electron beam melting without reducing the characteristics of the printed material has been determined.

Keywords: metal-powder composition, selective electron beam fusion, additive technologies, structure, surface roughness

For citation: Senenko S.A., Bogachev I.A., Shoshev F.L. Effect of the fractional composition of the metal-powder composition of the VT6 alloy on the surface roughness, structure and mechanical properties of the printed material obtained by selective electron beam melting. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-29-41.

Введение

Одними из наиболее перспективных производственных процессов изготовления деталей сложных технических систем авиационной и ракетно-космической техники являются аддитивные технологии [1]. Ежегодный устойчивый тренд внедрения аддитивных технологий обусловлен планомерным освоением материалововедами, технологами и конструкторами различных отраслей промышленности новых возможностей, ставших доступными благодаря технологическим особенностям аддитивного производства:

- изготовление агрегатов в виде единой конструкции без сварных и паяных соединений;
- снижение массы деталей до 50 % за счет применения топологической оптимизации и агрегации, в том числе в результате исключения сварных и паяных соединений (сокращение количества деталей изделия до 70 %);
- повышение производительности технологии изготовления до 30 раз;
- создание элементов конструкций любой оптимальной сложности и формы, которые невозможно изготовить по традиционным технологиям;
- повышение коэффициента использования материалов до 0,98, отсутствие необходимости изготовления инструментальной и технологической оснастки, свойственной традиционным способам [2–5].

Применение титановых сплавов в аддитивных технологиях получило широкое распространение благодаря возможности изготавливать сложнопрофильные детали с небольшой массой и высокой удельной прочностью [6], которые используются в аэрокосмической отрасли, машиностроении, медицине и прочих наукоемких сферах [7, 8].

В настоящее время для изготовления деталей с помощью аддитивных технологий наиболее часто используют титановые сплавы системы Ti–Al–V. При этом применение селективного электронно-лучевого сплавления (СЭЛС) позволяет достичь высокого уровня механических характеристик, заданной геометрической формы детали без использования поддерживающих структур, исключает возникновение внутренних напряжений и горячих трещин за счет подогрева до высоких температур, что недоступно для серийных установок селективного лазерного сплавления [9, 10].

К порошкам, используемым для СЭЛС, предъявляются определенные требования по фракционному составу и технологическим свойствам, влияющим на стабильность процесса изготовления и свойства материала [9, 11].

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в процессе изготовления металлопорошковой композиции (МПК) сплавов системы Ti–Al–V (BT6) методом бестигельной атомизации изначально получается фракция от 0 до 200–250 мкм. После рассева для процесса селективного лазерного сплавления используется фракция 10–63 мкм. Фракция >63 мкм остается невостребованной, но может применяться для СЭЛС.

Цель данной работы – исследование влияния фракционного состава МПК сплава BT6 на шероховатость поверхности, структуру и свойства материала, полученного методом СЭЛС, для определения максимально возможного диапазона фракции, которую можно использовать без снижения характеристик синтезированного материала, в сравнении со стандартно используемой фракцией 40–100 мкм.

Материалы и методы

Для получения МПК сплава BT6 в качестве исходного материала использовали прутки, соответствующий ОСТ 1 90013–81. Массовая доля элементов в сплаве BT6 составила, %:

Al	V	Zr	Si	Fe	Mn	Cr	Cu	Ni	Mo	Nb	Sn	C	O	N	H
5,3–6,8	3,5–5,3	≤0,30	≤0,10	≤0,30	≤0,15		≤0,10			≤0,30		≤0,10	≤0,20	≤0,05	≤0,015

На установке вакуумной индукционной плавки и гранулирования проводили распыление специально подготовленного из прутка электрода. Процесс заключался в оплавлении торца вращающегося электрода, расположенного вертикально, с последующим стеканием расплавленного металла через форсунку, где происходило разбиение струи расплава на капли, кристаллизующиеся в среде инертного газа в частицы порошка. Полученный порошок отделяли от скрапа на просеивающей установке. Тонкие фракции отделяли на аэродинамическом центробежном классификаторе, последующий рассев на целевые фракции проводили на просеивающей установке [12, 13].

Форму частиц МПК сплава ВТ6 определяли с помощью программы анализа изображений согласно ГОСТ 25849–83. Исследование морфологии и микроструктуры частиц проводили на растровом электронном микроскопе [14, 15]. Локальный химический состав частиц определяли методом электронно-зондового микроанализа в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Анализ и обработку данных проводили с применением специализированного программного обеспечения для электронно-зондового микроанализа [16].

Гранулометрический состав МПК сплава ВТ6 определяли на лазерном дифракционном анализаторе размера частиц согласно ГОСТ Р 8.777–2011 [17].

Синтезированный материал из МПК сплава ВТ6 получали на установке СЭЛС по базовым технологическим режимам печати: подогрев подложки до температуры 750 °С, скорость сканирования 0,5–3 м/с, вакуум $1,32 \cdot 10^{-2}$ Па, защитная среда – гелий. Толщина слоя составила 75 мкм. После синтеза заготовки образцов подвергали горячему изостатическому прессованию (ГИП) (при температуре 950 °С и давлении 150 МПа с выдержкой 3 ч [18]) и термической обработке (вакуумный отжиг при температуре 850 °С с выдержкой 2 ч) [19].

Шероховатость поверхности синтезированных образцов определяли на профилографе-профилометре и конфокальном лазерном микроскопе в режиме 3D-сканирования рельефа поверхности. Измерения проводили на образцах специальной формы (рис. 1) на поверхностях UpSkin, обращенных плоскостью от платформы построения, и DownSkin, обращенных плоскостью к платформе построения. Поверхности UpSkin и DownSkin реализованы на образцах в виде пластинок с углами наклона от 35 до 55 градусов с шагом 5 градусов.

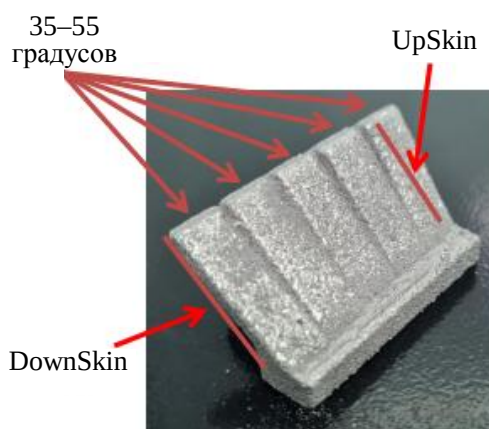


Рис. 1. Специальный образец для измерения шероховатости с поверхностями UpSkin и DownSkin

Синтезированные образцы в состоянии до, а также после ГИП и термической обработки исследовали методом оптической микроскопии для определения остаточной пористости и микроструктуры материала.

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

Результаты и обсуждение

Исследование металлопорошковой композиции сплава ВТ6

Для исследования химического состава и содержания газовых примесей порошок, полученный методом газовой атомизации, разделен на фракции методом сухого просеивания на ситах с ячейками № 0,08; 0,1; 0,14 и 0,2. Для исследований выделены четыре фракции: 63–80, 63–100, 63–140 и 63–200 мкм. Результаты гранулометрического анализа выделенных фракций представлены в табл. 1.

Таблица 1

Гранулометрический состав металлопорошковой композиции сплава ВТ6

Фракция, мкм	Объемная доля, %	
	меньше диапазона	больше диапазона
63–80	7,25	8,5
63–100	7,11	7,1
63–140	5,43	6,21
63–200	5,12	0,87

По результатам исследования и анализа фракционного состава МПК выявлено, что доля частиц размером <63 мкм во всех фракциях составляет от 5,12 до 7,25 %. Доля частиц размером, превышающим верхнюю границу фракции, уменьшается с 8,5 до 0,87 % при увеличении верхней границы от 80 до 200 мкм. Наибольшее совпадение с заданным фракционным интервалом исследуемого порошка обнаружено во фракции 63–200 мкм (рис. 2). Тем не менее объемная доля частиц размером <63 мкм во всех исследованных фракциях не превышает допустимых значений для обеспечения стабильности СЭЛС.

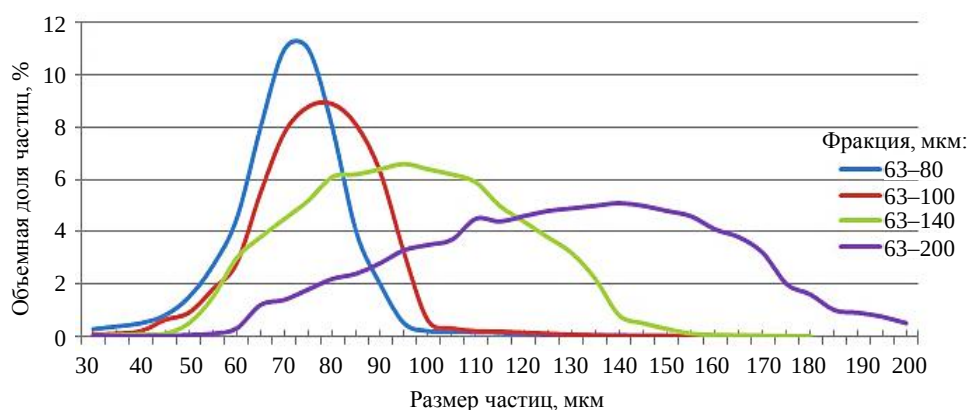


Рис. 2. Зависимость объемной доли частиц исследованных фракций от размера

Проведен атомно-эмиссионный анализ химического состава и газовых примесей проб, отобранных из четырех различных фракций МПК сплава ВТ6. Результаты приведены в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав и газовые примеси металлопорошковой композиции сплава ВТ6 в соответствии с ОСТ 1 90013–81

Фракция, мкм	Массовая доля, %									
	Ti	Al	Zr	Si	Fe	H	V	O	N	Примеси
63–80	Осно- ва	6,29	0,093	0,034	0,11	0,0015	3,82	0,058	0,0027	0,093
63–100		6,26	0,100	0,07	0,11	0,0025	4,00	0,073	0,0022	0,093
63–140		6,29	0,004	0,031	0,21	0,0020	4,10	0,098	0,0020	0,096
63–200		6,23	0,003	0,027	0,13	0,0010	4,07	0,065	0,0027	0,074
Норма по ОСТ 1 90013–81		5,3–6,8	<0,30	<0,10	<0,25	<0,03	3,5–5,3	<0,20	<0,03	<0,30

Химический анализ показал, что все исследуемые МПК соответствуют ОСТ 1 90013–81. Различий химического состава по основным легирующим элементам и примесям в изученных фракциях не обнаружено.

При определении морфологии частиц МПК сплава ВТ6 обнаружены частицы сферической и округлой формы (рис. 3). Сводные результаты количественного металлографического анализа приведены в табл. 3.

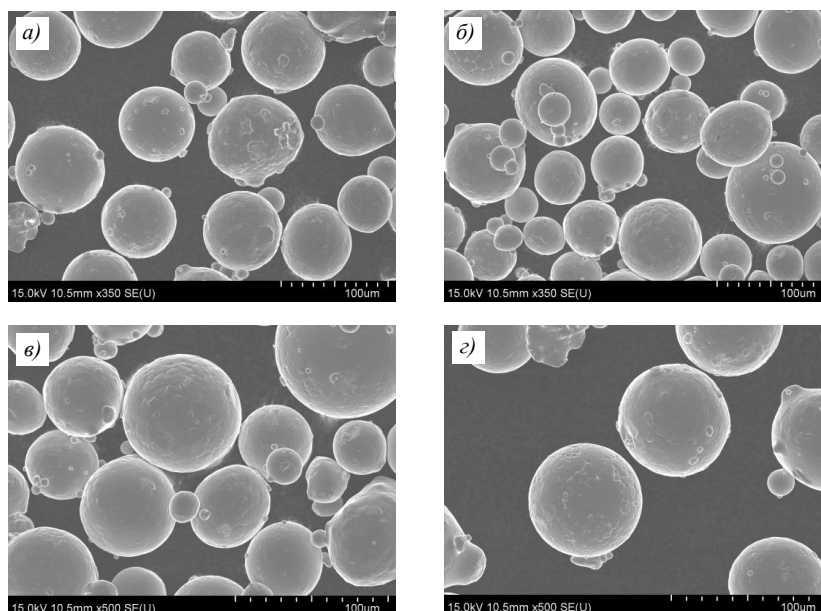


Рис. 3. Внешний вид частиц фракций 63–80 (а), 63–100 (б), 63–140 (в) и 63–200 мкм (г) металлопорошковой композиции сплава ВТ6

Таблица 3

Результаты количественного металлографического анализа формы частиц металлопорошковой композиции сплава ВТ6

Фракция, мкм	Количество проанализированных частиц, шт.	Вытянутость $l_{\max}/l_{\min}$	Параметр формы $P/\sqrt{S}$	Объемная доля частиц различной формы, %		
				сферической	округлой	угловатой
63–80	270	1,10±0,01	3,97±0,01	85,3	13,1	1,6
63–100	263	1,11±0,01	3,97±0,01	82,2	13,9	3,9
63–140	257	1,09±0,01	3,93±0,01	84,9	14,2	0,9
63–200	249	1,08±0,01	3,96±0,01	86,3	13,8	2,4

Параметр вытянутости $l_{\max}/l_{\min}$ для МПК всех четырех фракций порошка не превышает 1,2, что свидетельствует о сферической форме частиц в соответствии с ГОСТ 25849–83. Морфология частиц близка к сферической с незначительным присутствием сателлитов. Объемная доля частиц сферической формы для всех фракций превышает 80 %, что обеспечивает удовлетворительную текучесть порошка.

Таким образом, исследованные фракции МПК сплава ВТ6 по своему химическому составу и содержанию примесей, наличию частиц размером <63 мкм, а также морфологии существенно не различаются, могут использоваться для получения и исследования зависимости характеристик синтезированного материала от гранулометрического состава используемой МПК.

Исследование синтезированного материала

Проведен количественный анализ остаточной пористости синтезированных образцов (табл. 4). Объемная доля пор во всех образцах находится в интервале от 0,45 до 0,73 %, средний размер пор – от 5,4 до 7,37 мкм.

Таблица 4

Содержание пор в синтезированном материале

Фракция, мкм	Сечение	Объемная доля пор, %	Размер пор, мкм	
			средний	максимальный
63–80	Поперечное	0,45	7,37	43,54
	Продольное	0,70	6,30	65,1
63–100	Поперечное	0,58	5,67	28,00
	Продольное	0,57	6,00	39,6
63–140	Поперечное	0,73	6,58	35,2
	Продольное	0,72	6,17	27,4
63–200	Поперечное	0,61	5,40	19,35
	Продольное	0,49	5,40	25,8

Следует отметить, что объемная доля пор в исследованных образцах находится в достаточно узком интервале, что может свидетельствовать об определяющем влиянии на этот параметр непосредственно технологических режимов сплавления, а не фракционного состава используемой МПК. Тем не менее наблюдается тенденция к уменьшению максимального размера пор при увеличении диапазона фракции МПК как в поперечном, так и в продольном сечении. Это, предположительно, может быть связано с тем, что из-за более широкого диапазона размеров частиц увеличивается плотность их упаковки, свободное пространство между ними уменьшается.

Структура синтезированных образцов после СЭЛС состоит из ячеек и игл α' -фазы (мартенсита), а также незначительного количества β -фазы в прослойках между ячейками (рис. 4). Такая структура объясняется особенностями процесса СЭЛС, в частности температурой подогрева платформы и скоростями кристаллизации расплава при печати. Высокие скорости охлаждения способствуют формированию мартенситной структуры вследствие закалки из высокотемпературной β -области при температуре выше температуры ($\alpha \rightarrow \beta$)-превращения, а выдержка уже синтезированного материала при температуре подогрева платформы способствует выделению β -фазы [20, 21]. Различий в структуре материала после СЭЛС в зависимости от используемой фракции МПК не выявлено.



Рис. 4. Характерная структура синтезированного материала после селективного электронно-лучевого сплавления

В материале после ГИП и термической обработки остаточная пористость не обнаружена. Структура представлена первичными пластинами α -фазы толщиной 5–20 мкм, мелкими пластинами вторичной α -фазы толщиной 1–10 мкм и прослойками β -фазы между ними (рис. 5).

Различий в структуре материала после ГИП и термической обработки также не выявлено, что связано с кинетикой образования мартенсита при высокоскоростной кристаллизации материала в процессе СЭЛС и его распада при последующих термических воздействиях.



Рис. 5. Характерная структура синтезированного материала после горячего изостатического прессования и термической обработки

По результатам определения шероховатости с помощью профилографа-профилометра выявлено, что данный метод не позволяет исследовать образцы, полученные методом СЭЛС. Причиной является высокая шероховатость поверхности. Для поверхности UpSkin с углом наклона 35 градусов получены следующие значения:

Фракция, мкм	63–200	63–140	63–100	63–80
Шероховатость R_a , мкм	23,2	23,4	23,6	23,3

Графики, полученные с использованием профилографа-профилометра, представлены на рис. 6.

Поверхность сплава после СЭЛС имеет большой разброс между максимумом и минимумом профилей поверхности. Данные значения выходят за рамки технологических возможностей профилографа-профилометра. В связи с этим измерение шероховатости на профилографе-профилометре невозможно из-за разброса значений по высотам на поверхности образца при угле наклона больше и меньше 45 градусов, составляющих

~40 мкм. Поэтому для определения шероховатости поверхности использовали лазерный микроскоп, имеющий большой диапазон определения профиля поверхности. Методом конфокального исследования получены параметры шероховатости по площади (S_a). Замеры проводили в торцевых частях образца и в середине. Площадь измерения составила 3×3 мм.

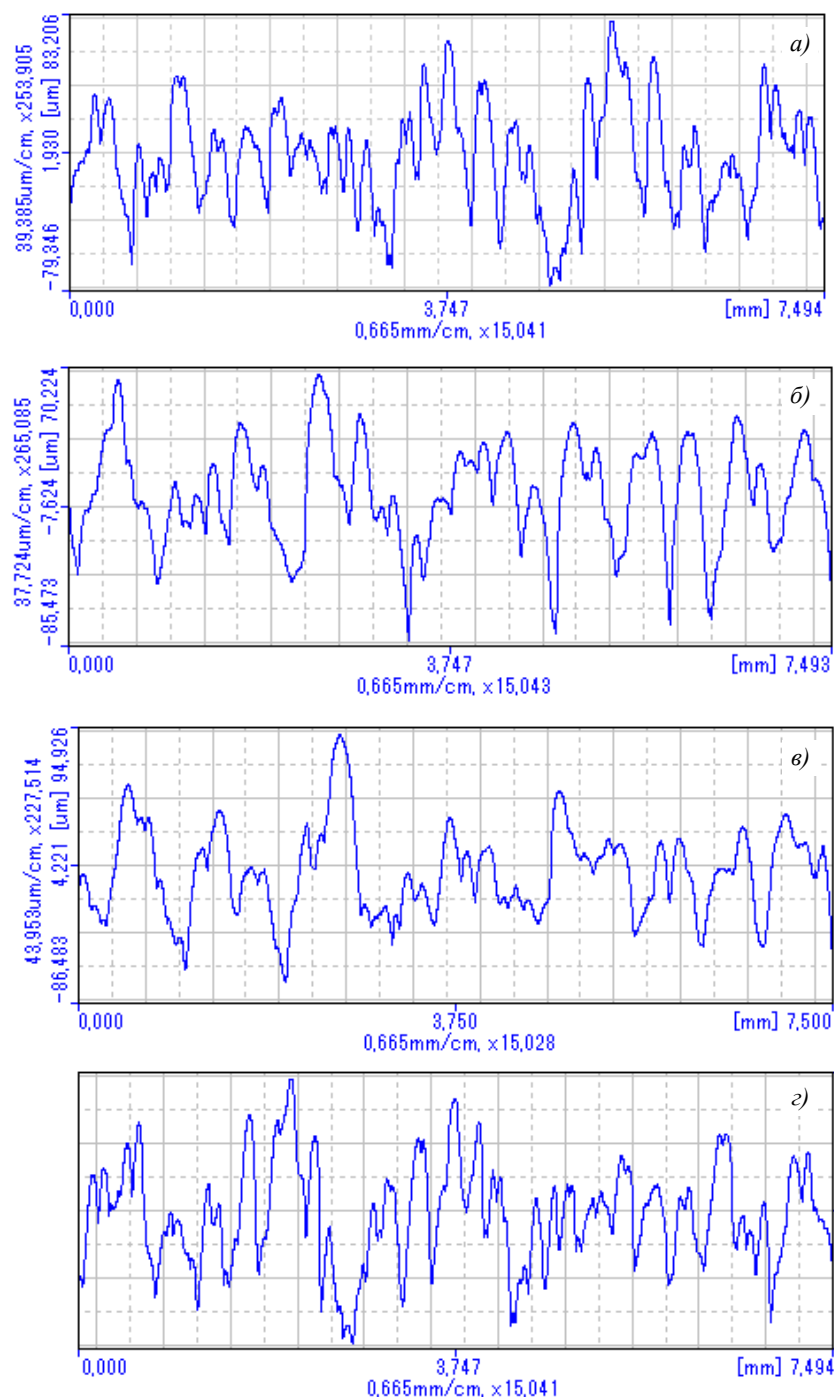


Рис. 6. Профилограммы образцов сплава ВТ6 из фракций 63–200 (а), 63–140 (б), 63–100 (в) и 63–80 мкм (г)

Результаты исследования шероховатости на лазерном микроскопе представлены в табл. 5 и на рис. 7.

Таблица 5

**Шероховатость поверхности синтезированных образцов сплава ВТ6,
исследованная с помощью лазерного микроскопа**

Фракция, мкм	Поверхность	Шероховатость поверхности по площади S_a , мкм, при угле наклона, градус				
		35	40	45	50	55
63–200	UpSkin	59,77±1	64,77±1	68,10±1	70,17±1	84,67±1
	DownSkin	60,03±1	46,67±1	40,70±1	39,57±1	42,23±1
63–140	UpSkin	42,90±1	42,70±1	44,36±1	44,37±1	55,86±1
	DownSkin	65,86±1	49,93±1	43,38±1	45,92±1	45,79±1
63–100	UpSkin	55,97±1	45,68±1	71,60±1	67,98±1	80,10±1
	DownSkin	81,36±1	73,63±1	50,17±1	36,32±1	36,35±1
63–80	UpSkin	57,27±1	62,43±1	63,37±1	73,88±1	83,23±1
	DownSkin	50,86±1	40,13±1	32,57±1	33,97±1	36,23±1

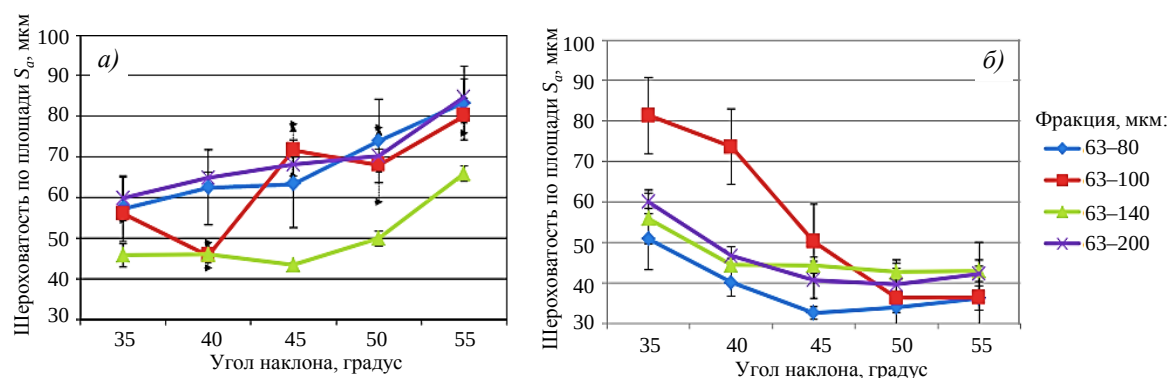


Рис. 7. Зависимости шероховатости поверхностей UpSkin (а) и DownSkin (б) от фракционного состава

Наименьшую шероховатость поверхности имеет образец с углом наклона 45 градусов из фракции 63–80 мкм. Согласно результатам аналитического расчета, отклонение поверхностей UpSkin и DownSkin составило $0,2S_a$. Можно утверждать, что полученные графики эквивалентны друг другу. Но, если учитывать усредненные значения параметров других фракций, можно сделать вывод, что графики зависимости шероховатости поверхностей UpSkin и DownSkin от угла наклона накладываются друг на друга.

По результатам механических испытаний выявлено, что при проведении термической обработки данного сплава по сравнению с деформированным прутком (ОСТ 1 90000–70) наблюдается более высокая пластичность, но более низкая прочность (табл. 6).

Таблица 6

Результаты физико-механических испытаний на растяжение

Образец	Модуль упругости, ГПа	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
Кованый прут (закалка при температуре 850 °С, отпуск при температуре 400 °С)	122	1030	1130	8,0
Сплав ВТ6 после селективного электронно-лучевого сплавления, горячего изостатического прессования и термической обработки из фракции, мкм:				
63–80	110	910	990	14,0
63–100	112	900	980	14,5
63–140	110	870	1000	12,0
63–200	113	920	980	13,5

Механические испытания на сжатие проведены на образцах диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Данные геометрические размеры выбраны в соответствии с линейным законом устойчивости, чтобы образец не потерял устойчивость во время нагружения и не разрушился. Предел прочности при сжатии не определяли, так как сплав обладает высокой пластичностью. Результаты испытаний представлены в табл. 7.

Таблица 7

**Результаты физико-механических испытаний на сжатие образцов сплава ВТ6
после селективного электронно-лучевого сплавления, горячего
изостатического прессования и термической обработки**

Фракция, мкм	Модуль упругости, ГПа	Предел текучести, МПа
63–80	120	920
63–100	119	930
63–140	121	920
63–200	118	940

По результатам механических испытаний существенного влияния диапазона фракций на свойства синтезированного материала не выявлено.

Следует отметить, что ячеистая структура, сформированная при СЭЛС и состоящая из β -фазы, а также пластин α -фазы, обеспечивает высокую прочность и низкую пластичность синтезированного материала. Для придания требуемого комплекса механических характеристик проводится ГИП и термическая обработка. После ГИП увеличивается размер β -зерна и пластин α -фазы, вследствие чего снижается прочность, но увеличивается пластичность материала. Чтобы достичь оптимального соотношения прочности и пластичности, проводят термическую обработку, после которой происходит выделение вторичной α -фазы, способствующей повышению прочности при сохранении высокой пластичности.

Заключения

Установлено, что химический состав полученных МПК различного фракционного состава соответствует ОСТ 1 90013–81. Не выявлено зависимости химического состава по основным легирующим элементам и примесям от фракции МПК. Морфология частиц, близкая к сферической, с незначительным присутствием сателлитов характерна для всех фракций.

Определено, что доля частиц размером <63 мкм во всех фракциях не превышает 7,25 %. При этом доля частиц размером, превышающим верхнюю границу фракции, уменьшается от 8,5 до 0,87 % при увеличении верхней границы от 80 до 200 мкм. Объемная доля частиц размером <63 мкм во всех исследованных фракциях не превышает допустимых значений для обеспечения стабильности СЭЛС.

Выявлена тенденция к уменьшению максимального размера пор при увеличении диапазона фракции как в поперечном, так и в продольном сечении. По-видимому, это связано с более широким диапазоном размеров частиц, в результате чего увеличивается плотность их упаковки и уменьшается свободное пространство между ними. Зависимости величины остаточной пористости от диапазона фракции не наблюдается. Исследованные фракции МПК сплава ВТ6 по химическому составу и содержанию примесей, наличию частиц размером <63 мкм, а также морфологии существенно не различаются. Фракции можно применять для получения синтезированного материала методом СЭЛС и исследования зависимости его характеристик от гранулометрического состава используемой МПК.

Установлено, что при повышении угла наклона с 35 до 55 градусов шероховатость поверхности UpSkin увеличивается с $42,90 \pm 1$ до $84,67 \pm 1$ мкм, в то время как на

поверхности DownSkin наблюдается обратный эффект – шероховатость уменьшается с $81,36 \pm 1$ до $36,23 \pm 1$ мкм. Это связано с тем, что при увеличении угла наклона на поверхности UpSkin происходит приплавление частиц порошка за счет большой зоны термического влияния электронного луча, и шероховатость достигает максимума при угле 90 градусов. На поверхности DownSkin, наоборот, приплавление частиц усиливается при уменьшении угла наклона, максимум шероховатости достигается при 0 градусов. Влияния фракционного состава на шероховатость поверхности не выявлено.

Исходя из полученных результатов можно утверждать, что фракцию 63–200 мкм МПК сплава ВТ6 допустимо использовать при изготовлении неотчетственных деталей методом СЭЛС. Для получения ответственных деталей требуется проведение дополнительных исследований механических характеристик, в частности усталостных свойств материала.

Показана возможность увеличения экономической эффективности производства МПК сплава ВТ6 методом бестигельной атомизации за счет вовлечения фракции большего диапазона МПК (до 200 мкм): фракцию 10–63 мкм можно использовать для процесса селективного лазерного сплавления, фракцию 63–200 мкм – для технологии СЭЛС.

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 (134). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Исследование структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана с микродобавками гадолиния // *Материаловедение*. 2017. № 3. С. 3–10.
3. Хорев А.И. Титановые сплавы для авиакосмической техники и перспектива их развития // *Авиационные материалы и технологии*. 2002. Вып.: Перспективные алюминиевые, магниевые и титановые сплавы для авиакосмической техники. С. 11–32.
4. Иноземцев А.А., Башкатов И.Г., Коряковцев А.С. Титановые сплавы в изделиях разработки ОАО «Авиадвигатель» // *Современные титановые сплавы и проблемы их развития*. М.: ВИАМ, 2010. С. 43–46.
5. Korner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting – a review // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61. No. 5. P. 361–377.
6. Панин П.В., Ночовная Н.А., Каблов Д.Е., Алексеев Е.Б., Ширяев А.А., Новак А.В. Практическое руководство по металлографии сплавов на основе титана и его интерметаллидов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2020. 200 с.
7. Murr L.E., Gaytan S.M. Electron beam melting // *Comprehensive materials processing*. 2014. Vol. 10. P. 135–161.
8. Wentao Y., Wenjun G., Ya Q. et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 134. P. 324–333.
9. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
10. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. № 2 (31). С. 27–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-27-33.
11. Tang H.P., Qian M., Liu N. et al. Effect of powder reuse times on additive manufacturing of Ti–6Al–4V by selective electron beam melting // *Journal of the minerals, metals & materials society*. 2015. Vol. 67 (3). P. 555–563.
12. Guoqing C., Binggang Z., Wei L., Jicai F. Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys // *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. P. 1857–1863.
13. Дудихин Д.В., Сапрыкин А.А. Способы получения сферических порошков для аддитивных лазерных технологий // *Masters Journal*. 2016. No. 1. P. 51–55.

14. 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: 14.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
15. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.-P., Van Humbeeck J. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties // Journal of Alloys and Compounds. 2012. Vol. 541. P. 177–185.
16. Грирогенко В.Б., Морозова Л.В. Применение растровой электронной микроскопии для изучения начальных стадий разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 1 (50). С. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
17. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
18. Пескова А.В., Сухов Д.И., Мазалов П.Б. Исследование формирования структуры материала титанового сплава ВТ6, полученного методами аддитивных технологий // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
19. ASTM F2924-14. Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion. URL: <https://www.astm.org> (дата обращения: 12.10.2023). DOI: 10.1520/F2924-14.
20. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо-β-титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2020. № 6–7 (89). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.11.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-3-10.
21. Бурковская Н.П., Бобровский А.П., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Сфероидизация порошковых композиций на основе тугоплавких металлов (обзор). Часть 1 // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.09.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-128-138.

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., Nochovnaya N.A., Panin P.V., Alekseev E.B., Novak A.V. Study of the structure and properties of heat-resistant alloys based on titanium aluminides with gadolinium microadditives. *Materialovedenie*, 2017, no. 3, pp. 3–10.
3. Khorev A.I. Titanium alloys for aerospace technology and the prospects for their development. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2002, is: Promising aluminum, magnesium and titanium alloys for aerospace technology, pp. 11–32.
4. Inozemtsev A.A., Bashkatov I.G., Koryakovtsev A.S. Titanium alloys in products developed by Aviadvigatel OJSC. *Modern titanium alloys and problems of their development*. Moscow: VIAM, 2010, pp. 43–46.
5. Korner C. Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting – a review. *International Materials Reviews*, 2016, vol. 61, no. 5, pp. 361–377.
6. Panin P.V., Nochovnaya N.A., Kablov D.E., Alekseev E.B., Shiryaev A.A., Novak A.V. *Practical guide to metallography of alloys based on titanium and its intermetallic compounds: textbook*. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2020, 200 p.
7. Murr L.E., Gaytan S.M. Electron beam melting. *Comprehensive materials processing*, 2014, vol. 10, pp. 135–161.
8. Wentao Y., Wenjun G., Ya Q. et al. Multi-physics modeling of single/multiple-track defect mechanisms in electron beam selective melting. *Acta Materialia*, 2017, vol. 134, pp. 324–333.
9. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanium alloys. Composition, structure, properties: reference book*. Moscow: VILS–MATI, 2009, 520 p.

10. Kablov D.E., Panin P.V., Shiryayev A.A., Nochovnaya N.A. The use of ADL VAR L200 vacuum-arc furnace for ingots fabrication of high-temperature titanium aluminides base alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2014, no. 2, pp. 27–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-27-33.
11. Tang H.P., Qian M., Liu N. et al. Effect of powder reuse times on additive manufacturing of Ti–6Al–4V by selective electron beam melting. *Journal of the minerals, metals & materials society*, 2015, vol. 67 (3), pp. 555–563.
12. Guoqing C., Binggang Z., Wei L., Jicai F. Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, pp. 1857–1863.
13. Dudikhin D.D., Saprykin A.A. Methods for producing of spherical powders for additive laser technologies. *Masters Journal*, 2016, no. 1, pp. 51–55.
14. 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: November 14, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-11-11-20.
15. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.-P., Van Humbeeck J. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, vol. 541, pp. 177–185.
16. Grigorenko V.B., Morozova L.V. Application of the scanning electron microscopy for studying of initial destruction stages. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 1 (50), pp. 77–87. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-1-77-87.
17. Dzunovich D.A., Alekseyev E.B., Panin P.V., Lukina E.A., Novak A.V. Structure and properties of sheet semi-finished products from various wrought intermetallic titanium alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
18. Peskova A.V., Sukhov D.I., Mazalov P.B. Examination of the formation of the titanium alloy VT6 structure obtained by additive manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-38-44.
19. ASTM F2924-14. *Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion*. Available at: <https://www.astm.org> (accessed: October 12, 2023). DOI: 10.1520/F2924-14.
20. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryayev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable β -titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 1. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 13, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-67-3-10.
21. Burkovskaya N.P., Bobrovsky A.P., Efimochkin I.Yu., Bolshakova A.N. Spheroidization of powder compositions based on refractory metals (review). Part 1. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: September 11, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-128-138.

Информация об авторах

Сененко Сергей Алексеевич, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Богачев Игорь Александрович, начальник сектора, к.ф.-м.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Шошев Федор Львович, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Sergei A. Senenko, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Igor A. Bogachev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Phys. & Math.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Fyodor L. Shoshev, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.05.2024.
The article was submitted 15.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 08.05.2024.

Научная статья

УДК 621.792.053

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-42-50

СВОЙСТВА И НАЗНАЧЕНИЕ ПЛЕНОЧНЫХ КЛЕЕВ (КОНСТРУКЦИОННОГО И ВСПЕНИВАЮЩЕГОСЯ) С ПОНИЖЕННОЙ ГОРЮЧЕСТЬЮ

А.Ю. Исаев¹, Е.В. Рубцова¹, Н.Ф. Лукина¹

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

Аннотация. Приведены результаты исследования свойств эпоксидных пленочных клеев с пониженной горючестью и теплостойкостью до 120 °С – ВК-108 и ВКВ-28. Клей конструкционного назначения ВК-108 используется для склеивания деталей и агрегатов из металлических материалов и полимерных композиционных материалов, в том числе сотовой конструкции. Вспенивающийся клей ВКВ-28 предназначен для соединения сотового заполнителя между собой и с элементами каркаса в сотовых конструкциях из алюминиевых сплавов и полимерных композиционных материалов. Клеи являются самозатухающими и отвечают требованиям АП-25 (Приложение F, Часть I).

Ключевые слова: конструкционный пленочный клей, вспенивающийся пленочный клей, клеевые соединения, прочность при сдвиге, прочность сотовой конструкции, теплостойкость, отверждение, клей с пониженной горючестью

Для цитирования: Исаев А.Ю., Рубцова Е.В., Лукина Н.Ф. Свойства и назначение пленочных клеев (конструкционного и вспенивающегося) с пониженной горючестью // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-42-50.

Scientific article

PROPERTIES AND PURPOSE OF FILM ADHESIVES (CONSTRUCTIONAL AND FOAMING) WITH LOWERED COMBUSTIBILITY

A.Yu. Isaev¹, E.V. Rubcova¹, N.F. Lukina¹

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 properties of epoxy film adhesives with lowered combustibility and heat resistance up to 120 °C – VK-108 and VKV-28 are presented. VK-108 structural adhesive is intended for gluing parts and units from metal materials and polymeric composite materials, including honeycomb sandwich constructions. VKV-28 foaming adhesive is designed to connect the cellular fillers with each other and with the frame elements in honeycomb sandwich made from aluminum alloys and polymeric composite materials. Adhesives are self-extinguishing and meet the requirements of AP-25 (Appendix F, Part I).

Keywords: constructional film adhesive, foaming film adhesive, adhesive joints, lap shear strength, honeycomb sandwich strength, heat resistance, curing mode, adhesive with lowered combustibility

For citation: Isaev A.Yu., Rubcova E.V., Lukina N.F. Properties and purpose of film adhesives (constructional and foaming) with lowered combustibility. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-42-50.

Введение

Клеевые соединения имеют особое значение при создании конструкций, используемых в авиационной технике. Особенно актуальны трехслойные сотовые конструкции, в которых клеи не только соединяют обшивку и сотовый наполнитель, но и обеспечивают необходимую прочность и деформационные характеристики. Объемы производства таких конструкций неуклонно растут.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ разработана широкая номенклатура полимерных композиционных материалов (стекло- и углепластиков), среди которых все большее применение находят материалы с пониженной горючестью. Кроме того, ученые института разрабатывают новые композиционные материалы для создания крыльев, фюзеляжей и других частей самолетов, обладающих высокой прочностью, весовой эффективностью и теплостойкостью. Институт сотрудничает с ведущими авиационными компаниями России, что позволяет ему быть на передовой в области разработки новых материалов; способствует усовершенствованию авиационной техники и повышению безопасности авиаперевозок, в том числе за счет применения в конструкции материалов, отвечающих требованиям АП-25. Исследование клеевых соединений является важной задачей, поскольку их качество напрямую влияет на прочность изделия [1–6].

Разработанные ранее пленочные конструкционные клеи (ВК-51, ВК-36 и др.) обеспечивают надежное соединение обшивок из алюминия и композиционных материалов с сотовым наполнителем в различных термических условиях. Использование высокопрочных клеев позволяет увеличить долговечность и надежность изделий авиационной техники в процессе эксплуатации. Целью новых разработок является создание эффективных клеев, не только обладающих высокими техническими характеристиками, но и безопасных в эксплуатации за счет пониженной горючести [7–12]. Совместно с конструкционными пленочными клеями при изготовлении трехслойных конструкций применяются и вспенивающиеся клеи. Например, вспенивающийся пленочный эпоксидный клей марки ВКВ-3 [13] соединяет сотовый наполнитель между собой и с элементами каркаса, работает при температурах до 150 °С. Однако клеи перечисленных марок обладают горючестью и неэффективны при сборке конструкций из полимерных композиционных материалов с пониженной горючестью.

Таким образом, разработка новых высокопрочных клеев с улучшенными техническими характеристиками имеет особое значение для современной промышленности. Они позволяют обеспечить надежные и прочные соединения в широком диапазоне температур, что открывает новые перспективы для развития различных отраслей промышленности и содействует совершенствованию технического прогресса.

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ имеет компетенции в разработке клеев с пониженной горючестью. Например, разработан пленочный клей с пониженной горючестью марки ВК-46Б. Однако он имеет рабочую температуру до 80 °С, что в современных условиях не удовлетворяет требованиям, предъявляемым к конструкции изделий новой техники. Это диктует необходимость создания клея с пониженной горючестью и повышенной до 120 °С теплостойкостью [14–17].

Для решения данной проблемы проведена научно-исследовательская работа, в результате которой разработаны новые клеи: высокопрочный клей конструкционного назначения ВК-108 и вспенивающийся клей ВКВ-28. Эти материалы обладают повышенной теплостойкостью до 120 °С, что значительно расширяет область их применения. Они идеально подходят для склеивания различных материалов, в том числе полимерных композиционных нового поколения, характеризующихся не только высокой теплостойкостью, но и пониженной горючестью. Клеи ВК-108 и ВКВ-28 обладают

высокой прочностью и надежностью. Они соответствуют стандартам качества и безопасности, что гарантирует надежность при эксплуатации клееных конструкций, изготовленных с их применением.

Клеи ВК-108 и ВКВ-28 прошли общую квалификацию и отвечают требованиям АП-25 (Приложение F, Часть I). Результаты научных исследований представлены в данной статье.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 15.1. «Многофункциональные клеящие системы» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [18–22].

Материалы и методы

Объектами исследования являются:

- конструкционный пленочный клей марки ВК-108 (ТУ 20.52.10.120-075-07545412–2022);
- вспенивающийся пленочный клей марки ВКВ-28 (ТУ 20.52.10.120-092-07545412–2023).

Прочность клеевых соединений при сдвиге определяли по ГОСТ 14759–69, при равномерном отрыве обшивки от сот – по ОСТ 1 90069–72, при отслаивании – по РТМ 1.2.015–99. Горючесть клеев исследовали в соответствии с требованиями АП-25 (Приложение F, Часть I) и ГОСТ Р 57924–2017.

Результаты и обсуждение

Новый конструкционный пленочный клей ВК-108 обладает пониженной горючестью, эффективно используется для склеивания различных материалов при создании слоистых и сотовых конструкций из угле- и стеклопластиков. Толщина пленочного клея составляет 0,24 мм, а отверждение происходит при температуре 175 °С. Клей обладает высокой работоспособностью при различных температурах и успешно прошел испытания как в контролируемых лабораторных условиях, так и после воздействия внешних факторов. Клей ВК-108 обеспечивает надежное и качественное склеивание, является эффективным материалом для создания прочных соединений из алюминиевых сплавов, углеродистых сталей и неметаллических материалов в различных условиях эксплуатации. Однако при склеивании титанового сплава прочность клеевого соединения снижается из-за особенностей структуры поверхностного слоя титана. Важно отметить, что при работе со стекло- и углепластиками прочность клеевых соединений зависит от прочности самих материалов, поскольку разрушение происходит по поверхностному слою пластика. Таким образом, правильный выбор клея с учетом вида материала позволит обеспечить надежность и долговечность конечного изделия.

Исследован характер изменения прочности клеевых соединений при склеивании различных материалов в диапазоне температур от –60 до +145 °С (табл. 1). Показано, что прочностные характеристики клеевых соединений при длительном воздействии повышенной температуры (120 °С) в течение 500 и 1000 ч сохраняются на уровне от 93 и 87 % соответственно (табл. 2). Кратковременное воздействие в течение 100 ч температуры 145 °С не оказывает значительного влияния на прочностные свойства, что свидетельствует о высокой термостойкости клея ВК-108. Данные исследования подтверждают надежность и эффективность клеевого соединения, что делает его идеальным для применения в условиях повышенных температур.

Таблица 1

**Прочностные характеристики клеевых соединений, выполненных
с использованием клея ВК-108, при различных температурах**

Показатели	Склеиваемые материалы	Значение показателя при температуре испытания, °С			
		–60	20	120	145
Прочность при сдвиге τ_v , МПа	Сплав Д16-АТ Ан.Окс.хром	43,3	38,1	36,0	–
	Сплав Д19-АТ Ан.Окс.хром	–	–	–	32,0
	Сталь 30ХГСА опескоструенная	42,3	37,6	32,2	31,0
	Сплав ВТ6 с оксидно-фосфатным покрытием	17,4	19,9	19,0	21,4
	Стеклопластик ВПС-42П опескоструенный	8,7*	9,5*	11,9*	8,9*
	Углепластик ВКУ-61 опескоструенный	12,3*	13,4*	12,1*	9,3*
Прочность при равномерном отрыве обшивки от сотового заполнителя $\sigma_{отр}$, МПа	Сплав Д19-АТ Ан.Окс.хром и сотовый заполнитель из фольги АМг2Н с ячейками размером 2,5 мм	7,8	7,3	6,5	5,3
Прочность при отслаивании $S_{отсл}$, кН/м	Сплав Д16-АТ Ан.Окс.хром	5,6	6,1	6,4	4,9

* Разрушение по пластику.

Таблица 2

**Влияние термостарения на прочностные характеристики клеевых соединений,
выполненных с использованием клея ВК-108**

Склеиваемые материалы	Режим термостарения		τ_v , МПа, при температуре, °С		$\sigma_{отр}$, МПа, при температуре, °С	
	температура, °С	продолжительность, ч	20	120	20	120
Сплав Д16-АТ Ан.Окс.хром	В исходном состоянии		38,0	36,0	–	–
	120	500	35,2	36,7	–	–
	120	1000	33,0	34,7	–	–
	145	100	38,8	38,3	–	–
Сплав Д16-АТ Ан.Окс.хром и сотовый заполнитель из фольги АМг2Н с ячейками размером 2,5 мм	В исходном состоянии		–	–	7,3	6,5
	120	500	–	–	7,5	6,9
	120	1000	–	–	7,3	7,1
	145	100	–	–	7,2	6,9

Примечание. τ_v – прочность при сдвиге; $\sigma_{отр}$ – прочность при равномерном отрыве обшивки от сотового заполнителя.

Испытания клеевого соединения сплава Д16-АТ Ан.Окс.хром, выполненного с использованием клея ВК-108, также показали отличные результаты при воздействии различных внешних факторов: прочность соединения остается на высоком уровне даже после длительного воздействия климатических факторов, циклического действия высоких и низких температур, воды и влаги. Результаты испытания представлены в табл. 3. Прочность клеевых соединений при сдвиге сохраняется на уровне от 75 и 91 % при воздействии воды и влаги в течение 3 мес. при температурах испытания 120 и 20 °С, после термовлажностного старения в течение 3 мес. – на уровне 58 и 75 % соответственно.

Испытания в камере тропического климата показали сохранение свойств на уровне 69–74 %. Термоциклирование практически не оказало воздействия на образцы клеевых соединений, так как свойства сохранились на уровне 83–87 %.

Таблица 3

Влияние внешних факторов на прочностные характеристики клеевых соединений сплава Д16-АТ Ан.Окс.хром, выполненных с использованием клея ВК-108

Фактор воздействия	τ_b , МПа, при температуре, °С		$\sigma_{отр}$, МПа, при температуре, °С	
	20	120	20	120
Без воздействия (в исходном состоянии)	38,1	36,0	7,3	6,5
Экспозиция в дистиллированной воде при температуре 23±2 °С	30,5	27,0	–	–
Экспозиция при температуре 23±2 °С и относительной влажности 97±3 %	34,5	28,6	–	–
Термовлажностное старение в течение 3 мес.	28,5	20,9	7,1	5,1
Экспозиция в камере тропического климата в течение 3 мес.	28,1	25,0	7,4	6,2
Термоциклирование (10 циклов)	33,2	29,9	7,6	7,1
Примечание. τ_b – прочность при сдвиге; $\sigma_{отр}$ – прочность при равномерном отрыве обшивки от сотового заполнителя.				

В процессе эксплуатации клеевое соединение может подвергаться воздействию различных химических сред, в связи с чем проведены испытания клеевых соединений сплава Д16-АТ Ан.Окс.хром, выполненных с использованием клея ВК-108, после выдержки в гидравлической жидкости Skydrol LD-4, нефрасе, масле ИПМ-10 и топливе ТС-1. Клеевое соединение выдерживали в данных жидкостях в течение 10 сут. Результаты испытаний продемонстрировали сохранение прочности при сдвиге на уровне 78–100 % (табл. 4).

Таблица 4

Влияние химических сред на прочность при сдвиге клеевых соединений сплава Д16-АТ Ан.Окс.хром, выполненных с использованием клея ВК-108

Среда воздействия	Прочность при сдвиге τ_b , МПа, при температуре испытания, °С	
	20	120
Без воздействия (в исходном состоянии)	38,1	36,0
Гидравлическая жидкость Skydrol LD-4	29,6	28,6
Нефрас	39,3	34,7
Масло ИПМ-10	40,4	34,1
Топливо ТС-1	39,7	33,2

Немаловажными свойствами клеевого соединения являются грибостойкость и коррозионная стойкость. Результаты испытаний подтвердили, что клей ВК-108 устойчив к действию микологической среды. Склеенные данным клеем титановые и алюминиевые сплавы, нержавеющие и конструкционные стали не подвергаются дополнительному коррозионному воздействию. В соответствии с требованиями по горючести АП-25 (Приложение F, Часть I), клей ВК-108 относится к самозатухающим материалам на полимерной основе.

Результаты расширенных испытаний подтвердили, что конструкционный эпоксидный пленочный клей ВК-108 можно применять для склеивания металлических и

полимерных материалов в авиационной технике. Он обладает повышенной теплостойкостью и пониженной горючестью, что делает его незаменимым при создании клееных деталей и агрегатов, в том числе слоистой и сотовой конструкции.

В процессе производства сотовых конструкций возникает необходимость соединения сотового заполнителя между собой и с замыкающими элементами каркаса. Для этих целей разработан вспенивающийся пленочный клей марки ВКВ-28, который, так же как и конструкционный клей ВК-108, обладает пониженной горючестью. Клеи ВКВ-28 и ВК-108 можно использовать совместно, так как они имеют одну химическую природу и процесс отверждения проходит по одинаковому режиму при температуре 175 °С. Свойства клея ВК-28:

Рабочая температура, °С	120
Прочность при равномерном отрыве обшивки от сот (среднее значение), МПа, при температуре, °С:	
20	4,8
120	4,5
–60	6,8
Коэффициент вспенивания	1,5
Горючесть	Трудногорящий (отвечает требованиям АП-25 (Приложение F, Часть I))

Клей ВКВ-28 обладает высокими прочностными характеристиками при склеивании обшивки с сотовым заполнителем как при пониженных, так и при повышенных температурах, имеет коэффициент вспенивания на уровне широко применяемого вспенивающегося пленочного клея ВКВ-3, по горючести, в соответствии с авиационными правилами АП-25 (Приложение F, Часть I), является трудногорящим.

Заключения

Разработаны клеи марок ВК-108 и ВКВ-28 с пониженной горючестью и теплостойкостью до 120 °С. Конструкционный эпоксидный пленочный клей ВК-108 предназначен для склеивания деталей и агрегатов из металлических материалов и полимерных композитов, включая сотовые конструкции; вспенивающийся эпоксидный пленочный клей ВКВ-28 – для склеивания блоков неперфорированного сотового заполнителя между собой и с замыкающими элементами каркаса из металлических и неметаллических материалов. Исследования показали возможность совместного использования конструкционного клея ВК-108 и вспенивающегося клея ВКВ-28 в процессе производства трехслойных сотовых конструкций для авиационной техники.

Проведена квалификационная оценка свойств клеевых соединений, выполненных с использованием клея ВК-108, которая показала, что клей обеспечивает высокий уровень свойств как в исходном состоянии, так и после воздействия внешних факторов, термического старения, термоциклирования, условий камеры тропического климата, тепловлажностного старения, воды и влаги.

Таким образом, клеи ВК-108 и ВКВ-28 могут занять достойное место среди клеящих материалов для применения в авиационной отрасли. Сочетание теплостойкости, прочности, пониженной горючести и устойчивости к неблагоприятным внешним факторам делают эти клеи неотъемлемым компонентом производства сотовых конструкций, которые используются в новых изделиях авиации. Благодаря таким инновационным материалам возможно создание прочных, пожаробезопасных авиационных конструкций, способных выдерживать высокие нагрузки в процессе длительной эксплуатации.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Основные направления развития материалов для авиакосмической техники XXI века // Перспективные материалы. 2000. № 3. С. 27–36.
2. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
3. 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.
4. Каблов Е.Н., Минаков В.Т., Аниховская Л.И. Клеи и материалы на их основе для ремонта конструкций авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2002. № 1. С. 61–65.
5. Гращенков Д.В., Чурсова Л.В. Стратегия развития композиционных и функциональных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 231–242.
6. Антипов В.В., Серебренникова Н.Ю., Коновалов А.Н., Нефедова Ю.Н. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.
7. Петрова А.П. Основные этапы технологии склеивания // Клеи. Герметики. Технологии. 2014. № 2. С. 24–30.
8. Каблов Е.Н., Лаптев А.Б., Прокопенко А.Н., Гуляев А.И. Релаксация полимерных композиционных материалов под длительным действием статической нагрузки и климата (обзор). Часть 1. Связующие // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 21.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-70-80.
9. Авиационные материалы: справочник в 13 т. / под ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд., доп. и перераб. М.: ВИАМ, 2019. Т. 10: Клеи, герметики, резины, гидрожидкости, ч. 1: Клеи, клеевые препреги. 276 с.
10. Петрова А.П., Малышева Г.В. Клеи, клеевые связующие и клеевые препреги: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2017. 472 с.
11. Петрова А.П., Донской А.А. Клеящие материалы. Герметики. СПб.: Профессионал, 2008. 589 с.
12. 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 наполнителем 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.
13. Петрова А.П. Вспенивающиеся клеи и их применение в авиастроении // Клеи. Герметики. Технологии. 2015. № 1. С. 2–5.
14. Куцевич К.Е., Тюменева Т.Ю., Петрова А.П. Влияние наполнителей на свойства клеевых препрегов и ПКМ на их свойства // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 4 (49). С. 51–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-51-55.
15. Дементьева Л.А., Тюменева Т.Ю., Шарова И.А. Клеи с пониженной горючестью для авиационной техники // Сб. тр. VI Междунар. конф. Вологда, 2011. С. 127–128.
16. Застрогина О.Б., Швец Н.И., Серкова У.А., Вешкин Е.А. Пожаробезопасные материалы на основе феноло-формальдегидных связующих // Клеи. Герметики. Технологии. 2017. № 7. С. 22–27.
17. Застрогина О.Б., Серкова Е.А., Сарычев И.А., Вавилова М.И. Влияние винифлекса российского и китайского производства на свойства связующего ВФТ и стеклотекстолита на его основе // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 3 (60). С. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.
18. Донской А.А., Баритко Н.В. Самозатухающие герметики низкой плотности // Клеи. Герметики. Технологии. 2006. № 9. С. 10–12.
19. Куршубадзе И.В., Петрова А.П., Работоспособность клеевых соединений в условиях морских субтропиков // Клеи. Герметики. Технологии. 2005. № 12. С. 14–17.

20. Лукина Н.Ф., Исаев А.Ю., Стародубцева О.А., Балабанова О.С. Свойства токопроводящего клея с пониженной температурой отверждения // Труды ВИАМ. 2023. № 5 (123). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-54-63.
21. Петрова А.П., Лукина Н.Ф., Исаев А.Ю., Смирнов О.И. Влияние адгезионного грунта ЭП-0234 на свойства клеевых соединений, полученных с применением клея ВК-36 // Труды ВИАМ. 2022. № 6 (112). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-39-48.
22. Лукина Н.Ф., Котова Е.В., Петрова А.П., Исаев А.Ю. Улучшение свойств фенолформальдегидных клеев при модификации их поливинилацетатами // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 21.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-27-36.

References

1. Kablov E.N. The main directions of the development of materials for the Authoric technique of the XXI century. *Perspektivnyye materialy*, 2000, no. 3, pp. 27–36.
2. Kablov E.N. New generation materials and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
3. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of materials of the new generation. *XXI Mendeleevsky Congress for General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
4. Kablov E.N., Minakov V.T., Anikhovskaya L.I. Glues and materials based on them for repairing structures of aviation equipment. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2002, no. 1, pp. 61–65.
5. Grashhenkov D.V., Chursova L.V. Strategy of development of composite and functional materials. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2012, no. S, pp. 231–242.
6. Antipov V.V., Serebrennikova N.Yu., Konovalov A.N., Nefedova Yu.N. Perspectives of application of fiber metal laminate materials based on aluminum alloys in aircraft design. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 45–53. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-45-53.
7. Petrova A.P. The main stages of gluing technology. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2014, no. 2, pp. 24–30.
8. Kablov E.N., Laptev A.B., Prokopenko A.N., Gulyaev A.I. Relaxation of polymeric composite materials under the prolonged action of static load and climate (review). Part 1. Binders. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 21, 2024). DOI: 10.18577/2071-9140-2021-0-4-70-80.
9. *Aviation materials: a guide of 13 vols.* Ed. E.N. Kablov. 7th ed., add. and rev. Moscow: VIAM, 2019, vol. 10: Adhesives, sealants, rubber, hydraulic fluidity, part 1: Adhesives, glue prepares, 276 p.
10. Petrova A.P., Malysheva G.V. *Adhesives, adhesive binding and adhesive prepares*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2017, 472 p.
11. Petrova A.P., Donskoy A.A. *Adhesive materials. Sealants*. St. Petersburg: Professional, 2008, 589 p.
12. 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 tekhnologii*, 2020, no. 2 (59), pp. 81–88. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-81-88.
13. Petrova A.P. Foaming adhesives and their use in aircraft construction. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2015, no. 1, pp. 2–5.
14. Kutsevich K.E., Tyumeneva T.Yu., Petrova A.P. Influence of fillers on properties of adhesive pre-pregs and PCM on their basis. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2017, no. 4 (49), pp. 51–55. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-4-51-55.
15. Dementyeva L.A., Tyumeneva T.Yu., Sharova I.A. Adhesives with reduced flammability for aircraft. *Tr. VI Int. conf. Vologda*, 2011, pp. 127–128.

16. Zastrogina O.B., Shvets N.I., Serkova U.A., Veshkin E.A. Fireproof materials based on phenol-formaldehyde binders. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2017, no. 7, pp. 22–27.
17. Zastrogina O.B., Serkova E.A., Sarychev I.A., Vavilova M.I. Influence of Russian and Chinese vinyflex on the properties of the VFT binder and fiberglass based on it. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 3–9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-3-9.
18. Donskoy A.A., Baritko N.V. Self-extinguishing low-density sealants. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2006, no. 9, pp. 10–12.
19. Kurshubadze I.V., Petrova A.P. Performance of adhesive joints in marine subtropical conditions. *Klei. Germetiki. Tekhnologii*, 2005, no. 12, pp. 14–17.
20. Lukina N.F., Isaev A.Yu., Starodubtseva O.A., Balabanova O.S. Approaches to creation of conducting glue from the lowered curing temperature. *Trudy VIAM*, 2023, no. 5 (123), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 01, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-5-54-63.
21. Petrova A.P., Lukina N.F., Isaev A.Yu., Smirnov O.I. The effect of the adhesive primer EP-0234 on the properties of adhesive compounds obtained using adhesive VK-36. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 21, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-6-39-48.
22. Lukina N.F., Kotova E.V., Petrova A.P., Isaev A.Yu. Improvement of properties of fenolformaldegidny adhesives when updating by their polyvinylacetals. *Trudy VIAM*, 2022, no. 6 (112), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 21, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-7-27-36.

Информация об авторах

Исаев Алексей Юрьевич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Рубцова Екатерина Владимировна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лукина Наталия Филипповна, главный научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexey Yu. Isaev, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Natalia F. Lukina, Chief Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 15.05.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 16.05.2024.

The article was submitted 15.05.2024; approved and accepted for publication after reviewing 16.05.2024.

Научная статья

УДК 621.924.93

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-51-60

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССА КОПИРОВАЛЬНО-ПРОШИВНОЙ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ УГЛЕПЛАСТИКА МАРКИ ВКУ-29

К.И. Донецкий¹, Т.Р. Абляз², Е.С. Шлыков², И.В. Осинников², В.Б. Блохин², К.Р. Муратов²

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

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», Пермь, Россия; kanc@pstu.ru

Аннотация. Обработка с минимальным дефектообразованием является важным условием длительной эксплуатации полимерных композиционных материалов. Материалам, полученным по технологии копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО), также свойственны характерные дефекты. Исследовано влияние режимов КПЭЭО, наложенного токопроводящего слоя и материала электрода-инструмента на структуру поверхностного слоя конструкционного углепластика ВКУ-29. Получены технологические параметры КПЭЭО, обеспечивающие минимальное количество структурных дефектов полимерных композиционных материалов.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, углепластик, копировально-прошивная электроэрозионная обработка, электрод-инструмент, режимы обработки, структурные дефекты

Для цитирования: Донецкий К.И., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Осинников И.В., Блохин В.Б., Муратов К.Р. Исследование влияния процесса копировально-прошивной электроэрозионной обработки на структуру углепластика марки ВКУ-29 // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-51-60.

Scientific article

STUDY OF THE INFLUENCE OF THE ELECTRICAL DISCHARGE MACHINING PROCESS ON THE STRUCTURE OF POLYMER COMPOSITE MATERIAL VKU-29

K.I. Donetskiy¹, T.R. Ablyaz², E.S. Shlykov², I.V. Osinnikov², V.B. Blokhin², K.R. Muratov²

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

²Federal Autonomous Educational Institution of Higher Education «Perm National Research Polytechnic University», Perm, Russia; kanc@pstu.ru

Abstract. Processing of polymer composite materials with minimal defect formation is an important prerequisite for their long-term operation. Materials produced by the technology of copy-piercing electrical discharge machining (EDM) under consideration are also characterized by characteristic defects. The influence of the EDM modes, the applied conductive layer and the electrode-tool material on the structure of the surface layer of structural carbon fiber reinforced plastic VKU-29 was studied. Technological parameters of EDM were obtained, ensuring the quality and efficiency of polymer composite materials, taking into account the minimal number of structural defects.

Keywords: polymer composite materials, carbon fiber polymer, copy-piercing electrical discharge machining, electrode-tool, processing modes, structural defects

For citation: Donetskiy K.I., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Osinnikov I.V., Blokhin V.B., Muratov K.R. Study of the influence of the electrical discharge machining process on the structure of polymer composite material VKU-29. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-51-60.

Введение

Материалы для изготовления ответственных изделий должны иметь физико-механические и эксплуатационные свойства, обеспечивающие их работоспособность при заданных нагрузках в определенной среде эксплуатации [1–4]. Изделия специального назначения представляют собой сложные технологические системы и, как правило, включают множество сборочных единиц и узлов, обладающих широкой номенклатурой действий [5–8]. Для обеспечения надежной и безотказной работы такие изделия следует изготавливать из материалов, обладающих высокой прочностью и износостойкостью в интервале рабочих температур [9, 10]. При изготовлении новых образцов техники в рамках работы Объединенной авиастроительной корпорации используются современные композиционные, в том числе полимерные, материалы. Отмечено, что ключевым направлением развития аэрокосмической техники является создание новых сложнопрофильных конструкций из перспективных материалов. Развитие космических технологий, авиации и других сопутствующих отраслей напрямую связано с проектированием, а также изготовлением перспективных отечественных двигателей и ракетных систем. Актуальны использование и внедрение новых функциональных материалов, в том числе жаропрочных и жаростойких сплавов, состоящих в основном из никеля и ниобия. Кроме того, необходимо развитие вертолетной техники с внедрением новых полимерных композиционных материалов (ПКМ) и жаропрочных сплавов с высоким уровнем физико-механических свойств.

В настоящее время широко применяются современные армированные стеклянными и углеродными волокнами ПКМ, отличающиеся высокими значениями предела прочности, устойчивости к циклическим нагрузкам и ударным воздействиям, радиопрозрачности, а также устойчивости к знакопеременным нагрузкам и коррозии. Элементами армирования являются непрерывные продольные или поперечные волокна в виде нитей, жгутов, тканых или объемно-армирующих наполнителей. Такие материалы широко используются в авиации, судостроении, космической технике, автомобилестроении, специальном машиностроении. В качестве связующего применяют как термореактивные (эпоксидные, полиэфирные, фенолформальдегидные и др.), так и термопластичные смолы [11].

Объемы выпуска ПКМ ежегодно растут в геометрической прогрессии. Стремительное наращивание скоростей производства сложных изделий, выполненных из новых материалов, происходит в странах Азиатско-Тихоокеанского региона.

Современные российские ПКМ обладают высокими упруго-прочностными характеристиками и эксплуатационной стабильностью, что позволяет обеспечить заданную работоспособность конструкций [12–14].

Специфические свойства ПКМ накладывают определенные ограничения на их механическую обработку: в процессе лезвийной обработки образуются сколы, вырывы волокон, расслоения и другие дефекты, снижающие эксплуатационные свойства изделий [15, 16]. Вследствие высокого уровня физико-механических свойств ПКМ возникают повышенные температурные и силовые воздействия на режущую часть инструмента, что вызывает выкрашивание режущей кромки (рис. 1). Связано это с концентрированием низкой теплопроводности в зоне резания ПКМ, что приводит к интенсификации адгезионных и диффузионных процессов.

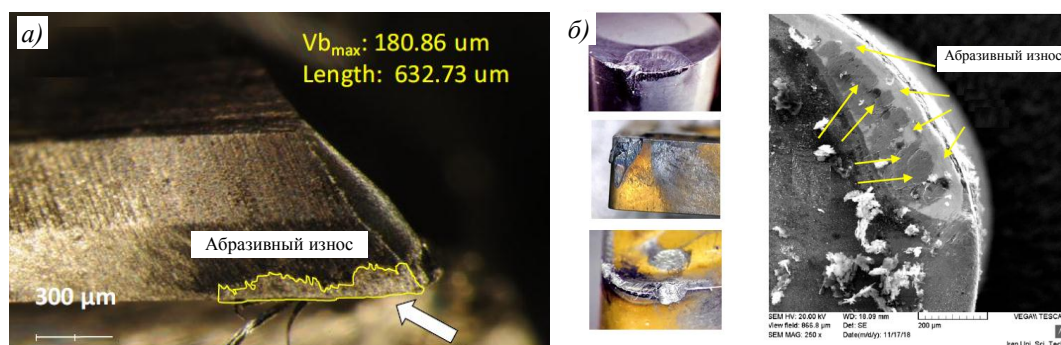


Рис. 1. Абразивный износ поверхности фрезы (а) и токарного инструмента (б)

Для решения описанной проблемы предлагается альтернативный способ копировально-прошивной электроэрозионной обработки (КПЭЭО), позволяющий получать изделия заданной формы, размеров и качества с помощью электрических разрядов, действующих на токопроводный материал, и последующей электрической эрозии. Данная технология позволяет обрабатывать изделия из ПКМ без формирования дефектов, характерных для лезвийной обработки. Ограничивающим фактором применения технологии КПЭЭО для обработки ПКМ является низкая производительность.

Технология КПЭЭО имеет ряд преимуществ и зачастую дополняет другие методы, в частности высокоскоростную лезвийную обработку, а в ряде случаев – аддитивные способы получения сложнопрофильных изделий, например лазерное селективное сплавление. Развитие научно-производственных комплексов на базе ведущих предприятий – производителей электроэрозионного оборудования позволило повысить показатели качества и точность изготовления изделий. Скорость обработки новых функциональных материалов существенно зависит от применяемой технологии: КПЭЭО обеспечивает скорости резки, сопоставимые со скоростями большинства современных способов, в том числе механической обработки.

Одним из основных достоинств электроэрозионной обработки, способствующих внедрению технологии в современном машиностроении, является возможность обработки токопроводных и ограниченно токопроводных материалов с повышенным уровнем физико-механических свойств, а также изделий сложной формы. Современный лезвийный инструмент обладает технологической и экономической эффективностью при обработке материалов твердостью до 58 HRC. Для материалов твердостью 62–63 HRC данный вид обработки использовать неэффективно. Для композиционных углепластиков целесообразно применять КПЭЭО. Методика КПЭЭО с наложением токопроводящего слоя обеспечивает заданную скорость обработки без ухудшения качества поверхности ПКМ. Поверхность отверстия не имеет структурных и качественных нарушений слоев. Продолжительность КПЭЭО с использованием сплошной «маски» и с отверстием практически идентична. Ранее авторы данной статьи установили, что для разработки годной технологии получения изделий следует учитывать величину коррекции, которую можно рассчитать с помощью ширины зоны обработки и диаметра электрода-инструмента [16].

Распространение электроэрозионного метода значительно ограничивают негативные структурные изменения ПКМ, возникающие в процессе обработки. Экспериментальный анализ воздействия электроэрозионной обработки по разработанному алгоритму на структурные изменения в материале, а также внутренней структуры ПКМ осуществлен методом томографической съемки на микротомографе. Исследованы два образца различных размеров из конструкционного углепластика ВКУ-29.

Центральные области образцов характеризуются явно выраженной тканой структурой. Количество пустот, расслоений и прочих дефектов минимально. Периферия образцов, в отличие от центральной части, характеризуется областями с менее плотной структурой. В поверхностном слое образцов, распространяющемся в толщу материала на глубину 1 мм от обрабатываемой поверхности, попеременно наблюдаются области сильного оплавления и выкрашивания. Анализ результатов исследования продольных и поперечных сечений показал, что, хотя обработка не влияет на центральные области, в структуре образцов наблюдаются единичные пустоты и расслоения тканого материала. Наличие данных дефектов не зависит от процесса электроэрозионной обработки и обуславливается технологическими особенностями изготовления ПКМ.

Поверхности образцов, обработанные электроэрозионным методом, неоднородны по глубине и толщине. В наименее жестких областях, на которые процесс обработки оказывает наибольшее влияние, наблюдается множество структурных дефектов. Сколы материала, многочисленные пустоты, приповерхностное растрескивание и расслоение тканой структуры глубиной до 1 мм распределены по всей обработанной поверхности. Области оплавления обрабатываемого материала, характеризующиеся повышенной плотностью, дополняют мозаичную структуру.

В настоящее время существует потребность в разработке технологических рекомендаций, позволяющих подобрать рациональные режимы и параметры, обеспечивающие минимальное количество структурных дефектов ПКМ при КПЭЭО [17–19]. Актуальной задачей является получение экспериментальных зависимостей влияния параметров электроэрозионной обработки, наложенного токопроводящего слоя и материала электрода-инструмента на количество структурных дефектов в изделиях из ПКМ, обработанных методом КПЭЭО.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования выбран углепластик марки ВКУ-29, разработанный в НИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ», на основе однонаправленной углеродной ткани и расплавного эпоксидного связующего марки ВСЭ-1212. Данный материал изначально предназначался для изготовления ряда конструкций мотогондолы двигателя ПД-14, таких как створки капота и реверсивное устройство (рис. 2) [20].

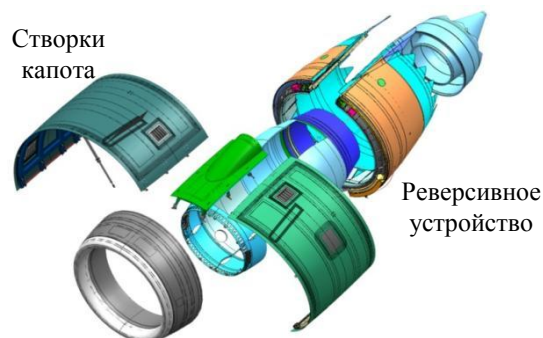


Рис. 2. Применение углепластика марки ВКУ-29 в конструкциях мотогондолы двигателя ПД-14

Проведено экспериментальное исследование процесса КПЭЭО углепластика ВКУ-29 при разных режимах и с применением электродов-инструментов с различными физико-механическими свойствами.

Обработку заготовки проводили в лаборатории электроэрозионной обработки ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» с использованием станка Electronica Smart CNC. В качестве рабочей жидкости применяли масло трансформаторное И-20А. Для проведения классических экспериментов

по электроэрозионной обработке ПКМ выбраны электроды-инструменты, выполненные из различных материалов: меди марки М1, графита марки ЭГ, композиционных материалов типа псевдосплав системы «медь + коллоидный графит» (CuC), в качестве основы использовали порошки меди ПМС-1 и сухого коллоидного графита марки С-1. Кроме того, проводили КПЭЗО с наличием токопроводящих слоев.

В таблице представлены режимы обработки, материалы электродов-инструментов и количество токопроводящих слоев из титана. При проведении эксперимента время включения импульсов ($T_{on} = 100$ мкс), напряжение ($U = 75$ В) и коэффициент заполнения импульсами ($T_{au} = 12\%$) были постоянны.

Режимы электроэрозионной обработки

Условный номер образца	Материал электрода-инструмента	Сила тока, А	Количество токопроводящих слоев из титана
1	Cu	2	—
2	Cu	1	—
3	Cu	6	—
4	Cu	2	1
5	Cu	2	2
6	C	2	—
7	C	1	—
8	Cu–C	2	—
9	Cu–C	1	—

В результате электроэрозионной обработки получены девять образцов для исследования микроструктуры ПКМ. Вырезанные фрагменты образцов заливали эпоксидным связующим ЭД-20 и выдерживали до затвердевания (рис. 3). На рис. 4 показаны образцы ПКМ в полимеризованном связующем.

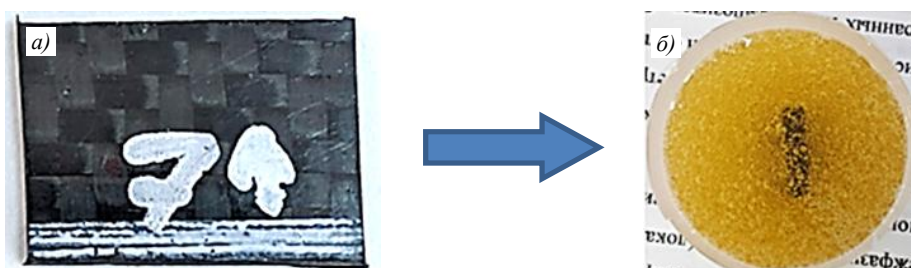


Рис. 3. Образец полимерного композиционного материала до (а) и после заливки эпоксидной смолой (б)

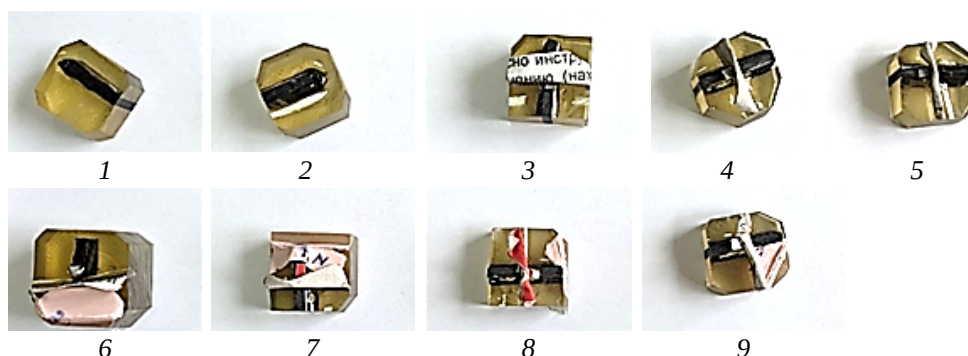


Рис. 4. Образцы полимерных композиционных материалов в полимеризованном связующем ЭД-20

Для удаления излишков смолы образцы обработаны шлифовальными шкурками зернистостью от 240 до 2500 (рис. 5).

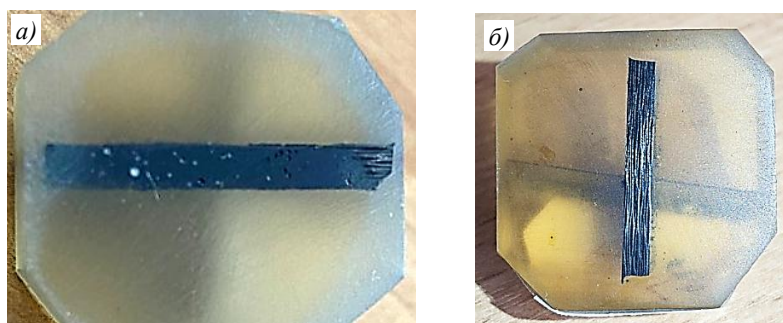


Рис. 5. Образцы полимерных композиционных материалов в полимеризованной смоле до (а) и после абразивной обработки (б)

Для удаления рисок после шлифовки образцы отполированы алмазной пастой, для обеспечения прозрачности поверхности – замшей. Увеличенные изображения образцов углепластика получены с помощью цифрового микроскопа.

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

Результаты и обсуждение

На рис. 6 представлены микроструктуры образцов 1–6 с выделенными дефектами.

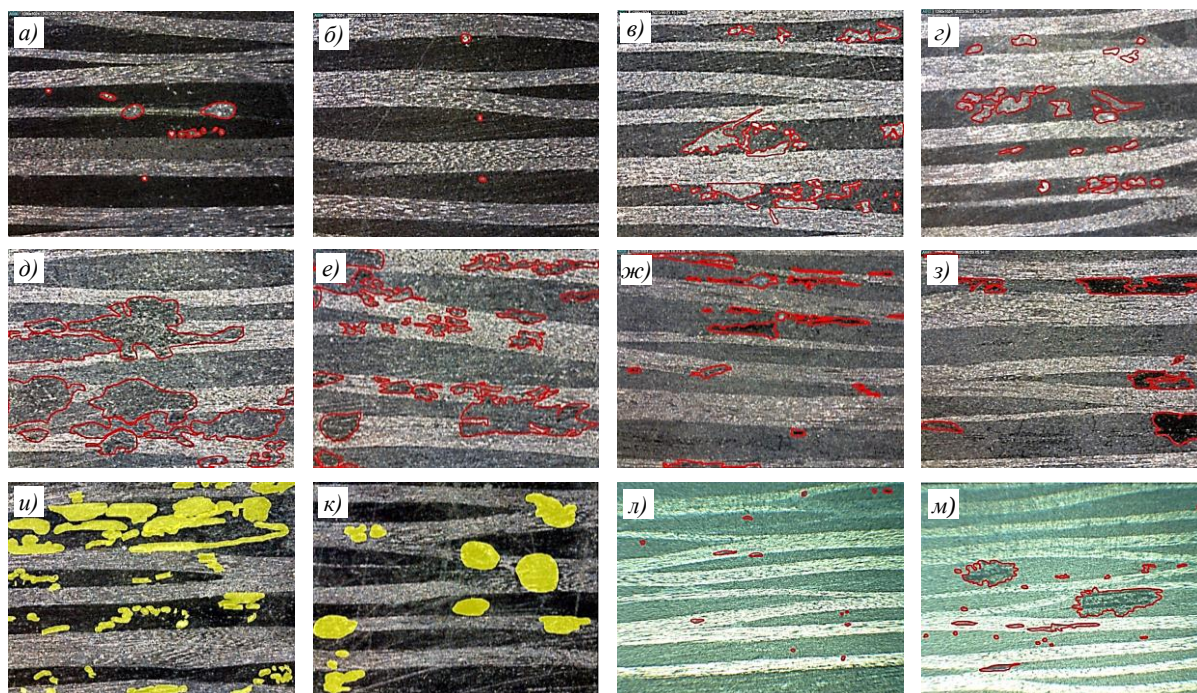


Рис. 6. Микроструктуры образцов 1 (а, б), 2 (в, г), 3 (д, е), 4 (ж, з), 5 (и, к) и 6 (л, м) с выделенными дефектами

На изображениях образца 1 наблюдаются смоляные карманы и микропоры. Данные дефекты образуются на этапе изготовления ПКМ. Следов влияния КПЭЭО на поверхность материала не обнаружено.

В зоне воздействия электроэрозионной обработки образца 2 выявлены обширные дефектные области. Выкрашивание нитей и растрескивание матрицы более четко наблюдаются в области поперечных слоев в зависимости от расположения волокна (более темные области).

В образце 3 обнаружены более обширные дефектные области по сравнению с образцами 1 и 2, что объясняется большим термическим воздействием, связанным с параметрами режима обработки. Выкрашивание нитей наблюдается в области как продольных (более светлые зоны), так и поперечных слоев.

По сравнению с образцом 2 в образце 4 наблюдаются более обширные дефектные области в продольных и поперечных слоях. Изменения структуры также выявлены на границе раздела фаз «волокно–матрица» и в некоторых поперечных волокнах.

На изображениях образца 5 видны дефекты в области поперечных слоев (рис. 6, и) и немногочисленные точечные дефекты в области продольных слоев (рис. 6, к).

На поверхности образца 6 в основном наблюдаются точечные микродефекты (рис. 6, л). Два крупных дефекта обнаружены в центральной части поверхности образца (рис. 6, м).

На поверхности образца 7 выявлено множество крупных дефектов выкрашивания (черные пятна на рис. 7, а–в), также присутствуют точечные микродефекты (рис. 7, а, г, д).

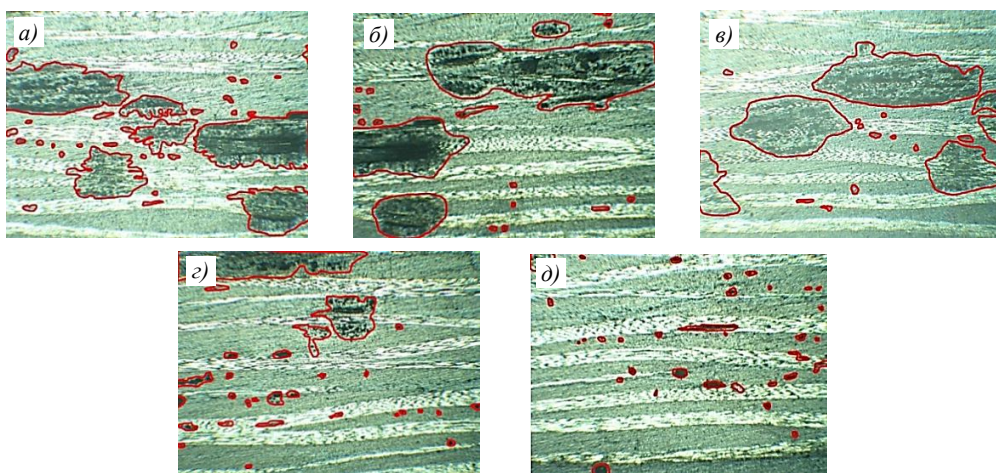


Рис. 7. Микроструктуры образца 7 с выделенными дефектами

На поверхности образца 8 наблюдаются дефекты с четкой границей контура (рис. 8, в, г) и один крупный дефект с размытым контуром (рис. 8, б). Наличие дефектов на границе слоев волокон свидетельствует о локальном нарушении адгезии между слоями (рис. 8, а–в).

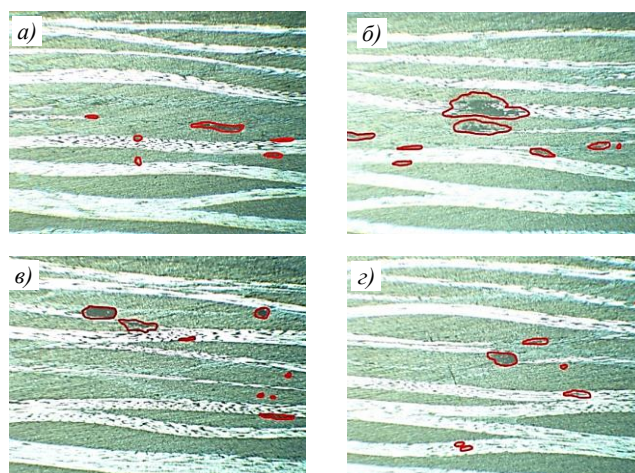


Рис. 8. Микроструктуры образца 8 с выделенными дефектами

На рис. 9 показаны микроструктуры образца 9, на которых выделены крупные дефекты с размытой границей и немногочисленные точечные микродефекты (рис. 9, б).

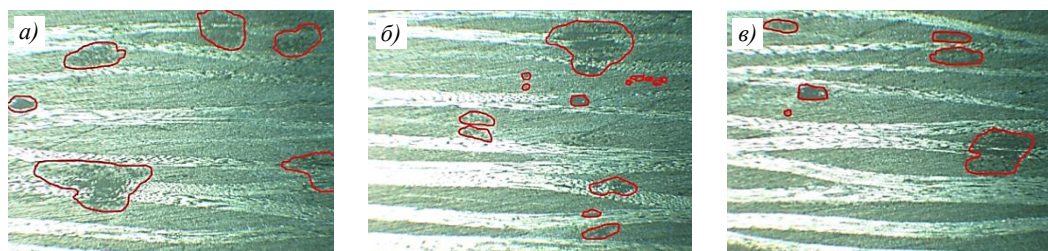


Рис. 9. Микроструктуры образца 9 с выделенными дефектами

Заключения

Исследовано влияние режимов КПЭЭО, наложенного токопроводящего слоя и материала электрода-инструмента на структуру поверхностного слоя конструкционного углепластика ВКУ-29. Показано, что, несмотря на повышение производительности при наложении токопроводящего слоя, количество структурных дефектов в поверхностном слое обрабатываемого материала увеличивается.

В образцах наблюдаются обширные дефектные области. Дефекты найдены в областях как продольных, так и поперечных слоев. Изменения структуры, обнаруженные на границе раздела фаз «волокно–матрица» и в некоторых поперечных волокнах, свидетельствуют о локальном нарушении адгезии между слоями. Выявлены как крупные, так и точечные дефекты.

Наименьшее количество дефектов на обработанных поверхностях ПКМ в процессе КПЭЭО наблюдается при силе тока 2 А и использовании в качестве материала электрода-инструмента композиционного материала типа псевдосплав системы «медь + коллоидный графит» (CuC). Наибольшее количество дефектов выявлено после обработки графитовым электродом-инструментом.

Исследование выполнено в рамках гранта Российского научного фонда № 23-79-01224 (<https://rscf.ru/project/23-79-01224>).

Список источников

1. Sarde B., Patil Y.D. Recent Research Status on Polymer Composite Used in Concrete-An Overview // *Materials Today: Proceedings*. 2019. Vol. 18. P. 3780–3790.
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. Онищенко Г.Г., Каблов Е.Н., Иванов В.В. Научно-технологическое развитие России в контексте достижения национальных целей: проблемы и решения // *Инновации*. 2020. № 6 (260). С. 3–16.
4. 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. Кондрашов С.В., Шашкеев К.А., Петрова Г.Н., Мекалина И.В. Полимерные композиционные материалы конструкционного назначения с функциональными свойствами // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 405–419. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-405-419.
6. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: учебник. Новосибирск: НГТУ, 2002. 384 с.
7. Кербер М.Л., Виноградов В.М., Головкин Г.С. и др. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие. СПб.: Профессия, 2008. 560 с.
8. Абляз Т.Р., Донецкий К.И., Шлыков Е.С., Муратов К.Р., Дышенко В.С., Минибаев М.И. Комплексный анализ методов обработки полимерных композитных материалов // *СТИН*. 2022. № 6. С. 5–8.

9. Ткачук А.И., Донецкий К.И., Терехов И.В., Караваев Р.Ю. Применение термореактивных связующих для изготовления полимерных композиционных материалов методами безавтоклавного формования // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 1 (62). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.04.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
10. Сидорина А.И. Мультиаксиальные углеродные ткани в изделиях авиационной техники (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 3 (64). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.04.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
11. 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.
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: 08.03.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
13. Баурова Н.И., Зорин В.А. Применение полимерных композиционных материалов при производстве и ремонте машин: учеб. пособие. М.: МАДИ, 2016. 264 с.
14. Раскутин А.Е. Стратегия развития полимерных композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-344-348.
15. Дыщенко В.С., Донецкий К.И., Минибаев М.И., Абляз Т.Р., Шлыков Е.С., Ширяев В.В. Способы механической и электроэрозионной обработки полимерных композиционных материалов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 3 (109). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120.
16. Штучный Б.П. Механическая обработка пластмасс: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 152 с.
17. Fukuzawa Y., Katougi H., Mohri N. et al. Machining properties of ceramics with an electric discharge machine // *Proceedings of the XII ISEM*. Dusseldorf: VDI Verlag, 1998. P. 445–454.
18. Mohri N., Fukuzawa Y., Tani T. et al. Assisting electrode method for machining insulating ceramics // *Annals CIRP*. 1996. No. 45 (1). P. 201–204.
19. Mohri N., Fukusima Y., Fukuzawa Y. et al. Layer generation process on work-piece in electrical discharge machining // *Annals CIRP*. 2003. No. 52 (1). P. 161–164.
20. Гуняева А.Г., Сидорина А.И., Курносов А.О., Клименко О.Н. Полимерные композиционные материалы нового поколения на основе связующего ВСЭ-1212 и наполнителей, альтернативных наполнителям фирм Porcher Ind. и Toho Tenax // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.

References

1. Sarde B., Patil Y.D. Recent Research Status on Polymer Composite Used in Concrete-An Overview. *Materials Today: Proceedings*, 2019, vol. 18, pp. 3780–3790.
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. Onishchenko G.G., Kablov E.N., Ivanov V.V. Scientific and technological development of Russia in the context of achieving national goals: problems and solutions. *Innovatsii*, 2020, no. 6 (260), pp. 3–16.
4. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of materials of the new generation. *XXI Mendelevsky Congress for General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
5. Kondrashov S.V., Shashkeev K.A., Petrova G.N., Mekalina I.V. Constructional polymer composites with functional properties. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. 5, pp. 405–419. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-5-405-419.
6. Bataev A.A., Bataev V.A. Compositional materials: structure, receipt, application: textbook. Novosibirsk: NSTU, 2002, 384 p.
7. Kerber M.L., Vinogradov V.M., Golovkin G.S. et al. *Polymer composite materials: structure, properties, technology*: textbook. St. Petersburg: Profession, 2008, 560 p.

8. Ablyaz T.R., Donetskiy K.I., Shlykov E.S., Muratov K.R., Dyushenko V.S., Minibaev M.I. A comprehensive analysis of the methods of processing polymer composite materials. *STIN*, 2022, no. 6, pp. 5–8.
9. Tkachuk A.I., Donetskiy K.I., Terekhov I.V., Karavaev R.Yu. The use of thermosetting matrices for the manufacture of polymer composite materials by the non-autoclave molding methods. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 03. Available at: <https://www.journal.viam.ru> (accessed: April 02, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-22-33.
10. Sidorina A.I. Multiaxial carbon fabrics in the products of aviation technology (review). *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 02, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-105-116.
11. 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.
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: March 08, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
13. Baurova N.I., Zorin V.A. *The use of polymer composite materials in the production and repair of machines*: textbook. Moscow: MADI, 2016, 264 p.
14. Raskutin A.E. Development strategy of polymer composite materials. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
15. Dyshenko V.S., Donetskiy K.I., Minibaev M.I., Ablyaz T.R., Shlykov E.S., Shiryaev V.V. Methods of mechanical and electrical discharge machining of polymer composite materials (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-102-120.
16. Film B.P. *Mechanical processing of plastic*: reference. Moscow: Mashinostroyenie, 1987, 152 p.
17. Fukuzawa Y., Katougi H., Mohri N. et al. Machining properties of ceramics with an electric discharge machine. *Proceedings of the XII ISEM*. Dusseldorf: VDI Verlag, 1998, pp. 445–454.
18. Mohri N., Fukuzawa Y., Tani T. et al. Assisting electrode method for machining insulating ceramics. *Annals CIRP*, 1996, no. 45 (1), pp. 201–204.
19. Mohri N., Fukusima Y., Fukuzawa Y. et al. Layer generation process on work-piece in electrical discharge machining. *Annals CIRP*, 2003, no. 52 (1), pp. 161–164.
20. Gunyaeva A.G., Sidorina A.I., Kurnosov A.O., Klimenko O.N. Polymeric composite materials of new generation on the basis of binder VSE-1212 and the filling agents alternative to ones of Porcher Ind. and Toho Tenax. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 18–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-18-26.

Информация об авторах

Донецкий Кирилл Игоревич, заместитель начальника лаборатории по науке, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Абляз Тимур Ризович, доцент, заместитель заведующего кафедры, к.т.н., ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Шлыков Евгений Сергеевич, доцент, к.т.н., ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Осинников Илья Владимирович, аспирант, ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Блохин Владимир Борисович, аспирант, ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Муратов Карим Равилевич, доцент, д.т.н., ФГАОУ ВО ПНИПУ, kanc@pstu.ru

Information about the authors

Kirill I. Donetskiy, Deputy Head of Laboratory of Science, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Timur R. Ablyaz, Associate Professor, Deputy Head of the Department, Candidate of Sciences (Tech.), FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Evgeny S. Shlykov, Associate Professor, Candidate of Sciences (Tech.), FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Ilia V. Osinnikov, Graduate Student, FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Vladimir B. Blokhin, Graduate Student, FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Karim R. Muratov, Associate Professor, Doctor of Sciences (Tech.), FAEI HE PNRPU, kanc@pstu.ru

Статья поступила в редакцию 14.05.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.05.2024.
The article was submitted 14.05.2024; approved and accepted for publication after reviewing 14.05.2024.

Научная статья

УДК 629.7.023.222

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-61-68

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИКАТОРОВ НА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МОДЕЛЬНОЙ КОМПОЗИЦИИ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОГО ОЛИГОМЕРА

Ю.К. Зверевич¹, Д.Д. Кречетов¹, В.Г. Железняк¹

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

Аннотация. Изучено влияние различных комбинаций электропроводящих модификаторов на электропроводность модельных композиций на основе эпоксидного олигомера, отверждаемого отвердителем аминного типа. Для исследования влияния наполнителей на электропроводность модельных композиций определяли удельное объемное электрическое сопротивление при постоянном напряжении. Анализ полученных результатов позволил установить зависимость электропроводности от состава модельных композиций.

Ключевые слова: лакокрасочные покрытия, эпоксидные олигомеры, наполнители, электропроводность, электрическое сопротивление, сажа, графит, металлы

Для цитирования: Зверевич Ю.К., Кречетов Д.Д., Железняк В.Г. Исследование влияния модификаторов на электропроводность модельной композиции на основе эпоксидного олигомера // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-61-68.

Scientific article

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF MODIFIERS ON THE ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF THE MODEL COMPOSITION BASED ON AN EPOXY OLIGOMER

Yu.K. Zverevich¹, D.D. Krechetov¹, V.G. Zheleznyak¹

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 presents the results of the influence of various combinations of electrically conductive modifiers on the electrical conductivity of model compositions based on an epoxy oligomer cured with an amine type hardener. The effect of fillers on the electrical conductivity of model compositions is investigated by the method of determining the specific volumetric electrical resistance at constant voltage. The analysis of the obtained results was performed, which allowed us to establish the relationship between the composition of the model compositions and their electrical conductivity.

Keywords: coatings, epoxy oligomers, fillers, electrical conductivity, electrical resistance, soot, graphite, metals

For citation: Zverevich Yu.K., Krechetov D.D., Zheleznyak V.G. Investigation of the effect of modifiers on the electrical conductivity of the model composition based on an epoxy oligomer. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-61-68.

Введение

Авиакосмическая промышленность является одним из ключевых драйверов разработок инновационных материалов [1–3]. Основная задача авиационной промышленности – повышение долговечности воздушного судна, что определяет в том числе экономическую целесообразность эксплуатации летательных аппаратов [4]. В то же время внедрение в конструкцию воздушного судна новых материалов требует обеспечения их надежной защиты от различных внешних воздействий [5].

В современной авиационной отрасли активно используются конструкции, изготовленные из полимерных композиционных материалов на основе различных связующих [6, 7]. Они обладают высокой прочностью, жесткостью или эластичностью, устойчивостью к химическим и температурным воздействиям. Использование неметаллических материалов также позволяет значительно уменьшить массу изделий без ущерба их характеристикам.

Неметаллические материалы – хорошие диэлектрики, что не всегда является преимуществом, так как на их поверхности могут накапливаться электростатические заряды. При полете происходит электризация воздушного судна вследствие трения о поверхность частиц атмосферной влаги и пыли. В результате поверхность воздушного судна приобретает отрицательный заряд, а частицы влаги – положительный. На возможность возникновения и величину зарядов статического электричества влияют многие факторы: природа и поверхность контакта трущихся материалов, давление при соприкосновении и др.

При повышении напряжения, подаваемого на диэлектрический материал, наступает момент, когда он перестает быть изолятором, его целостность полностью нарушается. Особенности пробоя являются локализованный характер, внезапность возникновения и катастрофический характер явления [8].

Основными параметрами, характеризующими электропроводящие свойства покрытий, являются удельное объемное (ρ_v) и удельное поверхностное (ρ_s) сопротивление. Сумма объемной и поверхностной проводимости представляет собой полную проводимость материала, которая зависит от таких факторов внешней среды, как температура и влажность, а также от содержания свободных носителей заряда [9, 10].

Выбирать системы лакокрасочных покрытий (ЛКП) для силовых конструкций, изготовленных из полимерных композиционных материалов, следует с учетом условий эксплуатации. Надежность, долговечность и декоративный вид ЛКП определяются рядом факторов: свойствами лакокрасочного материала, схемой построения системы, условиями и режимом формирования слоев защитного покрытия. Перечисленные факторы, каждый в отдельности и все вместе, имеют особое значение для получения качественного покрытия, обеспечивающего максимально высокий уровень защиты неметаллических конструкций от внешних воздействий [11].

Одной из важнейших задач при разработке систем ЛКП для изделий авиационной техники является защита от накопления статического заряда на поверхности деталей из полимерных композиционных материалов. Накапливаемые заряды вызывают термическое или ионное разрушение материала, при отсутствии должного внимания возникают искровые разряды, которые представляют большую пожаро- и взрывоопасность. Кроме того, могут нарушиться технологические процессы внутри летательного аппарата, в результате чего создаются помехи в работе электронных приборов, навигации и средств радиосвязи. Во избежание таких последствий применяют системы ЛКП с электропроводящими материалами, характеризующиеся величиной $\rho_v \leq 500 \text{ Ом}\cdot\text{см}$.

В качестве электропроводящих наполнителей используют серебро, никель, медь. Наиболее широкое применение получили высокодисперсные порошки карбонильного никеля со сферическими частицами, электролитического никеля с частицами осколочной формы, серебра с частицами сферической и чешуйчатой формы [10]. Оптимальная концентрация металла в покрытии составляет 35–40 % (объемн.).

Из углеродных наполнителей для увеличения электропроводности применяют сажу и графит. Данные материалы обладают высокой дисперсностью, химической стойкостью, термостабильностью. Рентгенографические исследования показали, что частицы сажи состоят из отдельных кристаллографических ячеек, построенных по типу графита, и способны выстраивать цепочки, сетчатые структуры [12].

Поскольку основной задачей авиационной отрасли в настоящее время является снижение массы конструкций без ущерба прочности и надежности, наиболее целесообразным представляется использование электропроводящих покрытий с неметаллическими наполнителями. Кроме того, необходимо отметить, что в текущей мировой политической ситуации особое значение приобретает расширение отечественной сырьевой базы для обеспечения конкурентоспособности российской авиационной техники [13, 14].

Данная работа направлена на изучение влияния модифицирующих добавок на электропроводность лакокрасочного материала, выбор наполнителей и определение их концентрации для обеспечения максимальной электропроводности.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные и теплозащитные покрытия», комплексной научной проблемы 17.7. «Лакокрасочные материалы и покрытия на полимерной основе» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [3].

Материалы и методы

По результатам анализа научно-технической литературы [8, 10, 12] для изготовления модельных композиций электропроводящего лакокрасочного материала выбраны следующие компоненты:

- пленкообразующее: эпоксидная смола Э-41 (ТУ 6-10-1316–84) с молекулярной массой $\sim(900\text{--}1100)$ а.е.м.;
- отвердитель: 50%-ный раствор смолы ПО-300 (ТУ 2224-092-05034239–96), который представляет собой продукт взаимодействия полимеризованных жирных кислот растительных масел и полиэтиленполиаминов;
- наполнители: медь ПМС-1 (ГОСТ 4960–2017), никель ПНК-УТЗ (ГОСТ 9722–23), сажа П-366-Э (ТУ 38 11518–85), графит С-1 (ОСТ 6-08-431–75).

С использованием металлических (никель и медь) и неметаллических (сажа и графит) наполнителей, а также комбинации металлов и неметаллов (никель/графит, никель/сажа, медь/графит, медь/сажа, графит/сажа, никель/медь) разработаны модельные композиции электропроводящего лакокрасочного материала.

Полуфабрикаты лакокрасочных материалов получали следующим образом. Сухую смолу Э-41 вручную измельчали и растворяли в смеси органических растворителей (смесь бутилацетата и ксилола) при постоянном перемешивании с помощью верхнеприводной мешалки до получения прозрачного однородного раствора. Затем раствор смолы и выбранные наполнители в заранее рассчитанных соотношениях загружали в бисерную мельницу, где каждую смесь диспергировали в течение 2 ч. Изготовленные образцы полуфабрикатов контролировали путем определения массовой доли нелетучих веществ.

Удельное объемное электрическое сопротивление ЛКП определяли в соответствии с ГОСТ 20214–74. Для испытания использовали стеклянные пластинки размером 10×100 мм и толщиной $2,0\pm 0,2$ мм. Изготовленные образцы лакокрасочных материалов смешивали с аминным отвердителем и наносили на пластинки с помощью пневматического распыления в два слоя. Перед испытанием образцы с ЛКП выдерживали не менее 48 ч при температуре $15\text{--}35$ °С и относительной влажности воздуха $45\text{--}75$ %.

На образец с ЛКП подавали постоянное напряжение, значение которого указано в стандартах или технических условиях на конкретные виды электропроводящих пластмасс. Для исследований выбрано напряжение 10 В. Величина напряжения источника питания подбирается таким образом, чтобы обеспечить устойчивые показания электрометра с требуемой погрешностью. При этом величина тока, проходящего через образец, не должна превышать во время испытания значений, при которых образец поглощал бы мощность $>0,1$ Вт. Записывали показания электрометра и мультиметра.

Электрическое сопротивление участка образца вычисляли по формуле

$$R_i = V/I,$$

где V – величина падения напряжения на участке образца между электродами напряжения, измеряемая электрометром, В; I – ток, проходящий через образец, А.

Из всех измерений R_i для каждого образца определяли среднее арифметическое значение сопротивления R_{cp} .

Удельное объемное электрическое сопротивление вычисляли по формуле

$$\rho_v = (R_{cp}hb)/l,$$

где R_{cp} – среднее арифметическое значение электрического сопротивления образца, Ом; h , b – толщина и ширина образца, см; l – расстояние между электродами напряжения, см [15].

Результаты и обсуждение

Влияние различных модифицирующих добавок на электропроводность изготовленных лакокрасочных материалов изучали путем определения удельного объемного электрического сопротивления при постоянном напряжении и диапазона концентраций, при которых параметр ρ_v удовлетворял бы заявленным требованиям к электропроводящим материалам. Для определения оптимального количества модификаторов изготовлены модельные композиции с различной степенью наполнения.

В первую очередь исследовано влияние чистых порошков металлов на электропроводность модельных композиций. Результаты испытаний представлены в табл. 1. Следует отметить, что для образцов ЛКП с концентрацией порошков металлов <20 % (по массе) значения ρ_v превышают максимально допустимые и не поддаются определению.

Таблица 1

Удельное объемное электрическое сопротивление лакокрасочных покрытий с металлическими наполнителями

Наполнитель	Соотношение пленкообразующего и модификатора	Наполнение, % (по массе)	Толщина, мкм (среднее значение)	Удельное объемное электрическое сопротивление, Ом·см	
				фактическое	среднее значение
Никель	1:0,25	20	45	–	–
	1:0,33	25	55	–	–
	1:0,43	30	60	950; 945; 955	950
	1:0,54	35	70	800; 810; 790	800
Медь	1:0,25	20	50	–	–
	1:0,33	25	60	405; 320; 265	330
	1:0,43	30	65	–	–
	1:0,54	35	70	156; 150; 250	185
Никель/медь (1:1)	1:0,25	20	45	–	–
	1:0,33	25	55	–	–
	1:0,43	30	65	874; 890; 910	891
	1:0,54	35	70	745; 770; 765	760

В лакокрасочной пленке трудно обеспечить прямой плотный контакт между мелкодисперсными частицами металлов, так как они покрываются полимерным связующим. В результате контакт смежных частиц металлов в высохшем покрытии осуществляется преимущественно через прослойку связующего. Поэтому, несмотря на значительное содержание металлов с низким электрическим сопротивлением, пленочное покрытие имеет высокие значения данного показателя.

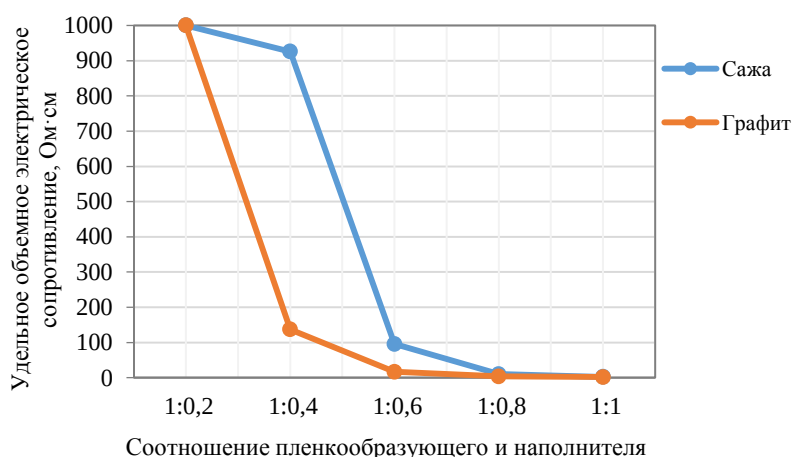
К недостаткам применения металлических модификаторов можно отнести высокую плотность, превышающую плотность полимера, из-за чего ЛКП значительно утяжеляется. Кроме того, требуемых значений электропроводности можно достичь только при высокой концентрации металлических порошков.

Результаты использования сажи и графита в различных соотношениях представлены в табл. 2. При увеличении содержания неметаллических модификаторов удельное объемное электрическое сопротивление ЛКП уменьшается (см. рисунок), так как частицы сажи и графита обладают большей пористостью по сравнению с металлами. Неметаллические модификаторы способны адсорбировать связующее и растворитель, за счет чего обеспечивается плотный контакт поверхностей смежных частиц с образованием трехмерной пространственной сетки из частиц наполнителя [16].

Таблица 2

Удельное объемное электрическое сопротивление лакокрасочных покрытий с неметаллическими наполнителями

Наполнитель	Соотношение пленкообразующего и модификатора	Толщина, мкм (среднее значение)	Удельное объемное сопротивление, Ом·см	
			фактическое	среднее значение
Сажа	1:0,2	30	1000; 1000; 1000	1000
	1:0,4	30	904; 974; 900	926
	1:0,6	30	95; 85; 100	93
	1:0,8	25	10; 7; 15	10,6
	1:1	25	2,4; 2,8; 2,2	2,5
Графит	1:0,2	35	1000; 1000; 1000	1000
	1:0,4	33	137; 128; 146	137
	1:0,6	37	12; 16; 19	16
	1:0,8	34	3,4; 4,3; 3,9	3,9
	1:1	32	2,1; 2,5; 1,8	2,1



Зависимость удельного объемного электрического сопротивления лакокрасочных покрытий от соотношения пленкообразующего и наполнителя

Установлено, что наименьшее удельное объемное электрическое сопротивление достигается при соотношении пленкообразующего и модификаторов 1:1. Дальнейшие

исследования проводили с образцами именно с таким соотношением для достижения наилучших результатов.

Изучены модельные композиции с разным соотношением металлических и неметаллических модификаторов (табл. 3). При более высоком содержании металлических порошков удельное объемное электрическое сопротивление резко увеличивается. Как отмечено ранее, частицы графита и сажи обладают большей пористостью по сравнению с металлическими порошками, и в процессе диспергирования поры заполняются частицами металла. Кроме того, из-за высокой плотности металлические порошки занимают меньший объем в полимерной матрице, при этом не образуется трехмерная пространственная сетка. В результате не обеспечивается плотный контакт между всеми имеющимися в ЛКП частицами наполнителей [16].

Таблица 3

Удельное объемное электрическое сопротивление лакокрасочных покрытий с металлическими и неметаллическими наполнителями

Наполнитель	Соотношение пленкообразующего и модификаторов	Толщина, мкм (среднее значение)	Удельное объемное сопротивление, Ом·см	
			фактическое	среднее значение
Медь/сажа	1:0,2:0,8	30	15,2; 17,6; 19,0	17,3
Медь/графит		30	1,8; 1,9; 1,8	1,8
Никель/сажа		26	27,0; 17,2; 36,9	27,0
Никель/графит		30	3,0; 3,1; 3,1	3,1
Медь/сажа	1:0,4:0,6	33	909,8; 913,3; 911,1	911,4
Медь/графит		26	83,4; 89,9; 78,2	83,8
Никель/сажа		32	621,4; 605,6; 610,6	612,5
Никель/графит		28	61,8; 73,9; 67,1	67,6

Дополнительно оценили влияние комбинации графита и сажи в разном соотношении на удельное объемное сопротивление ЛКП (табл. 4).

Таблица 4

Удельное объемное электрическое сопротивление лакокрасочных покрытий с разным соотношением графита и сажи

Соотношение пленкообразующего, графита и сажи	Толщина, мкм (среднее значение)	Удельное объемное электрическое сопротивление, Ом·см	
		фактическое	среднее значение
1:0,5:0,5	20	1,0; 2,8; 1,3	1,7
1:0,2:0,8	20	3,9; 1,9; 2,8	2,9
1:0,8:0,2	18	1,1; 3,0; 1,4	1,8

Заключения

Проведены эксперименты с использованием различных комбинаций электропроводящих модифицирующих добавок. Исследовано влияние модификаторов и их соотношения на электропроводность модельных композиций путем определения удельного объемного электрического сопротивления ЛКП при постоянном напряжении. Установлено, что введение металлических наполнителей не позволяет достичь стабильных значений объемного электрического сопротивления, требуемых для электропроводящих материалов. Кроме того, существенным недостатком использования металлических модификаторов, в том числе в комбинации с неметаллическими, является увеличение массы ЛКП, что недопустимо для авиационной промышленности.

Анализ полученных данных позволил установить зависимость между составом и электропроводностью модельных композиций. Наименьшее удельное объемное электрическое сопротивление достигается при соотношении пленкообразующего и наполнителей 1:1.

С учетом полученных результатов для изделий авиационной техники целесообразно использовать композиции с неметаллическими наполнителями, содержащие пленкообразующее и графит в соотношении 1:1 (2,2 Ом·см), а также пленкообразующее, графит и сажу в соотношениях 1:0,5:0,5 (1,7 Ом·см) и 1:0,8:0,2 (1,8 Ом·см).

Важно отметить, что эффективность модификаторов и их влияние на электропроводность могут зависеть от их химического состава, формы и размера частиц, а также от технологии нанесения и отверждения покрытия.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
2. Каблов Е.Н. Материалы и технологии ВИАМ для «Авиадвигателя» // Пермские авиационные двигатели. 2014. № 31. С. 43–47.
3. 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.
4. Железняк В.Г., Сердцелюбова А.С., Меркулова Ю.И., Скирко П.В. Система лакокрасочных покрытий на основе полиуретановой эмали для защиты лобовых обогреваемых поверхностей изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 1 (66). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-120-128.
5. Ерасов В.С., Сибяев И.Г. Схема разработки и оценки свойств конструкционных авиационных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 02.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-61-81.
6. 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: 02.10.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
7. Кондрашов Э.К., Кузнецова В.А., Лебедева Т.А., Семенова Л.В. Основные направления повышения эксплуатационных, технологических и экологических характеристик лакокрасочных покрытий для авиационной техники // Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. № 1. С. 96–102.
8. Блайт Э.Р., Блур Д. Электрические свойства полимеров / пер. с англ. М.: Физматлит, 2008. 376 с.
9. Чудина О.В., Александров В.А. Конструкционные и электротехнические материалы в транспортном машиностроении: учеб. пособие. М.: МАДИ, 2017. 228 с.
10. Яковлев А.Д., Яковлев С.А. Лакокрасочные покрытия функционального назначения. СПб.: Химиздат, 2016. 272 с.
11. Семенова Л.В., Козлова А.А. Лакокрасочные покрытия для защиты полимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2013. № 4. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.10.2023).
12. Шевченко В.Г. Основы физики полимерных композиционных материалов. М.: Профессия, 2010. 99 с.
13. Кузнецова В.А., Марченко С.А., Емельянов В.В., Железняк В.Г. Исследование влияния молекулярной массы эпоксидных олигомеров и отвердителей на эксплуатационные свойства лакокрасочных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.09.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71-79.
14. Дринберг А.С. Окраска композиционных материалов // Лакокрасочные материалы и их применение. 2017. № 3. С. 22–31.
15. ГОСТ 20214–74. Пластмассы электропроводящие. Метод определения удельного объемного электрического сопротивления при постоянном напряжении. М: Стандартинформ, 2018. 9 с.
16. Электропроводящая краска: пат. 2042694 Рос. Федерация; заявл. 01.11.1994; опубл. 27.08.1995.

References

1. Kablov E.N. What to make the future from? The materials of the new generation, the technology of their creation and processing are the basis of innovation. *Krylya Rodiny*, 2016, no. 5, pp. 8–18.
2. Kablov E.N. Materials and technologies of the VIAM for the «Aviator». *Perm Aviation engines*, 2014, no. 31, pp. 43–47.
3. 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.
4. Zheleznyak V.G., Serdcelyubova A.S., Merkulova Yu.I., Skivko P.V. Paint coating system based on polyurethane enamel for protecting heated frontal surfaces of aviation products. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 02, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-120-128.
5. Erasov V.S., Sibayev I.G. Scheme for the development and evaluation of properties of structural aviation composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: October 02, 2023). DOI: 10.18577/2071-9140-2023-0-1-61-81.
6. 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: October 02, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
7. Kondrashov E.K., Kuznetsova V.A., Lebedeva T.A., Semenova L.V. The main directions of increasing operational, technological and environmental characteristics of paints and varnishes for aviation equipment. *Rossiyskiy khimicheskiy zhurnal*, 2010, vol. LIV, no. 1, pp. 96–102.
8. Blyite E.R., Blur D. *Electric properties of polymers*. Trans. from Engl. Moscow: Fizmatlit, 2008, 376 p.
9. Chudina O.V., Alexandrov V.A. *Structural and electrical materials in transport engineering*: textbook. Moscow: MADI, 2017, 228 p.
10. Yakovlev A.D., Yakovlev S.A. *Functional varnishes*. St. Petersburg: Chemistry, 2016, 272 p.
11. Semenova L.V., Kozlova A.A. Paint coating for protection of polymer composites. *Trudy VIAM*, 2013, no. 4, paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: October 02, 2023).
12. Shevchenko V.G. *Fundamentals of physics of polymer composite materials*. Moscow: Profession, 2010, 99 p.
13. Kuznetsova V.A., Marchenko S.A., Emelyanov V.V., Zheleznyak V.G. Study of the influence of molecular mass of epoxy oligomers and hardeners on the operational properties of paint coatings. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: September 17, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-71.
14. Drinberg A.S. Coloring of composite materials. *Lakokrasochnye materialy i ikh primeneniye*, 2017, no. 3, pp. 22–31.
15. State Standard 20214–74. *Plastics are electrical conductive. The method for determining the specific volumetric electrical resistance at constant voltage*. Moscow: Standinform, 2018, 9 p.
16. *Electric conductive paint*: pat. 2042694 Ros. Federation; appl. 01.11.94; publ. 27.08.95.

Информация об авторах

Зверевич Юлия Константиновна, техник 1 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Кречетов Данила Дмитриевич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Железняк Вячеслав Геннадьевич, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Yuliya K. Zverevich, First Category Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Danila D. Krechetov, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Vyacheslav G. Zheleznyak, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 24.04.2024; получена после доработки 08.05.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 08.05.2024.
 The article was submitted 24.04.2024; received in revised form 08.05.2024; approved and accepted for publication after reviewing 08.05.2024.

Научная статья

УДК 669.046.516.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-69-79

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МАГНИТОВ Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm)

А.В. Бузенков¹, М.В. Бурканов¹, Р.А. Валеев¹, В.П. Пискорский¹

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

Аннотация. Исследовано влияние легирующих элементов (Tb, Ce, Sm) на свойства спеченных магнитов Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm), а также температуры спекания, продолжительности помола и различных режимов термической обработки на основные магнитные характеристики и фазовый состав магнитов. Показано, что термическая обработка не оказывает значительного влияния на магнитные свойства. Установлено, что примесь самария отрицательно влияет на магнитные характеристики материалов, а наиболее эффективными являются материалы на основе празеодима (без примеси неодима).

Ключевые слова: динамически настраиваемый гироскоп, редкоземельные металлы, коэрцитивная сила, остаточная индукция, прямоугольность кривой размагничивания, температура спекания, режимы термической обработки, продолжительность помола порошка

Для цитирования: Бузенков А.В., Бурканов М.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П. Влияние легирующих элементов и технологии получения на свойства спеченных магнитов Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm) // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-69-79.

Scientific article

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS AND PRODUCTION TECHNOLOGY ON THE PROPERTIES OF SINTERED MAGNETS Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm)

A.V. Buzenkov¹, M.V. Burkanov¹, R.A. Valeev¹, V.P. Piskorsky¹

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 effect of alloying elements (Tb, Ce, Sm) on the properties of sintered magnets Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm) as well as sintering temperature, grinding time and various heat treatment modes on the main magnetic characteristics and phase composition of magnets is investigated. It is shown that heat treatment does not significantly affect the magnetic properties. It was found that the admixture of samarium negatively affects the magnetic characteristics of materials. It has been established that the most effective materials are based on praseodymium (without admixture of neodymium).

Keywords: dynamically adjustable gyroscope, rare earth metals, coercive force, residual induction, rectangularity of the demagnetization curve, sintering temperature, heat treatment modes, powder grinding duration

For citation: Buzenkov A.V., Burkanov M.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P. Influence of alloying elements and production technology on the properties of sintered magnets Pr(Nd)–Dy(M)–Fe–Co–B (M: Tb, Ce, Sm). *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-69-79.

Введение

В настоящее время наиболее перспективным типом гироскопа является роторный вибрационный динамически настраиваемый гироскоп (ДНГ) – отличительная особенность его конструкции заключается в наличии упругого соединения вращающегося ротора и вала, работоспособность которого обеспечивает электродвигатель, его торсионы создают дополнительную степень свободы для вращения относительно оси. Основные преимущества ДНГ – небольшие размеры, низкая погрешность измерений, а также сравнительно невысокая стоимость производства. Инерциальным называется пространство с тремя взаимно ортогональными осями координат, жестко связанное с неподвижными звездами. Планета Земля не является инерциальным пространством, так как она вращается относительно неподвижных звезд с угловой скоростью 15 градусов в час [1]. Главное свойство инерциальной системы отсчета – в этой системе выполняются законы Ньютона, т. е. любое свободное тело движется прямолинейно и равномерно либо покоится. Гироскоп применяется для измерения абсолютного углового отклонения движущегося тела [2, 3]. Размерность угловой скорости: 1 градус в час = 1 угловая минута в минуту = 1 угловая секунда в секунду. Динамически настраиваемый гироскоп применяется в качестве чувствительного элемента в индикаторных гиростабилизаторах и бесплатформенных инерциальных навигационных системах [3] и обладает следующими достоинствами: небольшими габаритными размерами и массовыми характеристиками, относительно невысокой стоимостью, высокими надежностью и точностью. В последнее время для создания таких малогабаритных систем используются ДНГ массой до 0,1 кг [4]. В соответствии с требованиями эти приборы должны иметь диапазон измерений до 200 градусов/с и случайное отклонение оси порядка 0,01–0,1 градусов/ч [4]. С увеличением массива целей, преследуемых искусственными спутниками Земли, значительно повышаются значения величин, характеризующих их точность позиционирования, соответственно, возрастают требования и к самим навигационным системам. В качестве примера можно отметить, что таким требованиям к точному позиционированию должны соответствовать аппараты преимущественно космической отрасли приборостроения, неизменной особенностью которых является наличие оптических приборов, а также навигационных систем, функционирующих в аналогичной безвоздушной атмосфере. Важным показателем для приборов навигации искусственных спутников Земли является степень воспроизводимости результатов в гироскопах, являющихся чувствительными элементами всего агрегата [5]. По отношению точности к стоимости, а также массогабаритным параметрам, ДНГ можно отнести к одним из наиболее производительных типов приборов, исходя из результатов различных исследований. С течением времени в конструкцию ДНГ было внесено множество изменений (модификаций), в связи с этим были достигнуты новые показатели эффективности их работы. Количество оборотов ротора современного ДНГ достигает 30000 об/мин и может доходить до 60000 об/мин [6]. Неконтактные гироскопы имеют сверхвысокую точность, так как с их помощью удалось достичь значений 10^{-6} – $5 \cdot 10^{-4}$ градусов/ч [1]. Частота вращения ротора двигателя гироскопа составила 500 Гц, а точнее 500 градусов/с. В работе [4] авторами установлено, что скорость, с которой вращается ротор ДНГ-091 составляет 30000 об/мин или 500 об/с. Масса такого гироскопа 125 г, габаритные

размеры $\varnothing 32 \times 37$ мм, диапазон измеряемых угловых скоростей 10 градусов/с, ресурс 140 тыс. ч, время готовности 8 с [4].

Основным функциональным элементом – как в ДНГ, так и в акселерометрах – является магнитный элемент, к которому ввиду его высокой ответственности выдвигаются определенные требования – в первую очередь температурная и временная стабильность его остаточной индукции (B_R) при максимально возможной ее величине. Второе требование – это возможность серийного изготовления и доступность технологического обеспечения кольцевых магнитов с радиальной текстурой (КМРТ). Это, пожалуй, самый сложный для изготовления тип магнитов. В КМРТ неизбежно будут присутствовать растягивающие (в случае материалов на основе системы Sm–Co) либо сжимающие (в случае материалов на основе неодима или празеодима) напряжения. Причем растягивающие напряжения превышают предел прочности материала при разрыве. Именно по этой причине в настоящее время считается невозможным изготовление «цельных» КМРТ из материалов системы Sm–Co [4, 5].

Их изготавливают только из отдельных сегментов, которые вырезают из магнитов в форме призм. Очевидно, что в результате это приводит к неоднородному распределению магнитного поля на поверхности КМРТ, что резко снижает точность гироскопа данного типа [7, 8].

Формирование опережающего научно-технического задела и реализация итоговой технической системы, основным функциональным элементом которой в данном случае является спеченный магнит, допустимы не в последнюю очередь благодаря неразрывно связанным между собой фундаментальным и поисковым исследованиям [9]. Именно поэтому в данной статье рассмотрена возможность применения самых популярных на рынке и наиболее подходящих для изготовления постоянных магнитов ДНГ материалов, а также приведены их свойства.

Материалы и методы

Выплавку слитков на основе различных металлов, включая празеодим (ПрМ-1), неодим (НМ-1), диспрозий (ДиМ-1), тербий, самарий, церий и кобальт (К0), а также железо (АРМКО тип 1), производили в вакуумной индукционной печи ВИАМ-2002. На поверхность набивного тигля наносили жаростойкое покрытие из инертной керамики на основе оксида циркония, предварительно стабилизированного оксидом иттрия. Бор вводится в плавку посредством сплава железа и бора. Сплавы получали с использованием аргона в качестве защитной атмосферы (ГОСТ 10157–79) в камере вакуумной индукционной печи. Дробление слитка до порошка фракцией не более 630 мкм проводили в инертной среде – в атмосфере аргона. Для тонкого помола применяли мельницу центробежно-планетарного типа модели САНД-1 длительностью 25 мин. Для предотвращения окисления использовали жидкость для помола с формулой $C_2F_3Cl_3$ и температурой кипения 47,5 °С. Преимущества этой жидкости заключаются в том, что она совершенно не смешивается с водой, т. е. предохраняет порошок от окисления. Заготовки магнитов призматической формы получены путем их прессования в перпендикулярном направлении в поле с интенсивностью 800 кА/м. Жидкофазное спекание заготовок магнитов проводили в вакуумной электропечи ВЕГА-1 при температурах 1100–1130 °С в течение 60 мин в вакууме (10^{-5} мм рт. ст.). На некоторых образцах после спекания проводили термическую обработку в вакууме 10^{-5} мм рт. ст. при температуре 1000 °С и длительности 1 ч с последующей выдержкой при температуре 530 °С в течение 2 ч соответственно. На некоторых образцах эти режимы термообработки проводили последовательно. Из спеченных заготовок изготавливали образцы сферической формы размером 2–3 мм. Плотность измеряемых образцов определяли с помощью взвешивания в

дистиллированной воде и на воздухе [7]. Исследование локального состава фаз проводили методом качественного и количественного микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) с применением энергодисперсионного анализатора. Локальность анализа составляет 1 мкм^2 , глубина анализа 1 мкм [8]. Измерения магнитных параметров образцов магнитов производили при испытании на вибрационном магнитометре типа «Меридиан» в полях с интенсивностью до 1600 кА/м при температуре $20 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$. При намагничивании образцов ориентировка их текстуры должна сохранять параллельность относительно магнитного поля вибрационного магнитометра, пронизанного внешним магнитным полем. В научно-технических литературных источниках [10–14] более подробно описаны математические формулы, при применении которых становится возможным определение размагничивающего фактора для моделей магнитов, выполненных не только в форме сферы, но и в любой необходимой форме. Работы выполнены с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

В табл. 1 и 2 представлены результаты МРСА спеченных материалов $(\text{Nd}_{0,61-x}\text{Dy}_{0,39}\text{Sm}_x)_{17,5}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{76,3}\text{B}_{6,2}$ ($x = 0,01-0,12$) и $(\text{Nd}_{0,73-x}\text{Dy}_{0,27}\text{Sm}_x)_{15,5}(\text{Fe}_{0,83}\text{Co}_{0,17})_{76,3}\text{B}_{6,5}$ ($x = 0,01-0,06$).

Таблица 1

Состав фаз спеченного материала $(\text{Nd}_{0,61-x}\text{Dy}_{0,39}\text{Sm}_x)_{17,5}(\text{Fe}_{0,72}\text{Co}_{0,28})_{76,3}\text{B}_{6,2}$

Параметр x	Фаза	Состав фазы в атомных долях	R/F
0,15	$\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$	$(\text{Nd}_{0,41}\text{Dy}_{0,49}\text{Sm}_{0,10})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$	0,40
	RF_2B_2	$(\text{Nd}_{0,29}\text{Dy}_{0,66}\text{Sm}_{0,05})(\text{Fe}_{0,63}\text{Co}_{0,37})_2\text{B}_2$	1,30
	RF_2B_2	$(\text{Nd}_{0,49}\text{Dy}_{0,39}\text{Sm}_{0,12})(\text{Fe}_{0,62}\text{Co}_{0,38})_2\text{B}_2$	0,98
0,07	$\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$	$(\text{Nd}_{0,45}\text{Dy}_{0,50}\text{Sm}_{0,05})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$	0,40
	RF_4B	$(\text{Nd}_{0,43}\text{Dy}_{0,52}\text{Sm}_{0,05})(\text{Fe}_{0,64}\text{Co}_{0,36})_4\text{B}$	0,67
	RF_3B_2	$(\text{Nd}_{0,51}\text{Dy}_{0,45}\text{Sm}_{0,04})_3(\text{Fe}_{0,64}\text{Co}_{0,36})_3\text{B}_2$	0,93
	RF_2B_2	$(\text{Nd}_{0,70}\text{Dy}_{0,66}\text{Sm}_{0,05})(\text{Fe}_{0,63}\text{Co}_{0,37})_2\text{B}_2$	1,30
0,04	$\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$	$(\text{Nd}_{0,45}\text{Dy}_{0,53}\text{Sm}_{0,06})_2(\text{Fe}_{0,79}\text{Co}_{0,21})_{14}\text{B}$	0,42
	RF_3B_2	$(\text{Nd}_{0,43}\text{Dy}_{0,25}\text{Sm}_{0,03})_3(\text{Fe}_{0,57}\text{Co}_{0,43})_3\text{B}_2$	1,48
	RF_3	$(\text{Nd}_{0,51}\text{Dy}_{0,48}\text{Sm}_{0,01})(\text{Fe}_{0,64}\text{Co}_{0,36})_3$	1,04

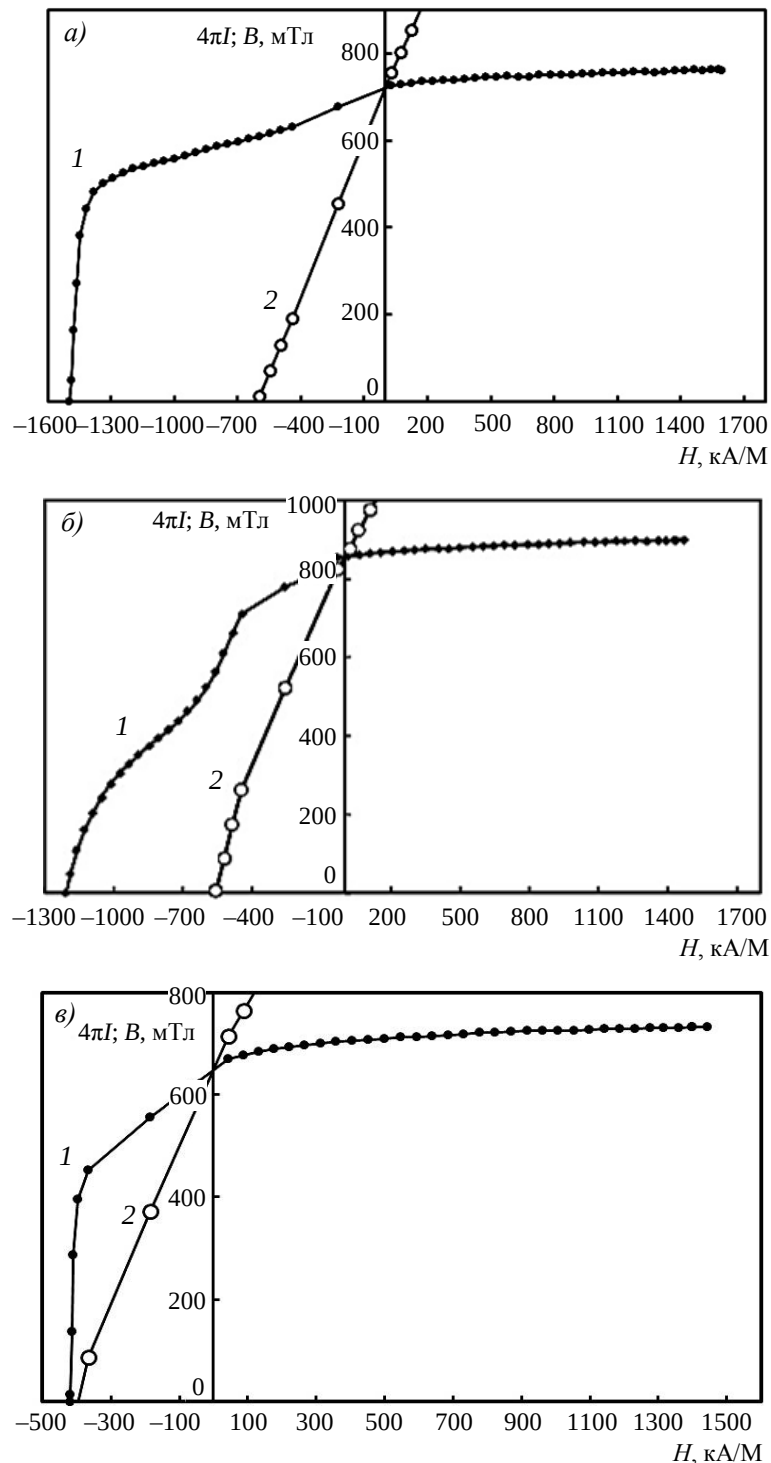
Таблица 2

Состав фаз спеченного материала $(\text{Nd}_{0,73-x}\text{Dy}_{0,27}\text{Sm}_x)_{15,5}(\text{Fe}_{0,83}\text{Co}_{0,17})_{76,3}\text{B}_{6,5}$

Параметр x	Фаза	Состав фазы в атомных долях	R/F
0,12	$\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$	$(\text{Nd}_{0,62}\text{Dy}_{0,32}\text{Sm}_{0,06})_2(\text{Fe}_{0,87}\text{Co}_{0,13})_{14}\text{B}$	0,43
	RF_2	$(\text{Nd}_{0,74}\text{Dy}_{0,20}\text{Sm}_{0,06})(\text{Fe}_{0,61}\text{Co}_{0,59})_2$	1,53
0,09	$\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$	$(\text{Nd}_{0,63}\text{Dy}_{0,35}\text{Sm}_{0,02})_2(\text{Fe}_{0,86}\text{Co}_{0,14})_{14}\text{B}$	0,47
	RF_2	$(\text{Nd}_{0,76}\text{Dy}_{0,21}\text{Sm}_{0,03})(\text{Fe}_{0,61}\text{Co}_{0,39})_2$	1,58
0,05	$\text{R}_2\text{F}_{14}\text{B}$	$(\text{Nd}_{0,59}\text{Dy}_{0,40}\text{Sm}_{0,01})_2(\text{Fe}_{0,87}\text{Co}_{0,13})_{14}\text{B}$	0,44
	RF_2	$(\text{Nd}_{0,69}\text{Dy}_{0,30}\text{Sm}_{0,01})(\text{Fe}_{0,63}\text{Co}_{0,37})_2$	1,57

Кривые размагничивания по намагниченности и по индукции некоторых материалов, исследованные при температуре $20 \pm 5^\circ \text{C}$, представлены на рисунке.

Данные по изготовлению и измерению представленных материалов, в том числе и после различных режимов термической обработки, приведены в табл. 3.



Кривые размагничивания по намагниченности $4\pi I$ (1) и по индукции B (2) спеченных материалов: $(\text{Pr}_{0.53}\text{Dy}_{0.47})_{13.28}(\text{Fe}_{0.77}\text{Co}_{0.23})_{78.86}\text{B}_{7.86}$ (а), $(\text{Nd}_{0.28}\text{Pr}_{0.27}\text{Dy}_{0.25}\text{Tb}_{0.04}\text{Sm}_{0.02}\text{Ce}_{0.14})_{14.72}(\text{Fe}_{0.79}\text{Co}_{0.21})_{79.10}\text{B}_{6.18}$ (б) и $(\text{Nd}_{0.54}\text{Dy}_{0.37}\text{Tb}_{0.02}\text{Sm}_{0.07})_{17.33}(\text{Fe}_{0.72}\text{Co}_{0.28})_{76.48}\text{B}_{6.19}$ (в)

Таблица 3
Температуры спекания и свойства исследованных материалов при температуре 20±5 °С

Условный номер строки	Состав материала, % (атомн.)	Температура спекания, °С	τ, мин	Режим термической обработки	ρ, кг/м³	кА/м			мТл			SF
						H _{ci}	H _{cB}	H _к	4πI _S	B _R		
1	(Pr _{0,33} Dy _{0,47}) _{13,28} (Fe _{0,77} Co _{0,23}) _{78,86} B _{7,86}	1120	25	Без обработки	7720	1497	597	440	763	755	0,29	
2	(Pr _{0,42} Dy _{0,58}) _{13,17} (Fe _{0,76} Co _{0,24}) _{78,90} B _{7,93}	1120	25	Без обработки	7680	1681	593	500	714	745	0,30	
3	(Nd _{0,28} Pr _{0,27} Dy _{0,29} Ce _{0,16}) _{14,72} (Fe _{0,79} Co _{0,21}) _{79,10} B _{6,18}	1130	25	При 530 °С, 2 ч	7560	1206	558	447	858	876	0,37	
4	(Nd _{0,30} Pr _{0,28} Dy _{0,29} Ce _{0,14}) _{14,61} (Fe _{0,80} Co _{0,20}) _{79,26} B _{6,13}	1130	25	При 1000 °С, 1 ч + 530 °С, 2 ч	7530	1156	559	456	889	869	0,39	
5	(Nd _{0,36} Pr _{0,30} Dy _{0,29} Ce _{0,06}) _{14,27} (Fe _{0,80} Co _{0,20}) _{79,75} B _{5,98}	1130	25	При 1000 °С, 1 ч + 530 °С, 2 ч	7530	1091	685	464	905	845	0,43	
6	(Nd _{0,57} Dy _{0,39} Sm _{0,04}) _{17,11} (Fe _{0,72} Co _{0,28}) _{76,66} B _{6,23}	1130	35	Без обработки	7800	331	319	137	687	668	0,41	
7	(Nd _{0,54} Dy _{0,39} Sm _{0,07}) _{17,33} (Fe _{0,72} Co _{0,28}) _{76,48} B _{6,19}	1120	35	Без обработки	7890	420	398	184	722	716	0,44	
8	(Nd _{0,49} Dy _{0,39} Sm _{0,12}) _{17,66} (Fe _{0,72} Co _{0,28}) _{76,21} B _{6,13}	1100	35	При 1000 °С, 1 ч	7890	313	308	143	680	658	0,46	

Примечание. ρ – плотность спеченного материала; τ – продолжительность помола; H_{ci} – коэрцитивная сила по намагниченности; H_{cB} – коэрцитивная сила по индукции; H_к – поле «колена»; 4πI_S – намагниченность насыщения; B_R – остаточная индукция; SF – коэффициент прямоугольности кривой размагничивания.

Эти материалы отличаются друг от друга в основном процентным содержанием кобальта. По данным, приведенным в табл. 1, можно сделать вывод о том, что в материале после спекания помимо основной магнитной фазы $R_2F_{14}B$ (F : Fe + Co, R – металлы и редкоземельные металлы (РЗМ)) присутствуют и другие фазовые составы. Фаза RF_2B_2 имеет тетрагональную решетку и существует при полном замещении железа на кобальт [14, 15]. При переходе от «легких» к «тяжелым» РЗМ параметры решетки этой фазы уменьшаются [16]. Температура магнитного упорядочения (в данном случае температура Нееля) низкая. Так, для соединения $TbCo_2B_2$ она равна 19 К [15]. По данным научно-технических литературных источников [17, 18], присутствие фазы RF_4B , которая, имея структуру типа $CeCo_4B$, существует для всех R за исключением европия и итербия, когда железо замещено кобальтом (табл. 1). Температура Кюри при этом имеет значение ~ 700 К [18]. Кристаллическая решетка гексагональная и в подавляющем большинстве исследований находится в кристаллографической анизотропии типа «легкая» плоскость [19]. Рассмотрим фазу RF_3B_2 , представленную в табл. 1. Это соединение имеет достаточно низкую температуру Кюри, которая составляет ~ 140 К [20]. Данный факт не влияет на характеристики магнитов, применяемых в наземных и воздушных приборах из-за их парамагнетизма. Анализируя данные табл. 1, авторами данной работы сделан вывод, что в материале присутствует фаза RF_3 – соединение, по данным источника [21], представляющее собой в кристаллографическом объеме структуру ромбоэдра. Температура Кюри соединения $ThFe_3$ равна 428 К [22], следовательно, такого же порядка эта величина и у соединения RFe_3 . В табл. 2, кроме рассмотренных фаз, присутствует фаза Лавеса RF_2 , имеющая состав $(Nd_{0,74}Dy_{0,20}Sm_{0,06})(Fe_{0,61}Co_{0,59})_2$, несколько меняющийся в зависимости от содержания кобальта. В работе [23] исследовано соединение $Nd_xGd_{1-x}Co_2$. Проверено, что при замене неодима на гадолиний температура Кюри увеличивается со 113 до 416 К. По-видимому, это относится к любому «тяжелому» РЗМ – например, диспрозию. В работе [24] показано, что фаза Лавеса растворяет в себе бор. При этом с увеличением содержания бора температура Кюри увеличивается. Так, в соединении $Tb_{0,70}Pr_{0,30}(Fe_{1-x}B_x)_2$ она увеличивается с 665 ($x = 0$) до 680 К, когда $x = 0,3$ [24]. Элементарная ячейка фазы Лавеса представлена в виде кубической симметрии $C15$ (пространственная группа $Fd3m-O7h$) и содержит восемь формульных единиц [25]. В процессе анализа данных табл. 3 (строки 6–8) становится очевидным, что с повышением процентного содержания самария (диспрозий при этом не претерпевает изменения процентного содержания) значения коэрцитивной силы по намагниченности (H_{ci}) и по индукции (H_{cB}) уменьшаются (хотя и не монотонно). Осуществить это за счет уменьшения температуры спекания вряд ли возможно, поскольку плотность металла практически не меняется. Уменьшаются также значения намагниченности насыщения ($4\pi I_S$) и остаточной индукции (B_R). Величина прямоугольности кривой размагничивания (SF) практически не изменяется. Легирование церием (строки 3–5 в табл. 3), наоборот, приводит к увеличению величины H_{ci} , а значение $4\pi I_S$ уменьшается; возрастает также величина B_R . При исследовании данных табл. 3 (строки 1–2) становится очевидным, что спеченные образцы, не содержащие неодима, имеют более высокие значения величин H_{ci} , H_{cB} , H_K , но более низкие значения SF . Так называемое поле «колена» (H_K) – это такое поле, при котором намагниченность составляет 90 % от остаточной намагниченности [26].

Следует обратить внимание, что при увеличении продолжительности помола до 35 мин возрастают величина прямоугольности кривой размагничивания (табл. 3, строки 6–8) и плотность материала, но значительно уменьшается коэрцитивная сила. Как видно из данных табл. 3, увеличение продолжительности помола до 35 мин привело к уменьшению магнитных характеристик. В работе [27] показано, что для магнитов

NdFeB (и вообще РЗМ-магнитов) существует оптимальная продолжительность помола, увеличение которой приводит к ухудшению их характеристик (в основном из-за окисления порошка в процессе помола). Как видно из данных табл. 3, термическая обработка также не оказывает положительного влияния на свойства образцов. Следует обратить внимание на то, что свойства материалов на основе празеодима выше, чем на основе неодима (табл. 3). Отличие этих магнитов в том, что, по данным работы [27], скорость взаимной диффузии в материалах на основе неодима выше, чем в материалах, большую часть которых составляет другой РЗМ-металл – празеодим. В рамках исследований следует также обратить внимание на легирование сплавов самарием (табл. 3, строки 6–8), который не оказывает положительного влияния на магнитные свойства из-за особенностей строения его иона (в основном поле анизотропии и его ориентация) [28–31].

Заключения

Установлено, что примесь самария отрицательно влияет на магнитные свойства материалов, а наиболее эффективными являются материалы на основе празеодима (без примеси неодима).

Показано, что применение термической обработки не оказывает значительного положительного влияния на магнитные свойства.

Список источников

1. Мартыненко Ю.Г. Тенденции развития современной гироскопии // Соросовский образовательный журнал. 1997. № 11. С. 120–127.
2. Матвеев В.В., Распопов В.Я. Основы построения бесплатформенных инерциальных навигационных систем. СПб.: Концерн «ЦНИИ «Электроприбор», 2009. 280 с.
3. Mahony R., Kumar V., Corke P. Multicopter Aerial Vehicle Dynamics, Stability and Control: Towards a Full Estimation. Springer, 2012. P. 20–32.
4. Лавойе Ф. Ди Ли, Ландри Р. Разработка инерциальной навигационной системы на МЭМС датчиках // Гироскопия и навигация. 2009. № 1 (64). С. 75–85.
5. Чиркин Д.С., Рословец П.В., Татаринов Ф.В., Новиков Л.З. Уменьшение дрейфа динамически настраиваемого гироскопа от запуска к запуску // Инженерный журнал: наука и инновации. 2017. № 1. С. 1–14. DOI: 10.18698/2308-6033-2017-01-1579.
6. Топильская С.В., Бородулин Д.С., Корнюхин А.В. Экспериментальная оценка допустимых механических воздействий на динамически настраиваемый гироскоп // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Приборостроение. 2018. № 4. С. 69–79.
7. Московская Т.Э. Определение плотности тел гидростатическим взвешиванием: методические рекомендации. Иркутск: Иркутск. гос. ун-т, 2003. С. 1–9.
8. Валеев Р.А., Королев Д.В., Моргунов Р.Б., Пискорский В.П. Влияние высоких концентраций кобальта на свойства магнитов Pr–Dy–Fe–Co–B и Nd–Dy–Fe–Co–B // Труды ВИАМ. 2022. № 10 (116). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.01.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-66-75.
9. Каблов Е.Н., Антипов В.В. Роль материалов нового поколения в обеспечении технологического суверенитета Российской Федерации // Вестник Российской академии наук. 2023. Т. 93. № 10. С. 907–916.
10. Лаптева К.А., Толмачев И.И. Расчет размагничивающего фактора при продольном намагничивании в магнитопорошковой дефектоскопии // Известия Томского политехнического университета. 2012. Т. 321. № 2. С. 140–144.
11. Sato M., Ishii Y. Simple and approximate expressions of demagnetizing factors of uniformly magnetized rectangular rod and cylinder // Journal of Applied Physics. 1989. Vol. 66. No. 2. P. 983–985.
12. Chen Du-Xing, Brug J.A., Goldfarb R.B. Demagnetizing factor for cylinder // IEEE Transactions on Magnetism. 1991. Vol. 27. No. 4. P. 3601–3619.

13. Sinnema S., Franse J.J.J., Radwanski R.J. et al. Magnetic measurements on $R_2Fe_{14}B$ and $R_2Co_{14}B$ compounds in high fields // *Le Journal de Physique Colloques*. 1985. Vol. 46. P. C6-301–C6-304.
14. Herbst J.F. $R_2Fe_{14}B$ materials: intrinsic properties and technological properties and technological aspects // *Reviews of Modern Physics*. 1991. Vol. 63. No. 4. P. 819–898.
15. Szytula A., Ivanov V., Vinokurova L. Magnetic properties of the RT_2X_2 , RTX_2 and RTX compounds in high magnetic field // *Acta Physica Polonica A*. 1994. Vol. 85. P. 293–296.
16. Koichi Niihara, Toetu Shishido, Selshi Yajima. The crystal data of ternary rare earth borides RCO_2B_2 // *Bulletin of the Chemical Society of Japan*. 1979. Vol. 46. P. 1137–1140.
17. Aby S.N., Hadjipanayis G.C. Magnetic properties of amorphous and crystallized RT_4B alloys // *Journal of Applied Physics*. 1987. Vol. 61. No. 8. P. 3757–3759.
18. Drzazga Z., Winiarska A., Stein F. Magnetic properties of $RCO_{4-x}Fe_xB$ compounds ($R=Gd, Dy$) // *Journal of the Less-Common Metals*. 1989. Vol. 153. P. L21–L24.
19. Gros F., Hartman-Boutron D.F., Meyer C. et al. Mossbauer study of compounds $RCO_{4-x}Fe_xB$ and RFe_4B // *Journal de Physique*. 1988. Vol. 49. No. 12. P. C8-547–C8-548.
20. Nguyen Minh Hong. Ferromagnetism in $CeCo_3B_2$ // *Communications in Physics*. 2007. Vol. 17. No. 4. P. 241–245.
21. De Cunha J.B.M., Viccaro P.J., Vasquez A. A Mossbauer study of the spin-reorientation in the pseudobinary intermetallic compounds $(Er_{10x}Gd_x)Fe_3$ // *Hyperfine Interactions*. 1983. Vol. 15/16. P. 697–700.
22. de Grood C.H., Buschow K.H.J., de Boer F.R. Re-entrant ferromagnetism in the $ThFe_{3-x}Al_x$ system // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1996. Vol. 157/158. P. 641–642.
23. Primavesi G.J., Taylor K.N.R., Harris L.R. Structural and magnetic studies of the pseudo-binary compounds $(Gd_{1-x}Nd_x)Co_2$ // *Journal de Physique*. 1971. Vol. 32. P. C1-661–C1-662.
24. Ren W.J., Zhang Z.D., Markosyan A.S. et al. The beneficial effect of the boron substitution on the magnetostrictive compound $Tb_{0.7}Pr_{0.3}Fe_2$ // *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2001. Vol. 34. P. 3024–3027.
25. Умхаева З.С. Структурные и магнитные фазовые превращения и сверхтонкие взаимодействия на ядре ^{57}Fe в фазах высокого давления сплавов квазибинарных систем $R^{I}_{1-x}R^{II}_xM_2$ и $R(Fe_{1-x}M_x)_2$ ($R=P3M$), $M=3d$ -металл: дис. ... д-ра ф.-м. наук. Грозный, 2013. 339 с.
26. Perigo E.A., Takiishi H., Motta C.C., Faria R.N. On the squareness factor behavior of RE-FeB ($RE=Nd$ or Pr) magnets above room temperature // *IEEE Transaction Magnetic*. 2009. Vol. 45. No. 3. P. 4431–4434.
27. Takiishi H., Lima L.F.C.P., Costa I., Faria R.N. The influence of process parameters and alloy structure on the magnetic properties of NdDyFeB HD sintered magnets // *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 152. P. 1–8.
28. Faria R.N., Davies B.E., Brown D.N., Harris I.R. Microstructural and magnetic studies of cast and annealed Nd and PrFeCoBZr alloys and HDDR materials // *Journal of Alloys and Compounds*. 2000. Vol. 296. P. 223–228.
29. Моргунов Р.Б., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Температурная стабильность редкоземельных магнитов, поддерживаемая с помощью магнитокалорического эффекта // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 88–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-88-94.
30. Бузенков А.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П., Моргунов Р.Б. Влияние содержания иттрия на свойства спеченных магнитов Nd–Dy–Y–Fe–Co–B // *Труды ВИАМ*. 2022. № 4 (110). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.01.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-108-117.
31. Пискорский В.П., Валеев Р.Б., Королев Д.В., Столянков Ю.В., Моргунов Р.Б. Технологии магнитооптической записи информации на тонких пленках редкоземельных магнитомягких сплавов. Часть II. Сверхбыстрое полностью оптическое переключение намагниченности // *Труды ВИАМ*. 2020. № 2 (86). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.01.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-10-21.

References

1. Martynenko Yu.G. Trends in the development of modern gyroscopy. *Sorosovskiy obrazovatelnyy zhurnal*, 1997, no. 11, pp. 120–127.
2. Matveev V.V., Raspopov V.Ya. *Fundamentals of constructing strapdown inertial navigation systems*. St. Petersburg: Concern «Central Research Institute «Electropribor», 2009, 280 p.
3. Mahony R., Kumar V., Corke P. *Multirotor Aerial Vehicle Dynamics, Stability and Control: Towards a Full Estimation*. Springer, 2012, pp. 20–32.
4. Lavoie F. Di Li, Landry R. Development of an inertial navigation system based on MEMS sensors. *Giroskopiya i navigatsiya*, 2009, no. 1 (64), pp. 75–85.
5. Chirkin D.S., Roslovets P.V., Tatarinov F.V., Novikov L.Z. Reducing the drift of a dynamically tuned gyroscope from launch to launch. *Inzhenernyy zhurnal: nauka i innovatsii*, 2017, no. 1, pp. 1–14. DOI: 10.18698/2308-6033-2017-01-1579.
6. Topilskaya S.V., Borodulin D.S., Kornukhin A.V. Experimental assessment of permissible mechanical influences on a dynamically adjustable gyroscope. *Vestnik MGTU im. N.E. Bauman. Ser.: Priborostroyeniye*, 2018, no. 4, pp. 69–79.
7. Moscovskaya T.E. *Definition of density of bodies hydrostatic weighing: methodical recommendations*. Irkutsk: Irkutsk state univ., 2003, pp. 1–9.
8. Valeev R.A., Korolev D.V., Morgunov R.B., Piskorsky V.P. The effect of high concentrations of cobalt on the properties of magnets Pr–Dy–Fe–Co–B and Nd–Dy–Fe–Co–B. *Trudy VIAM*, 2022, no. 10 (116), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 25, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-10-66-75.
9. Kablov E.N., Antipov V.V. The role of new generation materials in ensuring the technological sovereignty of the Russian Federation. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2023, vol. 93, no. 10, pp. 907–916.
10. Lapteva K.A., Tolmachev I.I. Calculation of the demagnetizing factor during longitudinal magnetization in magnetic particle flaw detection. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2012, vol. 321, no. 2, pp. 140–144.
11. Sato M., Ishii Y. Simple and approximate expressions of demagnetizing factors of uniformly magnetized rectangular rod and cylinder. *Journal of Applied Physics*, 1989, vol. 66, no. 2, pp. 983–985.
12. Chen Du-Xing, Brug J.A., Goldfarb R.B. Demagnetizing factor for cylinder. *IEEE Transactions on Magnetism*, 1991, vol. 27, no. 4, pp. 3601–3619.
13. Sinnema S., Franse J.J.J., Radwanski R.J. et al. Magnetic measurements on $R_2Fe_{14}B$ and $R_2Co_{14}B$ compounds in high fields. *Le Journal de Physique Colloques*, 1985, vol. 46, pp. C6-301–C6-304.
14. Herbst J.F. $R_2Fe_{14}B$ materials: intrinsic properties and technological properties and technological aspects. *Reviews of Modern Physics*, 1991, vol. 63, no. 4, pp. 819–898.
15. Szytula A., Ivanov V., Vinokurova L. Magnetic properties of the RT_2X_2 , RTX_2 and RTX compounds in high magnetic field. *Acta Physica Polonica A*, 1994, vol. 85, pp. 293–296.
16. Koichi Niihara, Toetu Shishido, Selshi Yajima. The crystal data of ternary rare earth borides RCo_2B_2 . *Bulletin of the Chemical Society of Japan*, 1979, vol. 46, pp. 1137–1140.
17. Aby S.N., Hadjipanayis G.C. Magnetic properties of amorphous and crystallized RT_4B alloys. *Journal of Applied Physics*, 1987, vol. 61, no. 8, pp. 3757–3759.
18. Drzazga Z., Winiarska A., Stein F. Magnetic properties of $RCo_{4-x}Fe_xB$ compounds ($R=Gd, Dy$). *Journal of the Less-Common Metals*, 1989, vol. 153, pp. L21–L24.
19. Gros F., Hartman-Boutron D.F., Meyer C. et al. Mossbauer study of compounds $RCo_{4-x}Fe_xB$ and RFe_4B . *Journal de Physique*, 1988, vol. 49, no. 12, pp. C8-547–C8-548.
20. Nguyen Minh Hong. Ferromagnetism in $CeCo_3B_2$. *Communications in Physics*, 2007, vol. 17, no. 4, pp. 241–245.
21. De Cunha J.B.M., Viccaro P.J., Vasquez A. A Mossbauer study of the spin-reorientation in the pseudobinary intermetallic compounds $(Er_{10x}Gd_x)Fe_3$. *Hyperfine Interactions*, 1983, vol. 15/16, pp. 697–700.
22. de Grood C.H., Buschow K.H.J., de Boer F.R. Re-entrant ferromagnetism in the $ThFe_{3-x}Al_x$ system. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1996, vol. 157/158, pp. 641–642.

23. Primavesi G.J., Taylor K.N.R., Harris L.R. Structural and magnetic studies of the pseudo-binary compounds $(\text{Gd}_{1-x}\text{Nd}_x)\text{Co}_2$. *Journal de Physique*, 1971, vol. 32, pp. C1-661–C1-662.
24. Ren W.J., Zhang Z.D., Markosyan A.S. et al. The beneficial effect of the boron substitution on the magnetostrictive compound $\text{Tb}_{0.7}\text{Pr}_{0.3}\text{Fe}_2$. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2001, vol. 34, pp. 3024–3027.
25. Umkhaeva Z.S. *Structural and magnetic phase transformations and hyperfine interactions on the ^{57}Fe nucleus in high-pressure phases of alloys of quasi-binary systems $\text{R}_{1-x}\text{R}_2\text{M}_2$ and $\text{R}(\text{Fe}_{1-x}\text{M}_x)_2$ (R-REM), M-3d-metal*: thesis, Cand. Sc. (Tech.). Grozny, 2013, 339 p.
26. Perigo E.A., Takiishi H., Motta C.C., Faria R.N. On the squareness factor behavior of RE-FeB (RE=Nd or Pr) magnets above room temperature. *IEEE Transaction Magnetic*, 2009, vol. 45, no. 3, pp. 4431–4434.
27. Takiishi H., Lima L.F.C.P., Costa I., Faria R.N. The influence of process parameters and alloy structure on the magnetic properties of NdDyFeB HD sintered magnets. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 152, pp. 1–8.
28. Faria R.N., Davies B.E., Brown D.N., Harris I.R. Microstructural and magnetic studies of cast and annealed Nd and PrFeCoBZr alloys and HDDR materials. *Journal of Alloys and Compounds*, 2000, vol. 296, pp. 223–228.
29. Morgunov R.B., Piskorskiy V.P., Valeev R.A., Korolev D.V. The thermal stability of rare-earth magnets supported by means of the magnetocaloric effect. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 88–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-88-94.
30. Buzenkov A.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P., Morgunov R.B. The effect of the content of yttrium on the properties of the sintered Magnets Nd–Dy–Y–Fe–Co–B. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 23, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-108-117.
31. Piskorskiy V.P., Valeev R.A., Korolev D.V., Stolyankov Yu.V., Morgunov R.B. Technologies of magneto-optical information recording in thin films of rare-earth magnetically soft alloys. Part II. Ultrafast all optical switching of magnetization. *Trudy VIAM*, 2020, no. 2 (86), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: January 26, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-10-21.

Информация об авторах

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

Бурканов Максим Владимирович, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Валеев Руслан Анверович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Пискорский Вадим Петрович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

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

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

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

Vadim P. Piskorsky, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 14.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 15.04.2024.

The article was submitted 14.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 15.04.2024.

Научная статья

УДК 620.178.3

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-80-91

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

А.Д. Монахов¹, Н.О. Яковлев¹

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

Аннотация. Представлен алгоритм определения длины и положения усталостной трещины, основанный на применении трехмерной сверточной нейронной сети при проведении испытания на скорость роста трещины. Предложен алгоритм калибровки системы видеофиксации с использованием реперных меток в виде матричных штриховых кодов. Выполнено сравнение результатов применения алгоритма и типовых испытаний. Кинетическая диаграмма разрушения, полученная с использованием нейросетевой модели, характеризуется большим объемом наблюдений, а также меньшим значением дисперсии ошибки аппроксимации результатов измерения.

Ключевые слова: скорость роста трещины усталости, трещиностойкость, машинное зрение, сверточная нейронная сеть, коэффициент интенсивности напряжений, визуальный контроль

Для цитирования: Монахов А.Д., Яковлев Н.О. Применение метода глубокого обучения при исследовании характеристик трещиностойкости // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-80-91.

Scientific article

APPLICATION OF THE DEEP LEARNING METHOD IN STUDYING CRACK RESISTANCE CHARACTERISTICS

A.D. Monakhov¹, N.O. Yakovlev¹

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 presents an algorithm for determining the length and position of a fatigue crack, based on the use of a three-dimensional convolutional neural network when testing for fatigue crack growth rate. An algorithm for calibrating a video recording system using reference marks in the form of matrix bar codes is proposed. The results of using the algorithm were compared with standard tests. Thus, the kinetic diagram of destruction obtained using a neural network model is characterized by a larger volume of observations, as well as a smaller value of the variance of the approximation error of the measurement results.

Keywords: fatigue crack growth rate, crack resistance, machine vision, convolutional neural network, stress intensity factor, visual inspection

For citation: Monakhov A.D., Yakovlev N.O. Application of the deep learning method in studying crack resistance characteristics. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-80-91.

Введение

В соответствии с принципами безопасной повреждаемости материалов и конструкций существует необходимость в исследовании закономерностей возникновения и развития повреждений [1–3]. Одним из наиболее опасных и трудно прогнозируемых дефектов является усталостное повреждение, как правило приводящее к отказу или разрушению конструкции.

Под усталостным разрушением понимают разрушение материала в результате воздействия циклических нагрузок. Характеристики усталости материалов определяют по результатам циклических испытаний, в том числе с контролем длины усталостной трещины [4–6]. Для оценки геометрических параметров усталостных трещин при испытании на скорость их роста применяют различные виды контроля, такие как визуальный, ультразвуковой, вихретоковый, акустический, магнитный, исследование податливости образца и др. В зависимости от типа материала, формы и размера образца, вида напряженно-деформированного состояния, температуры и среды испытания выбирают наиболее подходящий метод контроля. Наиболее распространенным и универсальным способом является визуальный контроль. Однако данный метод характеризуется высокой трудоемкостью ввиду необходимости присутствия оператора на протяжении всего испытания, продолжительность которого может достигать нескольких суток. Таким образом, возникает необходимость в автоматизации процесса контроля усталостной трещины.

При испытаниях на скорость роста трещины усталости (СРТУ) с помощью цифровых микроскопов регистрируют видеоданные распространения трещины на поверхности образца, которые в дальнейшем можно использовать для подтверждения результатов измерения ее длины. Именно эти данные использованы для обучения модели определения положения усталостной трещины.

Существует несколько способов детекции усталостной трещины по изображению поверхности исследуемого объекта. Например, с помощью методов предварительной обработки цифровых изображений на основе алгоритмов Брэдли, Кэнни, Собеля, преобразования Лапласа и др. выделяют контур трещины на контрастных изображениях. Так, в работах [7–10] представлены результаты применения методов обработки изображений для определения трещин в реальном времени на дорожных покрытиях, бетоне и других конструкционных материалах.

Другой способ определения параметров разрушения материала – применение алгоритма корреляции цифровых изображений. Данный метод основан на попеременном сравнении изображений друг с другом в процессе деформирования и требует нанесения на образец специальной спекл-структуры (пятнистой), а также предварительной калибровки измерительной системы [11]. Полученные поля перемещений и деформаций вблизи трещин, как правило, используют для расчета их длин с помощью алгоритмов, характерных для методов обработки цифровых изображений [12–14]. Однако существуют работы, посвященные решению задач механики разрушения для непосредственного расчета коэффициента интенсивности напряжений по полям перемещений вблизи трещины [15–17].

Одним из наиболее распространенных способов сегментации цифровых изображений (определения принадлежности каждого пикселя изображения к тому или иному классу) является использование сверточных нейронных сетей [18–20]. Сверточная нейронная сеть – это специальная архитектура искусственных нейронных сетей, разработанная на основе анализа биологических механизмов зрения. Архитектура использует операцию свертки для извлечения признаков из входных данных, таких как изображение или звук [21]. Применение сверточных нейронных сетей для сегментации и

классификации изображений с трещинами представлено в работах [12, 22, 23], где описаны модели нейронных сетей и результаты их использования, в том числе при испытаниях на СРТУ [22, 23]. Разработаны готовые модели сегментации и классификации цифровых изображений [21–26]. Однако эти модели анализируют относительно большие объекты на изображениях, поэтому их применение для определения небольших трещин может быть неэффективным. Это связано с тем, что начальные этапы испытаний на СРТУ характеризуются невысокой величиной как раскрытия усталостной трещины, так и коэффициента интенсивности напряжений. Соответственно, на этих этапах усталостная трещина и пластическая утяжка в ее вершине не всегда различимы на статичном изображении поверхности образца.

Кроме того, существуют работы, в которых положение и длину трещины определяют с помощью алгоритмов, объединяющих некоторые из описанных методов. Так, работы [13, 14] посвящены выявлению усталостной трещины по полям перемещений и/или деформаций с применением морфологических операций и оператора Собеля. В работе [12] объединены методы корреляции цифровых изображений и глубокого обучения.

В данной работе изложены особенности определения положения и длины трещины усталости с помощью сверточной нейронной сети при испытании на СРТУ. По сравнению с другими описанными методами применение сверточной нейронной сети не требует предварительной пробоподготовки образца, а также нанесения контрастной или пятнистой структуры. Предложен алгоритм калибровки системы видеофиксации с использованием матричных штриховых кодов типа ArUco. Выполнено сравнение кинетических диаграмм разрушения, полученных по результатам испытаний на СРТУ.

Материалы и методы

Геометрические параметры трещины усталости в процессе испытаний на СРТУ определяли с помощью трехмерной сверточной нейронной сети. Такая архитектура нейронной сети позволяет проводить сегментацию усталостной трещины не по одному статичному изображению, а по их серии – пакету последовательно снятых изображений деформируемого образца. Соответственно, изменяющиеся во времени искажения поверхности образца вблизи трещины также сигнализируют о ее наличии и учитываются для определения ее геометрических параметров. Таким образом, использование трехмерной архитектуры способствует повышению индекса истинно положительных срабатываний алгоритма на начальных этапах испытаний на СРТУ.

Разработанная архитектура нейронной сети (рис. 1) имеет 20 скрытых сверточных слоев и является адаптацией архитектур ResNet [24], VGG-16 [25], U-Net [26]. Модель состоит из сужающегося пути, вплоть до девятого скрытого слоя, где укрупняются карты признаков, и расширяющегося пути после десятого скрытого слоя, где увеличивается размерность карт признаков до исходной размерности входных изображений. На каждом этапе укрупнения карт признаков (уменьшения размерности) происходит удвоение каналов, а на каждом этапе увеличения размерности – уменьшение каналов в 2 раза.

Так, на рис. 1 зелеными блоками обозначены входной и выходной слои с применением к выходному слою логистической (сигмоидальной) функции активации, которая показана зеленой стрелкой.

Синими блоками обозначены трехмерные сверточные слои (*Conv3D*) с ядрами свертки $3 \times 3 \times 3$ и страйдом (шагом свертки) 1, оранжевыми блоками – двумерные сверточные слои (*Conv2D*) с ядром свертки 3×3 и страйдом 1. Использование двух и более сверточных слоев с малыми ядрами свертки подряд является распространенной практикой [25, 26], способствует повышению скорости работы и обучения нейронной сети по сравнению с использованием одиночных слоев с большими ядрами свертки. В парах

между слоями синими стрелками обозначены промежуточные связи с применением функции активации ReLU. Поскольку предполагается, что вершина усталостной трещины будет расположена ближе к центру изображения, граничные эффекты, связанные с перекосом весов на краях изображений, не будут влиять на точность результатов определения трещины. Таким образом, необходимость в «полном» дополнении входов сверточных слоев отсутствует. Однако для удобства проектирования нейронной сети использован «одинаковый» режим дополнения (padding – same), в результате которого границы входных изображений дополняются нулями. Таким образом, в процессе свертки размерность карт признаков не изменяется.

После каждой пары слоев на сужающемся пути следует объединяющий по максимуму слой (MaxPooling), в результате чего частота дискретизации пространства признаков уменьшается в 2 раза. Для возвращения к исходным размерам изображения на расширяющемся пути после каждой пары сверточных слоев располагается слой транспонированной свертки, вызывающий повышение частоты дискретизации пространства признаков в 2 раза. Таким образом, в модели нейронной сети использованы пять объединяющих слоев, в результате чего размерность карт признаков уменьшается в 32 раза, а также пять слоев транспонированной свертки, что приводит к восстановлению размерности карт признаков до размерности исходных изображений. После каждого объединяющего и восстанавливающего слоя также следует функция активации ReLU, которая обозначена черными стрелками.

Серыми стрелками показаны альтернативные связи – связи быстрого доступа [24], по которым карты признаков, минуя более «глубокие» слои, попадают на вход к слоям с той же размерностью, что позволяет восстановить утраченные признаки (или не терять их) в процессе обучения между входным и выходным изображениями.

Ключевой особенностью данной архитектуры нейронной сети является использование трехмерных сверточных слоев, а также связей быстрого доступа между трехмерными и двумерными слоями. Соответственно, для их совместного использования четырехмерные карты признаков перестроены в трехмерные следующим образом: размерность типа (N, W, H, C) перестроена в размерность $(W, H, N \times C)$, где N – количество изображений в серии, C – количество каналов, W и H – ширина и высота изображения. Отсутствие в конце нейронной сети полносвязного участка, характерного для сетей классификации изображений, позволяет детектировать усталостную трещину на изображениях с разрешением отличным от разрешения 640×480 .

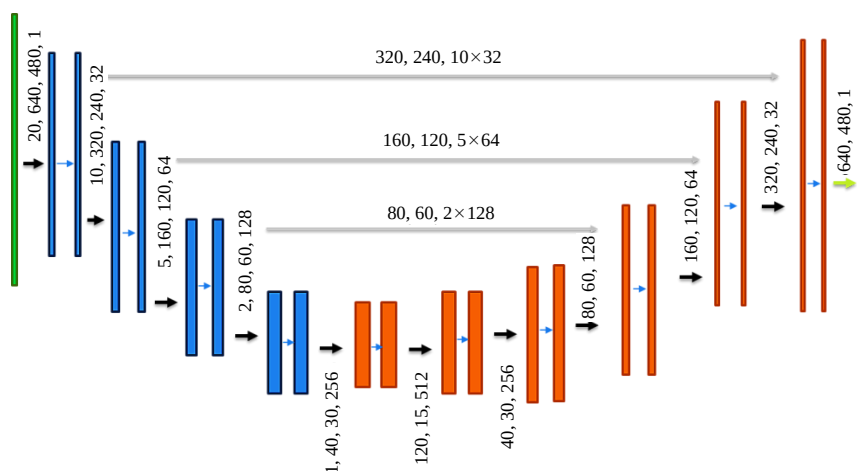


Рис. 1. Архитектура нейронной сети с использованием трехмерных сверточных слоев. Размерность типа (N, W, H, C) перестроена в размерность $(W, H, N \times C)$, где N – количество изображений в серии, C – количество каналов, W и H – ширина и высота изображения

Обучающий набор данных формировали по результатам видеосъемки стандартных испытаний на СРТУ. Полученные видеофайлы продолжительностью не менее 2 ч разбиты на пять равномерных участков. Первые 20 кадров каждого участка составляют один пакет тренировочного набора. Таким образом, каждый пакет обучающего набора представляет собой серию из 20 последовательно снятых изображений деформированной поверхности образца. Разметку изображений проводили выделением усталостной трещины на первом кадре каждого пакета. В результате сформировано отдельное изображение, на котором пиксели, соответствующие усталостной трещине, имели значение 1, а остальные 0. Размер обучающего набора данных составлял >400 пакетов. Случайным образом из обучающего набора данных сформированы тренировочная и тестовая выборки с количественным соотношением 4:1.

Обучение нейронной сети проводили на тренировочной выборке методом стохастического градиентного спуска на основе адаптивной оценки моментов до достижения 40 эпох обучения. Шаг обучения составлял 0,001, в качестве функции потерь использована функция на основе индекса Жаккара. Распределение целевой метрики в процессе обучения приведено на рис. 2.

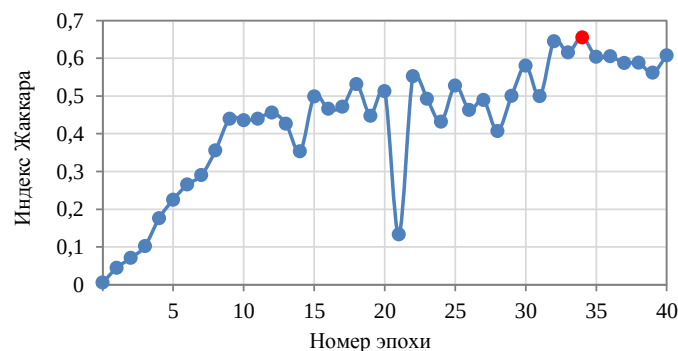


Рис. 2. Распределение целевой метрики в зависимости от номера прохода по тренировочному набору (эпохи)

На рис. 2 видно, что после 34 эпох обучения увеличение количества проходов не способствует повышению целевой метрики. Таким образом, за результат обучения модели приняты наборы весов, которые соответствуют максимальному значению целевой метрики на тестовом наборе данных, т. е. на 34-ой эпохе обучения. Как следует из рис. 3, наибольшая разница между целевыми (рис. 3, б) и предсказанными (рис. 3, в) картами трещин заключается в толщине результата сегментации усталостной трещины, что не влияет на результат определения ее длины.

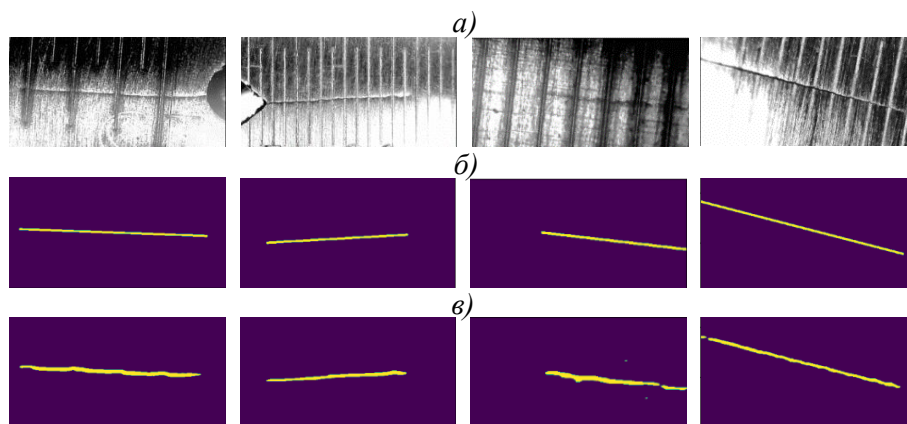


Рис. 3. Цифровые изображения образцов с трещинами (а), размеченные вручную карты трещин (б) и результат определения усталостной трещины методом глубокого обучения (в)

Для определения физических размеров усталостной трещины по ее цифровым изображениям рассчитывали масштабный коэффициент кадра. Для этого на образец для испытаний вдоль направления роста усталостной трещины предварительно наносили матричные штрихкоды (метки) с закодированными расстояниями от боковой грани каждого штрихкода до оси приложения нагрузки. Определение положения и декодирование меток проводили с помощью модуля ArUco библиотеки компьютерного зрения OpenCV. Метки наносили с помощью лазерного волоконного гравера. Масштабный коэффициент определяли как отношение разницы максимального и минимального значений меток к разнице проекций их положений на горизонтальную ось. Результат применения алгоритма поиска трещины и расчета ее длины в процессе испытания на СРТУ в реальном времени приведен на рис. 4. Длину трещины рассчитывали по формуле

$$l = (q_{\min} - x)\alpha + Q_{\min},$$

где l – длина усталостной трещины, мм; x – проекция положения вершины усталостной трещины на горизонтальную ось, пиксель; $\alpha = (Q_{\max} - Q_{\min})/(q_{\max} - q_{\min})$ – масштабный коэффициент изображения, мм/пиксель; $Q_{\max}$ и $Q_{\min}$ – максимальное и минимальное значения метки, мм; $q_{\max}$ и $q_{\min}$ – проекции положения метки с максимальным и минимальным значениями на горизонтальную ось, пиксель.

Следует отметить, что необходимо подбирать режим нанесения меток для каждого типа исследуемого материала и предварительно калибровать гравировальный станок. Для повышения вероятности детекции метки наносили как выше, так и ниже области предполагаемого роста трещины, а также таким образом, чтобы в кадр попадало не менее пяти меток вдоль направления роста усталостной трещины. Более простым способом нанесения меток является их печать на самоклеящихся стикерах. При этом особые требования к режиму печати отсутствуют, так как полученные изображения достаточно четкие и контрастные, но появляется необходимость в калибровке принтера.

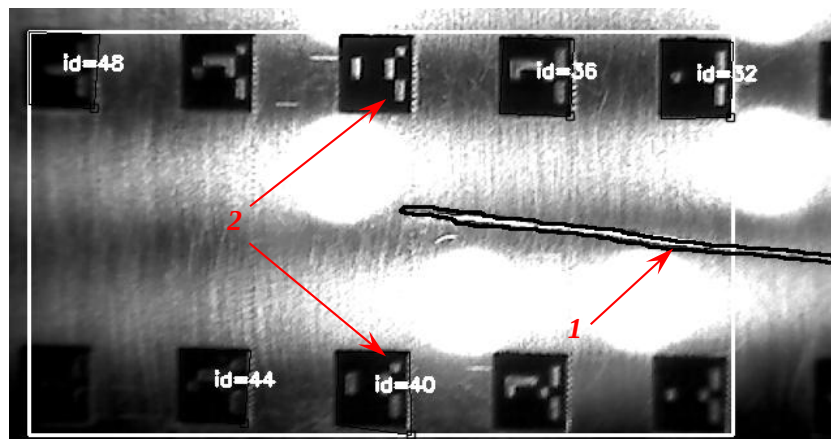


Рис. 4. Результаты определения усталостной трещины: 1 – контур зафиксированной усталостной трещины; 2 – калибровочные метки

Испытание на СРТУ проводили на образце внецентренного растяжения типа С(Т) из стали системы Fe–Cr–Ni–Co–Mo при частоте нагружения 5 Гц, коэффициенте асимметрии цикла 0,1 и постоянной нагрузке цикла 8 кН. Исходное значение размаха коэффициента интенсивности напряжений составляло $20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Зависимость зарегистрированных длин усталостной трещины от количества циклов нагружений приведена на рис. 5.

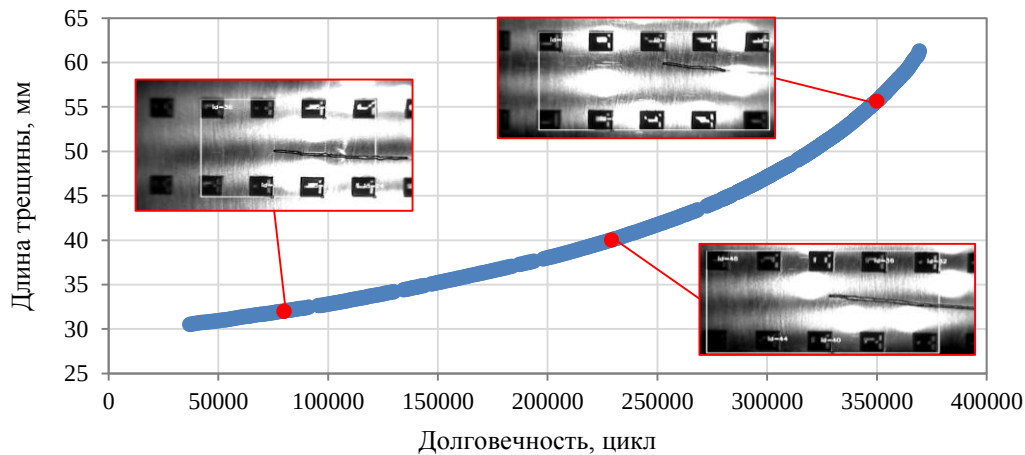


Рис. 5. Диаграмма зависимости длины трещины усталости от количества циклов нагружения

Результаты и обсуждение

Полученные распределения длины трещины в зависимости от количества циклов нагружений пересчитаны в кинетические диаграммы разрушения (КДР) в соответствии с ОСТ 1 92127–90: значения длин усталостной трещины определяли посредством аппроксимации полиномом второй степени экспериментальных значений, представленных на рис. 5, в диапазоне $l_{i-n} \dots l_{i+n}$ ($n = 3$). Значения длин усталостных трещин использованы для расчета их скорости роста и коэффициента интенсивности напряжений. Кинетическую диаграмму разрушения, определенную путем автоматического контроля СРТУ (с применением нейросетевой модели), сопоставили с пятью КДР, полученными по результатам испытаний образцов из того же материала, но при регистрации длины усталостной трещины с помощью визуального контроля (рис. 6).

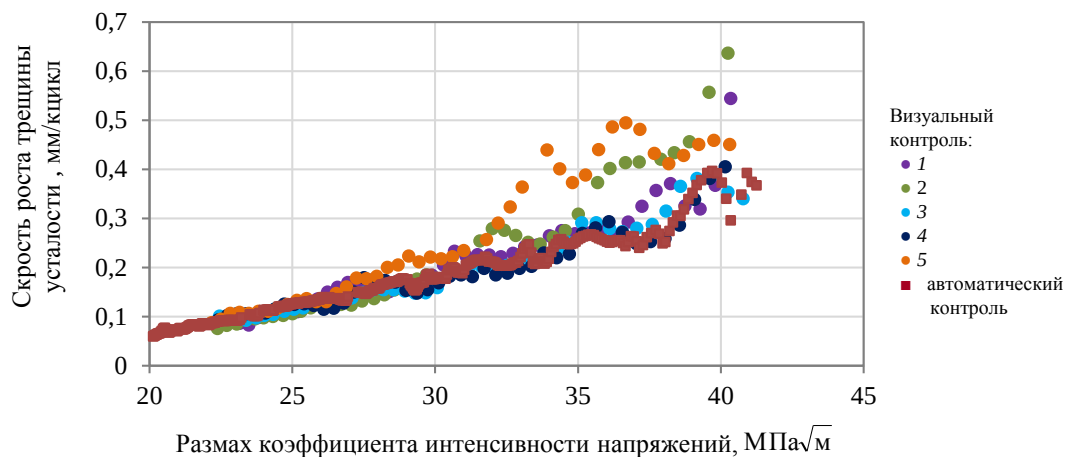


Рис. 6. Результаты расчета кинетической диаграммы разрушения компактного образца из стали

Диаграммы, полученные методами компьютерного зрения, характеризуются большим объемом данных по сравнению с визуальным контролем, так как длина усталостной трещины регистрируется непрерывно в процессе испытания.

Сходимость КДР оценивали по результатам проверки гипотезы о равенстве регрессий [27]. Рассчитаны параметры разрушения m и C по модели Пэриса, определены

суммы квадратов логарифмов ошибок SSE с количеством наблюдений n в каждой серии, а также дисперсия логарифма ошибки аппроксимации D . Аналогичный анализ проведен по данным, объединяющим все шесть серий. Результаты расчета представлены в таблице.

Параметры разрушения при испытании на скорость роста трещины усталости образца из стали

Метод контроля		Параметры разрушения		Суммы квадратов логарифмов ошибок SSE	Количество наблюдений n	Дисперсия логарифма ошибки аппроксимации D
		m	C			
Визуальный	1	2,734	–4,765	0,125	44	0,0029
	2	3,367	–5,688	0,058	44	0,0014
	3	2,422	–4,335	0,034	46	0,0008
	4	2,154	–3,939	0,065	45	0,0015
	5	3,071	–5,180	0,086	44	0,0020
Автоматический		2,317	–4,172	0,297	384	0,0008
Объединенная серия		2,488	–4,410	1,505	607	0,0011

Гипотезу о равенстве k серий регрессий проверяли с помощью F -критерия Фишера. Если F больше, чем 95 % квантиля F -распределения, то гипотеза о равенстве регрессий отвергается, F рассчитывали по соотношению [27]

$$F = \frac{SSE(R) - SSE(F)}{2(k-1)} + \frac{SSE(F)}{n-2k},$$

где $SSE(R)$ – сумма квадратов логарифмов ошибок для объединенной серии; $SSE(F)$ – сумма SSE всех для k серий регрессий.

Результаты проверки гипотезы о равенстве регрессий:

$SSE(F)$	$SSE(R)$	n	k	F	$F_{n-2k}^{2(k-1)}$
0,664	1,505	607	6	0,085	1,830

Поскольку неравенство $F > F_{n-2k}^{2(k-1)}$ не выполняется, то гипотеза о равенстве регрессионных моделей не отвергается.

Заключения

Предложена архитектура нейронной сети, объединяющая как трехмерные, так и двумерные сверточные слои, а также связи быстрого доступа между ними. Применение описанной модели позволяет определить положение усталостной трещины по сериям изображений деформированной поверхности образца, в том числе на начальных этапах испытания на СРТУ.

Описан способ калибровки видеосистемы, основанный на нанесении реперных меток в виде матричных штрихкодов на поверхность образца. Способ позволяет проводить калибровку для каждой серии изображений. Таким образом, существует возможность корректировки положения камер относительно поверхности образца в случае распространения усталостной трещины за поле контроля.

Проведено испытание на СРТУ с применением алгоритма поиска усталостной трещины, по результатам которого построена КДР. Проведено сравнение КДР, полученных с

помощью визуального контроля и алгоритма, основанного на применении сверточной нейронной сети. Показано, что КДР, полученная с помощью автоматического контроля, характеризуется большим объемом наблюдений (384 точек против 44–46) и меньшим значением дисперсии. Представленную нейросетевую модель можно использовать для автоматического контроля положения и длины усталостной трещины при испытаниях на СРТУ.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексного научного направления 2. «Фундаментально-ориентированные исследования, квалификация материалов, неразрушающий контроль» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Список источников

1. Ерасов В.С., Нужный Г.А., Гриневич А.В. Об оценке повреждаемости металлических материалов методами механических испытаний // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 3. С. 42–47.
2. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Повреждаемость материалов при статическом растяжении // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4 (37). С. 91–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-91-94.
3. Каблов Е.Н., Гриневич А.В., Славин А.В., Кабанов И.В., Громов В.И., Ампилогов А.Ю., Яковлев Н.О., Поляков А.Н., Якушева Н.А. Расчетные характеристики прочности сталей ВКС-9М и 300М // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 3. С. 51–60. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-3-51-60.
4. Каблов Е.Н., Путьрский С.В., Яковлев А.Л., Крохина В.А., Наприенко С.А. Исследование сопротивления усталостному разрушению штамповок из высокопрочного титанового сплава BT22M, изготовленных с заключительной деформацией в ($\alpha+\beta$)- и β -областях // Титан. 2021. № 1 (70). С. 26–33.
5. 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.
6. Митраков О.В., Яковлев Н.О., Якушева Н.А., Гриневич А.В. Особенности разрушения стали 20ХГСН2МФА-ВД при испытании на вязкость разрушения // Авиационные материалы и технологии. 2019. № 1 (54). С. 49–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-49-56.
7. Chen C., Seo H., Jun C.H., Zhao Y. A potential crack region method to detect crack using image processing of multiple thresholding // Signal, Image and Video Processing. 2022. Vol. 16. No. 6. P. 1673–1681.
8. Abdel-Qader I., Abudayyeh O., Kelly M.E. Analysis of edge-detection techniques for crack identification in bridges // Journal of Computing in Civil Engineering. 2003. Vol. 17 (4). P. 255–263.
9. Gao H.L., Shen S.S., Yun Y. Fatigue crack length real time measurement method based on camera automatically tracking and positioning // Applied Mechanics and Materials. 2012. Vol. 130. P. 3111–3118.
10. Sun H., Liu Q., Fang L. Research on fatigue crack growth detection of M (T) specimen based on image processing technology // Journal of Failure Analysis and Prevention. 2018. Vol. 18. P. 1010–1016.
11. Монахов А.Д., Гуляев М.М., Гладышева Н.Е., Коптельцева О.Ю., Автаев В.В., Яковлев Н.О., Гулина И.В. Применение метода корреляции цифровых изображений для построения диаграмм деформирования в истинных координатах // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2023. Т. 29. № 3. С. 79–88. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-3-79-88.
12. Strohm T., Starostin-Penner D., Breitbarth E., Requena G. Automatic detection of fatigue crack paths using digital image correlation and convolutional neural networks // Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures. 2021. Vol. 44. P. 1336–1348.

13. Orell O., Jokinen J., Kanerva M. Use of DIC in the characterization of mode II crack propagation in adhesive fatigue testing // *International Journal of Adhesion and Adhesives*. 2023. Vol. 122. P. 1–10.
14. Rupil J., Roux S., Hild F., Vincent L. Fatigue microcrack detection with digital image correlation // *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. 2011. Vol. 46 (6). P. 492–509.
15. Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений // *Деформация и разрушение материалов*. 2020. № 2. С. 29–35.
16. Lopez-Crespo P., Shterenlikht A., Patterson E.A. et al. The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation // *Journal Strain Analysis*. 2008. Vol. 43. No. 8. P. 769–780.
17. Du Y., Diaz F.A., Burguete R.L., Patterson E.A. Evaluation using digital image correlation of stress intensity factors in an aerospace panel // *Experimental Mechanics*. 2011. Vol. 51. P. 45–57.
18. Indolia S., Goswami A.K., Mishra S.P., Asopa P. Conceptual understanding of convolutional neural network a deep learning approach // *Procedia Computer Science*. 2018. Vol. 132. P. 679–688.
19. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Сibaев И.Г., Луценко А.Н., Шершак П.В. Алгоритмы машинного обучения (обзор). Часть 1. Задачи классификации и регрессии. Линейные алгоритмы в машинном обучении. Применение алгоритмов машинного обучения для расчета прочностных характеристик материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.02.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-130-146.
20. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Сibaев И.Г., Луценко А.Н., Шершак П.В. Алгоритмы машинного обучения (обзор). Часть 2. Метрики машинного обучения. Решающие деревья и ансамбли решающих деревьев. Алгоритм нейронной сети по прогнозированию свойств ферритно-мартенситной стали // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 4 (69). Ст. 12. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 29.02.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-132-146.
21. LeCun Y., Boser B., Denker J.S. et al. Backpropagation Applied to Handwritten Zip Code Recognition // *Neural Computation*. 1989. Vol. 1 (4). P. 541–551.
22. Yingtao Y., Zhendong G., Xin S. et al. Crack Length Measurement Using Convolutional Neural Networks and Image Processing // *Sensors*. 2021. Vol. 21 (17). P. 1–16.
23. Ali R., Chuah J.H., Talip M.S.A. et al. Structural crack detection using deep convolutional neural networks // *Automation in Construction*. 2022. Vol. 133. P. 103989.
24. Kaiming H., Xiangyu Z., Shaoqing R., Jian S. Deep Residual Learning for Image Recognition // *Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR)*. Las Vegas, 2016. P. 770–778. DOI: 10.1109/CVPR.2016.90.
25. Simonyan K., Zisserman A. Very deep convolutional networks for large-scale image recognition // *3rd International Conference on Learning Representations*. San Diego, 2015. P. 1–9.
26. Ronneberger O., Fischer P., Brox T. U-Net: Convolutional Networks for Biomedical Image Segmentation // *Medical Image Computing and Computer-Assisted Intervention – MICCAI 2015*. Munich, 2015. P. 234–241.
27. Расчетные значения характеристик авиационных металлических конструкционных материалов: авиационный справочник в 4 вып. М: ОАК; ЦАГИ, 2012. Вып. 4. 118 с.

References

1. Erasov V.S., Nuzhny G.A., Grinevich A.V. On assessing the damageability of metallic materials using mechanical testing methods. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2015, no. 3, pp. 42–47.
2. Erasov V.S., Oreshko E.I., Lutsenko A.N. Damageability of materials in tension testing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 4 (37), pp. 91–94. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-91-94.
3. Kablov E.N., Grinevich A.V., Slavin A.V., Kabanov I.V., Gromov V.I., Ampilogov A.Yu., Yakovlev N.O., Polyakov A.N., Yakusheva N.A. Calculated strength characteristics of steels VKS-9M and 300M. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*, 2022, vol. 88, no. 3, pp. 51–60. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-3-51-60.

4. Kablov E.N., Putyrsky S.V., Yakovlev A.L., Krokhina V.A., Naprienko S.A. Study of resistance to fatigue fracture of forgings made of high-strength titanium alloy VT22M, manufactured with final deformation in the ($\alpha + \beta$)- and β -regions. *Titan*, 2021, no. 1 (70), pp. 26–33.
5. 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.
6. Mitakov O.V., Yakovlev N.O., Yakusheva N.A., Grinevich A.V. Destruction features of steel 20XГCH2MФА-БД during the fracture toughness test. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 49–56. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-49-56.
7. Chen C., Seo H., Jun C.H., Zhao Y. A potential crack region method to detect crack using image processing of multiple thresholding. *Signal, Image and Video Processing*, 2022, vol. 16, no. 6, pp. 1673–1681.
8. Abdel-Qader I., Abudayyeh O., Kelly M.E. Analysis of edge-detection techniques for crack identification in bridges. *Journal of Computing in Civil Engineering*. 2003, vol. 17 (4), pp. 255–263.
9. Gao H.L., Shen S.S., Yun Y. Fatigue crack length real time measurement method based on camera automatically tracking and positioning. *Applied Mechanics and Materials*, 2012, vol. 130, pp. 3111–3118.
10. Sun H., Liu Q., Fang L. Research on fatigue crack growth detection of M (T) specimen based on image processing technology. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2018, vol. 18, pp. 1010–1016.
11. Monakhov A.D., Gulyaev M.M., Gladysheva N.E., Kopteltseva O.Yu., Avtaev V.V., Yakovlev N.O., Gulina I.V. Application of the digital image correlation method for constructing deformation diagrams in true coordinates. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Tsvetnaya metallurgiya*, 2023, vol. 29, no. 3, pp. 79–88. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-3-79-88.
12. Strohmman T., Starostin-Penner D., Breitbarth E., Requena G. Automatic detection of fatigue crack paths using digital image correlation and convolutional neural networks. *Fatigue Fracture of Engineering Materials Structures*, 2021, vol. 44, pp. 1336–1348.
13. Orell O., Jokinen J., Kanerva M. Use of DIC in the characterization of mode II crack propagation in adhesive fatigue testing. *International Journal of Adhesion and Adhesives*. 2023, vol. 122, pp. 1–10.
14. Rupil J., Roux S., Hild F., Vincent L. Fatigue microcrack detection with digital image correlation. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 2011, vol. 46 (6), pp. 492–509.
15. Avtaev V.V., Yakovlev N.O. Study of static crack resistance and fracture resistance of thin-sheet aluminum alloy using digital image correlation. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2020, no. 2, pp. 29–35.
16. Lopez-Crespo P., Shterenlikht A., Patterson E.A. et al. The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation. *Journal Strain Analysis*, 2008, vol. 43, no. 8, pp. 769–780.
17. Du Y., Diaz F.A., Burguete R.L., Patterson E.A. Evaluation using digital image correlation of stress intensity factors in an aerospace panel. *Experimental Mechanics*, 2011, vol. 51, pp. 45–57.
18. Indolia S., Goswami A.K., Mishra S.P., Asopa P. Conceptual understanding of convolutional neural network a deep learning approach. *Procedia Computer Science*, 2018, vol. 132, pp. 679–688.
19. Butakov V.V., Lugovoy A.A., Varrik N.M., Babashov V.G. Assessment of thermal conductivity of a layered highly porous thermal insulation material. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 3 (68), paper no. 11. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 29, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
20. Oreshko E.I., Erasov V.S., Sibayev I.G., Lutsenko A.N., Shershak P.V. Machine learning algorithms (review). Part 2. Machine learning metrics. Decision trees and ensembles of decision trees. An algorithm for neural network to forecast properties of ferrite-martensite steel. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 4 (69), paper no. 12. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: February 29, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-4-132-146.
21. LeCun Y., Boser B., Denker J.S. et al. Backpropagation Applied to Handwritten Zip Code Recognition. *Neural Computation*, 1989, vol. 1 (4), pp. 541–551.

22. Yingtao Y., Zhendong G., Xin S. et al. Crack Length Measurement Using Convolutional Neural Networks and Image Processing. *Sensors*, 2021, vol. 21 (17), pp. 1–16.
23. Ali R., Chuah J.H., Talip M.S.A. et al. Structural crack detection using deep convolutional neural networks. *Automation in Construction*, 2022, vol. 133, p. 103989.
24. Kaiming H., Xiangyu Z., Shaoqing R., Jian S. Deep Residual Learning for Image Recognition. *Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR)*. Las Vegas, 2016, pp. 770–778. DOI: 10.1109/CVPR.2016.90.
25. Simonyan K., Zisserman A. Very deep convolutional networks for large-scale image recognition. *3rd International Conference on Learning Representations*. San Diego, 2015, pp. 1–9.
26. Ronneberger O., Fischer P., Brox T. U-Net: Convolutional Networks for Biomedical Image Segmentation. *Medical Image Computing and Computer-Assisted Intervention – MICCAI 2015*. Munich, 2015, pp. 234–241.
27. *Calculated values of characteristics of aviation metal structural materials: aviation reference book in 4 issues*. Moscow: UAC; TsAGI, 2012, is. 4, 118 p.

Информация об авторах

Монахов Антон Дмитриевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Information about the authors

Anton D. Monakhov, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

Статья поступила в редакцию 21.03.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 09.04.2024.
The article was submitted 21.03.2024; approved and accepted for publication after reviewing 09.04.2024.

Научная статья

УДК 620.193.2

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-92-104

ПРЕДСКАЗАНИЯ ПЕРВОГОДОВЫХ КОРРОЗИОННЫХ ПОТЕРЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ОРИЕНТАЦИИ ОБРАЗЦОВ НА РАЗЛИЧНЫХ РАССТОЯНИЯХ ОТ МОРСКОГО БЕРЕГА

Ю.М. Панченко¹, А.И. Маршаков¹, Т.А. Ненашева¹,
А.Е. Кутырев², М.А. Фомина², А.И. Вдовин²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина» Российской академии наук, Москва, Россия; dir@phyche.ac.ru

²Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Исследована аномально высокая скорость осаждения хлоридов, наблюдаемая в г. Геленджике в феврале 2023 г. в период проведения годовых коррозионных испытаний. Дана оценка пороговой величины скорости осаждения хлоридов на пробоотборники, соответствующей скорости осаждения хлоридов непосредственно на поверхность металлических образцов. Предложена поправка расчета среднегодовой скорости осаждения хлоридов при аномально высокой засоленности атмосферы. На основании среднегодовых климатических параметров и скорости осаждения хлоридов по функциям «доза–ответ» сделан прогноз первогодовых коррозионных потерь металлов.

Ключевые слова: атмосферная коррозия, конструкционные металлы, коррозионная агрессивность, функции «доза–ответ», скорость осаждения хлоридов, ориентация образцов, расстояние от берега, соленость

Для цитирования: Панченко Ю.М., Маршаков А.И., Ненашева Т.А., Кутырев А.Е., Фомина М.А., Вдовин А.И. Предсказания первогодовых коррозионных потерь конструкционных металлов в зависимости от ориентации образцов на различных расстояниях от морского берега // Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-92-104.

Scientific article

PREDICTIONS OF FIRST-YEAR CORROSION LOSSES OF STRUCTURAL METALS DEPENDING ON THE ORIENTATION OF SAMPLES AT DIFFERENT DISTANCES FROM THE SEASHORE

Yu.M. Panchenko¹, A.I. Marshakov¹, T.A. Nenasheva¹, A.E. Kutyrev², M.A. Fomina², A.I. Vdovin²

¹Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia; dir@phyche.ac.ru

²Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. An anomalously high rate of chloride deposition observed in Gelendzhik in February 2023 during the annual corrosion tests was investigated. An estimation of the threshold value of the chloride deposition rate on samplers corresponding to the rate of chloride deposition directly on the surface of metal samples is given. The correction of calculation of the average annual rate of chloride deposition ([Cl]) under anomalously high salinity of the atmosphere is proposed. Based on the average annual climatic parameters and [Cl] by dose-response functions the forecast of first-year corrosion losses of metals is made.

Keywords: atmospheric corrosion, structural metals, corrosive aggressiveness, dose-response functions, chloride deposition rate, orientation of samples, distance from shore, salinity

For citation: Panchenko Yu.M., Marshakov A.I., Nenasheva T.A., Kutyrev A.E., Fomina M.A., Vdovin A.I. Predictions of first-year corrosion losses of structural metals depending on the orientation of samples at different distances from the seashore. *Trudy VIAM*, 2024, no. 6 (136), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-6-92-104.

Введение

Для исследования коррозионной стойкости конструкционных металлов в различных местах мира проведены международные испытания в представительных районах от Арктики до Антарктиды. Особый интерес представляют приморские районы, имеющие при определенной засоленности атмосферы высокую ее агрессивность [1, 2]. По программе ISO CORRAG [3] значения скорости осаждения хлоридов $[Cl] > 200 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$ наблюдали в ограниченном количестве мест. В частности, во Франции, Норвегии, Великобритании и США значения $[Cl]$ составили 241, 301, 426 и 644 $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$ соответственно. По проекту MICAT [4], включающему тропические районы, значения $[Cl] > 200 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$ зафиксированы в трех местах испытаний (275, 300 и 360 $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$).

В работе [5] обработана и проанализирована база данных программ ISO CORRAG и MICAT. Показано, что для морских районов, характеризующихся $[Cl] > 200 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$, получены низкие годовые коррозионные потери углеродистой стали. Для дальнейшей обработки результаты для отдельных районов признаны аномальными и удалены из базы данных. При изучении коррозии в морской атмосфере обычно устанавливается зависимость между коррозионными потерями и скоростью осаждения.

В работе [6] представлены результаты исследований, проведенных в разных частях мира в течение последних 40 лет. Отмечено, что при $[Cl] < 100 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$ наблюдается незначительное увеличение скорости атмосферной коррозии стали, которая возрастает при увеличении $[Cl]$ до 400 $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$. После этого повышение скорости коррозии при увеличении $[Cl]$ снова становится незначительным, по-видимому, коррозия «стабилизируется» по мере увеличения засоленности атмосферы.

В работе [7] рассмотрены коррозионные потери стали при среднегодовой скорости осаждения хлоридов, равной 1906 $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$. Авторы работы считают, что «стабилизация» скорости коррозии наступает при $[Cl] > 600 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$. В научнотехнической литературе существует не так много данных о коррозии металлов для регионов со значением $[Cl] > 600 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$, чтобы подтвердить этот факт [8].

Аномально высокие значения $[Cl]$, как правило, фиксируются в результате штормов, которые, несмотря на кратковременность (несколько часов), вырабатывают большое количество соли (даже больше, чем в течение 1 мес. при нормальном ветровом режиме). Так, в работе [9] показано, что в Кабо Вилано (Испания) за два трехмесячных периода $[Cl]$ составила 2200 и 1700 $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$. Авторы работы считают, что причина несоответственно низкой скорости коррозии стали заключается в меньшей растворимости кислорода в поверхностном слое воды с очень высокой концентрацией хлорида. На западном побережье Швеции во время двух штормов (продолжительностью 0,5 и 3 дня) суммарное количество выпавшей соли составило 4900 $\text{мг}/\text{м}^2$ [10]. До настоящего времени отсутствуют общепризнанные объяснения уменьшения скорости коррозии при высоких значениях скорости осаждения хлоридов и ее пороговой величины.

Функции «доза–ответ» (ФДО) разработаны для приморских районов с величиной $[Cl]$, не превышающей 760 $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$ (ГОСТ 9.107–2023 [11]). Более высокие

величины $[Cl]$ в приморских районах являются редкими, нетипичными [7]. Отсутствуют модели, учитывающие величины $[Cl]$, полученные в экстремальных условиях тайфунов и ураганов.

Цель данной работы – оценить в первом приближении пороговую скорость осаждения хлоридов в течение 1 мес. с аномально высоким значением $[Cl]$, наблюдаемым в г. Геленджике; использовать полученное значение в ФДО для прогнозирования первогодových коррозионных потерь металлов.

Материалы и методы

Прогноз первогодových коррозионных потерь углеродистой стали (Ст3), меди (М1) и алюминия (А5М) осуществлен по ФДО, представленным в ГОСТ 9.107–2023 [11]. Исключение для цинка марки Ц0 связано с тем, что ФДО разрабатывали по результатам международных программ коррозионных испытаний образцов цинка с большим содержанием примесей. Для более чистого цинка марки Ц0 предложены измененные величины коэффициентов ФДО [12].

Функции «доза–ответ» для прогноза коррозионных потерь за первый год для атмосферы с температурой $>10^\circ C$ имеют вид уравнений (1)–(4):

$$\text{для углеродистой стали} \quad K^{np} = 7,7([SO_2]^{0,47} + 0,68[Cl]^{0,58})e^{(0,024RH - 0,065(T - 10) + 0,00035Prec)}, \quad (1)$$

$$\text{для цинка (Ц0)} \quad K^{np} = 0,55([SO_2]^{0,36} + 0,64[Cl]^{0,27})e^{(0,023RH - 0,055(T - 10) + 0,00035Prec)}, \quad (2)$$

$$\text{для меди} \quad K^{np} = 0,50([SO_2]^{0,38} + 0,61[Cl]^{0,62})e^{(0,025RH - 0,055(T - 10) + 0,0003Prec)}, \quad (3)$$

$$\text{для алюминия} \quad K^{np} = 0,010([SO_2]^{0,67} + 0,46[Cl]^{0,85})e^{(0,039RH - 0,065(T - 10) - 0,0001Prec)}, \quad (4)$$

где K^{np} – коррозионные потери за первый год, $г/м^2$; T – среднегодовая температура воздуха, $^\circ C$; RH – среднегодовая относительная влажность воздуха, %; $Prec$ – суммарное годовое количество осадков, мм; $[SO_2]$ – среднегодовая концентрация SO_2 в атмосфере, $мкг/м^3$; $[Cl]$ – скорость осаждения Cl^- , $мг/(м^2 \cdot \text{сут})$. Среднегодовые величины $[SO_2]$ в Геленджикском центре климатических испытаний для двух постановок образцов составили 0,96 и 0,64 $мкг/м^3$.

В ФДО использованы полученные среднегодовые климатические данные, которые сопоставимы с результатами, наблюдаемыми ранее [13], и значения $[SO_2]$ (табл. 1) для двух разных годовых периодов экспозиций образцов.

Таблица 1

Среднегодовые параметры агрессивности атмосферы за периоды экспозиции

Параметры	Среднегодовые значения параметров за период	
	01.07.2022 – 30.06.2023	01.09.2022 – 31.08.2023
Температура воздуха, $^\circ C$	15,2	15,4
Относительная влажность воздуха, %	71	70
Суммарное количество осадков, мм	605,2	502,1
Скорость осаждения оксида серы, $мг/(м^2 \cdot \text{сут})$	1,2	0,8
Концентрация оксида серы в атмосфере ($[SO_2]$), $мкг/м^3$	0,96	0,64

Среднегодовые величины $[SO_2]$, составляющие 0,96 и 0,64 $мкг/м^3$, согласно ГОСТ 9.107–2023 [11], приняты равными 1 $мкг/м^3$.

Скорость осаждения хлоридов определяли для трех расстояний от берега методами «влажной свечи» [14] ($[Cl]_{св}$) и «влажного чехла» [15]. Пробоотборники «влажный чехол» обращены верхней стороной к морю ($[Cl]_{чех1}$) и от моря ($[Cl]_{чех2}$). Среднемесячные и среднегодовые скорости осаждения хлоридов на пробоотборники для разных расстояний от берега для двух годовых периодов экспозиции образцов представлены в табл. 2 [16].

Таблица 2

Среднемесячные и среднегодовые скорости осаждения хлоридов на пробоотборники для двух постановок образцов на расстояниях 15, 50 и 100 м от берега

Период экспозиции	Скорость осаждения хлоридов на различных пробоотборниках, мг/(м ² ·сут)								
	[Cl] _{чех1}			[Cl] _{чех2}			[Cl] _{св}		
	на расстоянии от берега, м								
	15	50	100	15	50	100	15	50	100
Июль 2022 г.	7,2	3,9	4,1	7,0	5,4	4,9	22,1	13,4	8,9
Август 2022 г.	41,6	36,3	22,1	30,1	34,6	25,8	68,7	50,8	33,3
Сентябрь 2022 г.	33,1	30,1	11,3	25,9	30,2	11,4	128,2	59,5	24,5
Октябрь 2022 г.	26,1	21,5	11,2	22,3	21,5	12,7	36,4	23,1	14,0
Ноябрь 2022 г.	23,5	9,3	7,3	7,7	9,6	6,2	9,6	13,0	13,4
Декабрь 2022 г.	9,0	8,3	5,2	11,5	9,9	5,4	52,7	19,0	9,6
Январь 2023 г.	9,0	8,3	5,2	11,5	9,9	5,4	12,9	19,0	9,6
Февраль 2023 г.	2732,0	2336,0	1269,0	2643,0	2070,0	1401,0	2850,0	2498,0	1606,0
Март 2023 г.	82,9	45,2	14,9	63,8	35,8	15,8	111,0	85,2	60,5
Апрель 2023 г.	19,7	11,8	11,0	18,3	23,3	9,4	7,3	3,6	6,7
Май 2023 г.	26,2	23,2	5,7	43,8	14,0	9,4	102,0	45,1	17,3
Июнь 2023 г.	13,1	7,2	2,8	12,3	9,0	5,1	29,5	13,7	6,3
Июль 2023 г.	4,6	3,2	3,2	4,4	3,9	3,5	6,8	5,8	4,9
Август 2023 г.	45,4	20,4	6,9	38,8	19,2	10,6	114,0	47,7	15,1
01.07.2022 – 30.06.2023	252,0	211,8	114,2	241,4	189,4	126,0	285,9	237,0	150,8
01.09.2022 – 31.08.2023	252,1	210,4	112,8	241,9	188,0	124,7	288,4	236,1	149,0
[Cl] _{св} , [Cl] _{чех1} , [Cl] _{чех2} – скорости осаждения хлоридов на пробоотборниках «влажная свеча» и «влажный чехол», обращенных к морю и от моря.									

Для сравнительной оценки достоверности прогноза по ФДО величин $K^{пр}$ использованы экспериментальные коррозионные потери металлов ($K^{эк}$) для двух годовых экспозиций образцов (постановка 1 и 2) на различных расстояниях от берега, установленных верхней стороной к морю (направление 1) и от моря (направление 2) (табл. 3) [16].

Одновременно проведены годовые испытания образцов тех же металлов под навесом на расстояниях 15, 50 и 100 м от берега для определения удельной массы хлоридов на поверхности образцов. Образцы под навесом, как и на открытой площадке, ориентированы верхней стороной к морю (направление 1) и от моря (направление 2). Удельную массу хлоридов в продуктах коррозии образцов, экспонированных под навесом, определяли в водных растворах, полученных после кипячения трех образцов каждой партии в дистиллированной воде в течение 10 мин. При расчетах удельной массы хлоридов учитывали поверхности двух сторон для трех образцов.

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

Таблица 3

Первогодовые коррозионные потери металлов на разных расстояниях от берега [16]

Материалы	Расстояние от берега, м	Первогодовые коррозионные потери металлов, г/м ² , при направлении ориентации образцов			
		1		2	
		постановка 1	постановка 2	постановка 1	постановка 2
Углеродистая сталь Ст3	15	329	302	250	247
	50	259	295	200	277
	100	214	230	190	216
Цинк Ц0	15	7,88	7,54	6,91	6,97
	50	5,92	8,70	7,26	7,83
	100	5,68	6,31	5,28	5,40
Медь М1	15	28,30	25,57	31,09	36,69
	50	22,92	27,86	26,13	24,21
	100	15,89	15,95	16,49	16,84
Алюминий А5М	15	1,79	0,73	2,63	0,81
	50	1,22	0,99	1,87	0,88
	100	0,64	0,84	1,29	0,68

Результаты и обсуждение***Приблизительная оценка скорости осаждения хлоридов
непосредственно на поверхность металлических образцов******при экстремально высокой скорости осаждения на пробоотборники***

С применением в ФДО параметров агрессивности атмосферы (табл. 1 и 2) для двух постановок получены величины $K^{пр}$, превышающие $K^{экс}$ в 2,2–5,6 раза при использовании значений $[Cl]_{св}$, в 2,0–4,5 раза – $[Cl]_{чех1}$ и $[Cl]_{чех2}$. Высокие значения $[Cl]_{св}$, $[Cl]_{чех1}$ и $[Cl]_{чех2}$ обусловлены экстремальными уровнями $[Cl]$ в феврале. Например, на расстоянии 15 м от берега величины $[Cl]_{св}$ в разные месяцы составляют от 6,8 до 128,2 мг/(м²·сут), что соответственно в 419 и 22 раза меньше, чем в феврале. Это свидетельствует о том, что полученные значения $[Cl]_{св}$, $[Cl]_{чех1}$ и $[Cl]_{чех2}$ с учетом данных февраля невозможно использовать для нахождения среднегодовых уровней $[Cl]$ и, следовательно, в ФДО для прогноза $K^{пр}$.

При прогнозировании $K^{пр}$ предполагается, что скорости осаждения хлоридов на поверхность металлов пропорциональны величинам $[Cl]_{св}$ и/или $[Cl]_{чех}$, среднегодовые значения которых используются в ФДО. Исключение составляют экстремально высокие значения $[Cl]$. Так, в работе [7] показано, что в морской атмосфере при средней скорости ветра 8 м/с с порывами >19 м/с значение $[Cl]_{св}$ составляет 1906 мг/(м²·сут), что значительно превышает уровни $[Cl]_{св}$, полученные в этом же районе в более ранние периоды [17]. При этом коррозионные потери стали в разные периоды экспозиции были сопоставимыми.

Аналогичная ситуация сложилась при проведении испытаний в г. Геленджике. В результате урагана, длившегося в феврале в течение 4 сут, среднемесячные скорости осаждения хлоридов, например $[Cl]_{св}$ на расстояниях от 15 до 100 м от берега, составили от 2850 до 1606 мг/(м²·сут); в результате среднегодовые величины $[Cl]_{св}$ достигли 149,0 и 288,4 мг/(м²·сут).

В 2017–2018 гг. на этой же площадке на расстоянии 50 м от берега проведены три годовые постановки металлов [18] при близких значениях параметров агрессивности атмосферы: $T = 15,9–16,2$ °С, $RH = 71$ %, $Prec = 576–760$ мм/год, $[SO_2] = 3,3$ мг/(м²·сут). Лишь значение $[Cl]_{св} = 43,1–51,7$ мг/(м²·сут) было в 4–5 раз меньше значений, полученных при данных испытаниях. Коррозионные потери

углеродистой стали Ст3 (267,2–441,6 г/м²), цинка Ц0 (10,88–20,93 г/м²), меди М1 (28,9–33,2 г/м²) и алюминия А5М (0,87–1,96 г/м²) были сопоставимы и даже превышали значения, полученные при данных испытаниях. Это свидетельствует о незначительном влиянии значений [Cl], полученных в течение 4 дней в феврале 2023 г., на коррозию металлов. Это обстоятельство требует анализа.

Во время урагана, который продолжался с 6 по 9 февраля, ветры морских направлений с максимальной скоростью 34 м/с наблюдали в течение 4 сут. В остальное время февраля морские ветры со средней и максимальной скоростью 4,1 и 14,4 м/с соответственно наблюдали в течение ~7 сут. Это свидетельствует о том, что вынос на сушу большой массы морских аэрозолей осуществлен только в течение 4 сут во время урагана. Среднесуточное значение [Cl] рассчитывали с учетом продолжительности экспозиции пробоотборника, т. е. 28 дней февраля. Например, рассчитанная величина [Cl]_{св} на расстоянии 15 м от берега составила 2850 мг/(м²·сут). Следовательно, за 4 дня урагана общая удельная масса хлоридов составила 79800 мг/м² = 79,8 г/м², что в пересчете на NaCl составляет 132 г/м². Можно полагать, что столь большое количество ионов Cl⁻ не вступает полностью во взаимодействие с металлом, большая часть растворенных солей смывается с его поверхности.

Соли в большом количестве не могут сохраняться на поверхности металлов даже под навесом [19]. Однозначного объяснения этому нет, но, по мнению авторов работы [20], существенное снижение уровня загрязнения и очистка поверхности возможны за счет ветров разных направлений.

Удельная масса хлоридов, содержащихся на поверхности и в растворимых продуктах коррозии металлов после годовой экспозиции образцов под навесом, представлена в табл. 4. Наибольшие значения данного параметра на расстоянии 15 м от берега составляют 149,4–534,6 мг/м², что в 150–543 раза меньше значений, определенных методом «влажной свечи» только в феврале на том же расстоянии от берега.

Таблица 4

**Удельная масса удержанных хлоридов на образцах под навесом
на различных расстояниях от моря**

Расстояние от берега, м	Направление ориентации образца	Удельная масса удержанных хлоридов, мг/м ² , на образцах			
		углеродистой стали Ст3	цинка Ц0	меди М1	алюминия А5М
15	1	477,5	386,6	534,6	316,4
	2	237,6	315,1	149,4	272,6
50	1	475,2	272,1	328,8	301,5
	2	169,7	163,4	125,6	234,8
100	1	227,6	133,3	36,6	92,8
	2	132,8	116,8	34,6	67,8

Удельная масса хлоридов, сохранившихся на образцах после годовой экспозиции под навесом, уменьшается при увеличении расстояния от берега (рис. 1).

Следовательно, хлориды долго не удерживаются на поверхности образцов даже в отсутствие дождей. Это свидетельствует о том, что большое количество хлоридов, выпавших в феврале, не может долго сохраняться на поверхности и взаимодействовать с металлом. Поэтому массу хлоридов, выпавших за 3 дня, не корректно распределять равномерно на все дни месяца. Под средней скоростью осаждения хлоридов подразумевается, что ежедневно выпадает на поверхность металлов приблизительно равное количество морских солей.

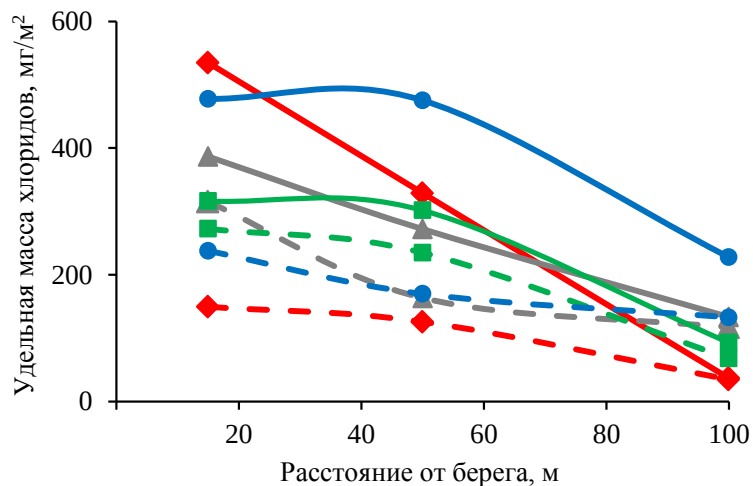


Рис. 1. Удельная масса хлоридов в продуктах коррозии и на поверхности меди М1 (♦), цинка Ц0 (▲), алюминия А5М (■) и стали Ст3 (●) при направлении ориентации образцов 1 (—) и 2 (---)

Морские аэрозоли состоят из взвешенных в воздухе мелких частиц, диаметр которых варьируется от нескольких микрон до нескольких сотен микрон, а также капель, брызг, твердых или жидких частиц морской соли больших размеров [21–23]. Капли, брызги, частицы морской соли больших размеров образуются при высоких скоростях ветра. Осаждаясь в больших количествах, они могут стекать с металла, поэтому на его поверхности количество хлоридов не суммируется. В период урагана морские соли, несомненно, стекали с поверхности образцов. При солёности морской воды в районе г. Геленджика 18 ‰ [24] концентрация хлоридов составляет ~10 г/л. Следовательно, рассчитанный объем морской воды, осевшей на поверхность материала в течение 3 дней, должен составить $>7 \text{ л/м}^2$. Стеканию морских аэрозолей мог способствовать также выпавший 7 и 8 февраля мокрый снег в количестве 1,6 мм. Кроме того, при высыхании капель и брызг образовавшиеся бляшки, чешуйки морских солей подвергаются выветриванию с образцов сильными ветрами любых направлений. Такой процесс, несомненно, мог наблюдаться во время урагана.

В отличие от металлических образцов, на пробоотборниках аэрозоли, стекая в емкость с рабочим раствором, накапливаются. Возможно лишь выветривание бляшек и чешуек соли с поверхности полотна. Этим объясняется существенная разница между скоростями осаждения хлоридов на поверхности металлов и пробоотборники в период урагана.

Можно сделать вывод о невозможности использования скорости осаждения хлоридов на пробоотборники, измеренной в течение февраля, в качестве скорости осаждения на металлические поверхности. Однако игнорировать факт осаждения хлоридов в большом количестве во время урагана нельзя. Поэтому за скорость осаждения хлоридов на поверхности металлов принята 1/10 скорости осаждения на пробоотборники. Для принятия такого решения имеется ряд оснований:

- величина $[Cl]$ должна быть меньше $600 \text{ мг/(м}^2 \cdot \text{сут)}$ – предполагаемого «порога» влияния $[Cl]$ на коррозию металлов. По-видимому, при такой скорости осаждения хлоридов основная часть морских солей, осевших на поверхность образца, не подвержена стеканию и сохраняется на ней достаточно длительное время;

- исходя из коррозионных потерь металлов за первый год, коррозионная агрессивность атмосферы в месте испытаний соответствует категориям С3 и С4, что возможно

при значениях $[Cl]$ существенно $<600 \text{ мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$. Данная категория агрессивности подтверждена в работе [25];

– продолжительность урагана (3 дня) составляет $\sim 1/10$ часть месяца.

Среднегодовые скорости осаждения хлоридов на пробоотборники с учетом $1/10$ значений, полученных в феврале, представлены в табл. 5.

Таблица 5

**Среднегодовые скорости осаждения хлоридов на пробоотборники
с учетом $1/10$ скорости осаждения хлоридов в феврале**

Постановка образцов	Расстояние от берега, м	Среднегодовые скорости осаждения хлоридов, $\text{мг}/(\text{м}^2 \cdot \text{сут})$, на пробоотборнике		
		«влажная свеча» ($[Cl]_{\text{св}}$)	«влажный чехол»	
			$[Cl]_{\text{чех1}}$	$[Cl]_{\text{чех2}}$
1	15	72,1	47,1	43,2
	50	49,6	36,6	34,2
	100	30,4	19,0	21,0
2	15	74,6	47,2	43,7
	50	48,7	35,2	32,8
	100	28,5	17,6	19,6

$[Cl]_{\text{св}}$, $[Cl]_{\text{чех1}}$, $[Cl]_{\text{чех2}}$ – скорости осаждения хлоридов на пробоотборники «влажная свеча» и «влажный чехол», обращенных к морю и от моря.

**Прогнозирование коррозионных потерь металлов
с использованием функции «доза–ответ»**

Годовые климатические параметры атмосферы и скорость осаждения оксида серы одинаковы для каждого места испытаний. Отличие заключается только в скорости осаждения хлоридов в различных условиях экспозиции образцов. В связи с этим для установления количественной связи коррозионных потерь металлов с ориентацией образцов относительно ветра морского направления необходимо использовать скорости осаждения хлоридов на различные пробоотборники.

Для практических целей больший интерес представляет не столько точность прогнозирования скорости коррозии, сколько корректная оценка категории коррозионной агрессивности атмосферы [26]. Для каждой категории проектировщики предусматривают толщину металла изделий, методы и средства защиты, консервации, оценивают их долговечность и т. д. Без проведения коррозионных испытаний величину $K^{\text{пр}}$ можно рассчитать с использованием математических моделей.

По параметрам агрессивности атмосферы для каждого годового периода двух постановок образцов (табл. 1 и 5) по ФДО (уравнения (1)–(4)) рассчитаны прогнозные величины $K^{\text{пр}}$ для трех точек на разных расстояниях от берега. Сделан расчет с использованием величин:

- $[Cl]_{\text{св}}$ – для образцов, установленных в двух направлениях, так как для пробоотборника «влажная свеча» направление установки не имеет значения;
- $[Cl]_{\text{чех1}}$ – для образцов, установленных верхней стороной к морю;
- $[Cl]_{\text{чех2}}$ – для образцов, установленных верхней стороной от моря.

Сопоставления $K^{\text{пр}}$ с экспериментальными коррозионными потерями $K^{\text{экс}}$ представлены на рис. 2. По расположению точек ($K^{\text{экс}}$; $K^{\text{пр}}$) на координатном поле можно оценить соответствие $K^{\text{пр}}$ величинам $K^{\text{экс}}$: при их совпадении точки лежат на линии $K^{\text{пр}} = K^{\text{экс}}$. Отклонение точек от линии, соответствующей $K^{\text{пр}} = K^{\text{экс}}$, допустимо

в пределах относительных ошибок (δ) от -33 до $+50$ % для углеродистой стали Ст3, цинка Ц0 и меди М1, от -50 до $+100$ % – для алюминия А5М, согласно ГОСТ 9.107–2023 [11]. При совпадении категорий, определенных по $K^{\text{экс}}$ и оцененных по $K^{\text{пр}}$, точки ($K^{\text{экс}}$; $K^{\text{пр}}$) располагаются в квадратах, ограничивающих интервалы величин коррозионных потерь соответствующей категории. При переходе из одной категории в другую трудно обеспечить расположение точек в какой-либо из них.

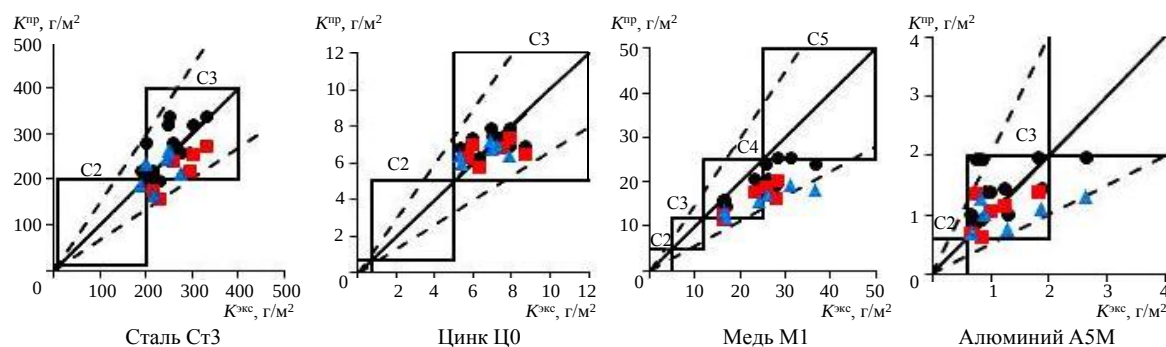


Рис. 2. Коррозионные потери ($K^{\text{пр}}$) образцов для двух постановок. Сопоставление величин $K^{\text{пр}}$, рассчитанных по функции «доза–ответ» с использованием значений скорости осаждения хлоридов на пробоотборниках «влажная свеча» (●), «влажный чехол» с направлением ориентации образца 1 (■) и 2 (▲), с экспериментальными коррозионными потерями ($K^{\text{экс}}$) в категориях коррозионной агрессивности атмосферы С1–С5 (— — интервал допустимых относительных ошибок; — линия, соответствующая $K^{\text{пр}} = K^{\text{экс}}$)

Полученные результаты свидетельствуют о том, что при использовании в ФДО значений $[Cl]_{\text{св}}$, $[Cl]_{\text{чех1}}$ и $[Cl]_{\text{чех2}}$ для металлов, кроме меди М1, величины $K^{\text{пр}}$ сопоставимы с $K^{\text{экс}}$ и входят в пределы допустимых относительных ошибок. В основном категории коррозионной агрессивности, оцененные по $K^{\text{пр}}$, соответствуют категориям, определенным по $K^{\text{экс}}$. Для меди М1 величины $K^{\text{пр}}$, полученные с применением в ФДО значений $[Cl]_{\text{св}}$, имеют более достоверные значения, а при использовании $[Cl]_{\text{чех1}}$ и $[Cl]_{\text{чех2}}$ – заниженные значения в сравнении с $K^{\text{экс}}$.

Необходимо отметить, что величины коэффициентов, входящих в ФДО, определены с учетом скорости осаждения хлоридов на пробоотборник «влажная свеча». Тем не менее относительные ошибки прогноза ($\pm\delta$, %) для углеродистой стали Ст3 и цинка Ц0 меньше при использовании величин $[Cl]_{\text{чех1}}$ и $[Cl]_{\text{чех2}}$, для алюминия А5М – при использовании значений $[Cl]_{\text{чех2}}$ (табл. 6). Только для меди М1 лучший результат $K^{\text{пр}}$ получен при расчете по значениям $[Cl]_{\text{св}}$.

Таблица 6

Относительная ошибка прогнозирования коррозионных потерь

Пробоотборник	Постановка	Относительная ошибка прогнозирования коррозионных потерь ($\pm\delta$), %, для образцов							
		стали Ст3		цинка Ц0		меди М1		алюминия А5М	
		+ δ	– δ	+ δ	– δ	+ δ	– δ	+ δ	– δ
«Влажная свеча»	1	3,1–40,4	–	0,5–29,2	–	1,4	2,2–20,1	10,3–56,9	21,6–24,9
	2	18,0	–	15,3	–	1,4	11,6	29,1	22,9
«Влажный чехол» с направлением ориентации образцов 1	1	–	6,7–17,4	–	11,3–18,9	–	20,0–8,0	11,0	5,0–21,0
	2	–	13,6	–	15,1	–	23,7	11,0	13,0
«Влажный чехол» с направлением ориентации образцов 2	1	5,1–16,8	2,4	4,8–21,6	4,1	–	19,0–38,0	–	41,0–50,0
	2	11,0	2,4	13,2	4,1	–	30,3	–	44,0

Заключения

Представлена приблизительная оценка скорости осаждения хлоридов непосредственно на поверхность металлических образцов при экстремально высокой скорости осаждения на пробоотборники.

Показано, что прогнозирование коррозионных потерь металлов возможно по ФДО, представленным в ГОСТ 9.107–2023, с использованием скорости осаждения хлоридов на разные виды пробоотборников («влажная свеча» и «влажный чехол»). Относительная ошибка расчета K^{np} в основном находится в пределах допустимых значений по ГОСТ 9.107–2023. При этом величины K^{np} , полученные с применением в ФДО значений $[Cl]_{чех}$, более достоверны, чем при использовании $[Cl]_{св}$. Категории коррозионной агрессивности атмосферы, оцененные по K^{np} , в основном совпадают с категориями, определенными по $K^{экс}$. Для получения более достоверных результатов прогнозирования с использованием значений $[Cl]_{чех}$ необходима корректировка величин коэффициентов в ФДО.

Список источников

1. Старцев В.О., Славин А.В., Николаев Е.В. Изучение содержания агрессивных ионов в атмосфере и морской воде Геленджикской бухты // Труды ВИАМ. 2020. № 10 (92). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-106-115.
2. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч. 2. Новые подходы к оценке коррозивности приморских атмосфер // Коррозия: материалы, защита. 2016. № 1. С. 1–15.
3. Knotkova D., Kreislova K., Dean S.W. ISOCORRAG International Atmospheric Exposure Program: Summary of Results. West Conshohocken: ASTM International, 2010. 112 p.
4. Morcillo M. Atmospheric corrosion in Ibero-America. The MICAT project // Atmospheric corrosion / eds. W.W. Kirk, H.H. Lawson. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1995. ASTM STP 1239. P. 257–275. DOI: 10.1520/STP14924S.
5. Chico B., de la Fuente D., Díaz I. et al. Annual atmospheric corrosion of carbon steel worldwide. An integration of ISOCORRAG, ICP/UNECE and MICAT databases // Materials. 2017. No. 10 (6). P. 601. DOI: 10.3390/ma10060601.
6. Morcillo M., Chico B., Otero E., Mariaca L. Effect of marine aerosol on atmospheric corrosion // Materials Performance. 1999. No. 38. P. 72–77.
7. Alcántara J., Chico B., Díaz I. et al. Airborne chloride deposit and its effect on marine atmospheric corrosion of mild steel // Corrosion Science. 2015. No. 97. P. 74–88. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.04.015.
8. Castañeda A., Corvo F., Fernández D., Valdés C. Outdoor-indoor atmospheric corrosion in a coastal wind farm located in a tropical island // Engineering Journal. 2017. No. 21 (2). P. 43–62. DOI: 10.4186/ej.2017.21.2.43.
9. Morcillo M., Chico B., Alcántara J. et al. Atmospheric corrosion of mild steel in chloride-rich environments // Questions to be answered Materials and Corrosion. 2015. No. 66 (9). P. 882–892. DOI: 10.1002/maco.201407940.
10. Franzen L.G. Transport, deposition and distribution of marine aerosols over southern sweden during dry westerly storms // AMBIO. 1990. No. 19 (4). P. 180–188.
11. ГОСТ 9.107–2023. Единая система защиты от коррозии и старения. Коррозионная агрессивность атмосферы. Основные положения. М.: ПСТ, 2023. С. 6–8.
12. Panchenko Yu.M., Marshakov A.I., Igonin T.N. et al. Corrosion resistance of zinc and zinc-aluminum-magnesium coatings in atmosphere on the territory of Russia // Materials. 2023. No. 16. P. 2–17. DOI: 10.3390/ma16155214.

13. 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.
14. ISO 9225–2012. Corrosion of metals and alloys – Corrosivity of atmospheres – Measurement of environmental parameters affecting corrosivity of atmospheres. Geneva: International Standards Organization, 2012. 12 p.
15. Panchenko Yu., Marshakov A., Nikolaeva L., Igonin T. Corrosion resistance of structural metals depending on the sample orientation and initial exposure conditions in coastal and rural atmospheres. Part 1. Corrosivity toward structural metals at coastal and rural test sites under various exposure conditions // *Corrosion Engineering, Science and Technology*. 2023. No. 58 (7). P. 645–658. DOI: 10.1080/1478422X.2023.2245642.
16. Панченко Ю.М., Маршаков А.И., Ненашева Т.А., Игонин Т.Н., Кутырев А.Е., Фомина М.А., Вдовин А.И. Коррозионная стойкость конструкционных металлов в зависимости от ориентации образцов на различных расстояниях от морского берега // *Коррозия: защита материалов и методы исследований*. 2024. № 2. С. 29–44. DOI: 10.61852/2949-3412-2024-2-2-29-44.
17. Diaz I., Cano H., de la Fuente D. et al. Atmospheric corrosion of Ni-advanced weathering steels in marine atmospheres of moderate salinity // *Corrosion Science*. 2013. No. 76. P. 348–360. DOI: 10.1016/j.corsci.2013.06.053.
18. Абрамова М.Г., Панченко Ю.М., Ветрова Е.Ю., Ненашева Т.А. Коррозионная агрессивность атмосферы в различных климатических районах РФ // *Коррозия: материалы, защита*. 2020. № 3. С. 12–22. DOI: 10.31044/1813-7016-2020-0-3-12-22.
19. Vera R., Rosales B.M., Tapia C. Effect of the exposure angle in the corrosion rate of plain carbon steel in a marine atmosphere // *Corrosion Science*. 2003. No. 45. P. 321–337.
20. Alcantara J., de la Fuente D., Chico B. et al. Marine atmospheric corrosion of carbon steel: A review // *Materials*. 2017. No. 10. P. 406. DOI: 10.3390/ma10040406.
21. Zezza F., Macrì F. Marine aerosol and stone decay // *Science of Total Environment*. 1995. No. 167. P. 23–143. DOI: 10.1016/0048-9697(95)04575-L.
22. Whitby K.T. The physical characteristics of sulfate aerosols // *Atmospheric Environment*. 1978. No. 12. P. 135–159. DOI: 10.1016/0004-6981(78)90196-8.
23. Li S., Hihara L.H. Aerosol salt particle deposition of metals exposed to marine environments: A study related to marine atmospheric corrosion // *Journal of electrochemical society*. 2014. No. 161. P. 268–275. DOI: 10.1149/2.071405jes.
24. Варченко Е.А., Ветрова Е.Ю. Исследование биологической и коррозионной стойкости образцов алюминиевого сплава после натурных испытаний в Геленджикской бухте. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2020. № 6-7 (89). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.03.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-91-100.
25. Ветрова Е.Ю., Щекин В.К., Курс М.Г. Сравнительная оценка методов определения коррозионной агрессивности атмосферы // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
26. Jaen J.A., Iglesias J., Hernandez C. Analysis of Short-Term Steel Corrosion Products Formed in Tropical Marine Environments of Panama // *International Journal of Corrosion*. 2012. Vol. 2012. Art. ID 162729. DOI: 10.1155/2012/162729.

References

1. Startsev V.O., Slavin A.V., Nikolaev E.V. Study of the content of aggressive ions in the atmosphere and sea water of the Gelendzhik bay. *Trudy VIAM*, 2020, no. 10 (92), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 26, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-106-115.
2. Kablov E.N., Startsev O.V., Medvedev I.M. Corrosive aggressiveness of the coastal atmosphere. Part 2. New approaches to assessing the corrosivity of coastal atmospheres. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 1, pp. 1–15.
3. Knotkova D., Kreislova K., Dean S.W. *ISOCORRAG International Atmospheric Exposure Program: Summary of Results*. West Conshohocken: ASTM International, 2010, 112 p.

4. Morcillo M. *Atmospheric corrosion in Ibero-America. The MICAT project. Atmospheric corrosion*. Eds. W.W. Kirk, H.H. Lawson. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1995. ASTM STP 1239, pp. 257–275. DOI: 10.1520/STP14924S.
5. Chico B., de la Fuente D., Díaz I. et al. Annual atmospheric corrosion of carbon steel worldwide. An integration of ISOCORRAG, ICP/UNECE and MICAT databases. *Materials*, 2017, no. 10 (6), p. 601. DOI: 10.3390/ma10060601.
6. Morcillo M., Chico B., Otero E., Mariaca L. Effect of marine aerosol on atmospheric corrosion. *Materials Performance*, 1999, no. 38, pp. 72–77.
7. Alcántara J., Chico B., Díaz I. et al. Airborne chloride deposit and its effect on marine atmospheric corrosion of mild steel. *Corrosion Science*, 2015, no. 97, pp. 74–88. DOI: 10.1016/j.corsci.2015.04.015.
8. Castañeda A., Corvo F., Fernández D., Valdés C. Outdoor-indoor atmospheric corrosion in a coastal wind farm located in a tropical island. *Engineering Journal*, 2017, no. 21 (2), pp. 43–62. DOI: 10.4186/ej.2017.21.2.43.
9. Morcillo M., Chico B., Alcántara J. et al. Atmospheric corrosion of mild steel in chloride-rich environments. *Questions to be answered Materials and Corrosion*, 2015, no. 66 (9), pp. 882–892. DOI: 10.1002/maco.201407940.
10. Franzen L.G. Transport, deposition and distribution of marine aerosols over southern Sweden during dry westerly storms. *AMBIO*, 1990, no. 19 (4), pp. 180–188.
11. State Standard 9.107–2023. *Unified system of protection against corrosion and aging. Corrosive aggressiveness of the atmosphere. Basic provisions*. Moscow: RST, 2023, pp. 6–8.
12. Panchenko Yu.M., Marshakov A.I., Igonin T.N. et al. Corrosion resistance of zinc and zinc-aluminum-magnesium coatings in atmosphere on the territory of Russia. *Materials*, 2023, no. 16, pp. 2–17. DOI: 10.3390/ma16155214.
13. 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.
14. ISO 9225–2012. *Corrosion of metals and alloys – Corrosivity of atmospheres – Measurement of environmental parameters affecting corrosivity of atmospheres*. Geneva: International Standards Organization, 2012, 12 p.
15. Panchenko Yu., Marshakov A., Nikolaeva L., Igonin T. Corrosion resistance of structural metals depending on the sample orientation and initial exposure conditions in coastal and rural atmospheres. Part 1. Corrosivity toward structural metals at coastal and rural test sites under various exposure conditions. *Corrosion Engineering, Science and Technology*, 2023, no. 58 (7), pp. 645–658. DOI: 10.1080/1478422X.2023.2245642.
16. Panchenko Yu.M., Marshakov A.I., Nenasheva T.A., Igonin T.N., Kutyrev A.E., Fomina M.A., Vdovin A.I. Corrosion resistance of structural metals depending on the orientation of samples at various distances from the seashore. *Korroziya: zashchita materialov i metody issledovaniy*, 2024, no. 2, pp. 29–44. DOI: 10.61852/2949-3412-2024-2-2-29-44.
17. Diaz I., Cano H., de la Fuente D. et al. Atmospheric corrosion of Ni-advanced weathering steels in marine atmospheres of moderate salinity. *Corrosion Science*, 2013, no. 76, pp. 348–360. DOI: 10.1016/j.corsci.2013.06.053.
18. Abramova M.G., Panchenko Yu.M., Vetrova E.Yu., Nenasheva T.A. Corrosive aggressiveness of the atmosphere in various climatic regions of the Russian Federation. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2020, no. 3, pp. 12–22. DOI: 10.31044/1813-7016-2020-0-3-12-22.
19. Vera R., Rosales B.M., Tapia C. Effect of the exposure angle in the corrosion rate of plain carbon steel in a marine atmosphere. *Corrosion Science*, 2003, no. 45, pp. 321–337.
20. Alcántara J., de la Fuente D., Chico B. et al. Marine atmospheric corrosion of carbon steel: A review. *Materials*, 2017, no. 10, p. 406. DOI: 10.3390/ma10040406.
21. Zezza F., Macrì F. Marine aerosol and stone decay. *Science of Total Environment*, 1995, no. 167, pp. 23–143. DOI: 10.1016/0048-9697(95)04575-L.

22. Whitby K.T. The physical characteristics of sulfate aerosols. *Atmospheric Environment*, 1978, no. 12, pp. 135–159. DOI: 10.1016/0004-6981(78)90196-8.
23. Li S., Hihara L.H. Aerosol salt particle deposition of metals exposed to marine environments: A study related to marine atmospheric corrosion. *Journal of electrochemical society*, 2014, no. 161, pp. 268–275. DOI: 10.1149/2.071405jes.
24. Varchenko E.A., Vetrova E.Yu. Research of the biological and corrosion resistance of samples of aluminum alloy after natural tests in the Gelenjik bay. Part 1. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 06, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-91-100.
25. Vetrova E.Yu., Shchekin V.K., Kurs M.G. Comparative evaluation of methods for the determination of corrosion aggressivity of the atmosphere. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 74–81. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-74-81.
26. Jaen J.A., Iglesias J., Hernandez C. Analysis of Short-Term Steel Corrosion Products Formed in Tropical Marine Environments of Panama. *International Journal of Corrosion*, 2012, vol. 2012, art. ID 162729. DOI: 10.1155/2012/162729.

Информация об авторах

Панченко Юлия Михайловна, старший научный сотрудник, начальник станции, к.т.н., ИФХЭ РАН, dir@phyche.ac.ru

Маршаков Андрей Игоревич, заведующий лабораторией, д.х.н., профессор, ИФХЭ РАН, dir@phyche.ac.ru

Ненасева Татьяна Анатольевна, старший научный сотрудник, к.х.н., ИФХЭ РАН, dir@phyche.ac.ru

Кутырев Алексей Евгеньевич, ведущий научный сотрудник, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

Вдовин Александр Ильич, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Yulia M. Panchenko, Senior Researcher, Head of station, Candidate of Sciences (Tech.), IPCE RAS, dir@phyche.ac.ru

Andrey I. Marshakov, Head of Laboratory, Doctor of Sciences (Chem.), Professor, IPCE RAS, dir@phyche.ac.ru

Tatiana A. Nenasheva, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), IPCE RAS, dir@phyche.ac.ru

Alexey E. Kutyrev, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

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

Статья поступила в редакцию 23.05.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 28.05.2024.

The article was submitted 23.05.2024; approved and accepted for publication after reviewing 28.05.2024.



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



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





ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ, РАКЕТНО- КОСМИЧЕСКОЙ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

ПЕРВЫЙ В РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ ЗАМКНУТЫЙ ЦИКЛ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА



Производство ответственных деталей авиационной, ракетно-космической и энергетической техники по технологиям селективного лазерного сплавления, селективного электронно-лучевого сплавления, прямого лазерного выращивания, электродуговой наплавки проволоки, а также лазерной стереолитографии керамических паст

до **10 000** шт. в год

Серийное производство металлопорошковых композиций (МПК) на основе реактивных и неактивных металлов и сплавов

до **190 000** кг в год

Решение научных и технических задач в области порошковой металлургии и аддитивного производства, разработка полного цикла изготовления заготовок с применением передовых аддитивных технологий и перспективных методов проектирования.

ПРЕИМУЩЕСТВА АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ:

- возможность изготовления сложнопрофильных деталей с внутренними каналами, в том числе бионического дизайна, за один технологический цикл;
- увеличение коэффициента использования металла – до 0,9;
- сокращение цикла производства деталей методом СЛС в 7–10 раз по сравнению с традиционными технологиями изготовления.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- разработку технологий изготовления деталей методами СЛС, СЭЛС, ПЛВ, ЭДНП и лазерной стереолитографии;
- масштабирование и трансфер технологий на промышленные предприятия;
- общую квалификацию (паспортизацию) синтезированных материалов;
- серийную поставку МПК на основе никеля, титана, кобальта, железа, меди, алюминия и др.

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



АНТИФРИКЦИОННЫЕ И ФРЕТТИНГОСТОЙКИЕ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ВАП-2, ВАП-4, ВФП-5

АНТИФРИКЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВ
СКОЛЬЖЕНИЯ, УЗЛОВ С ВОЗВРАТНО-
ПОСТУПАТЕЛЬНЫМ ДВИЖЕНИЕМ, ШАРНИРНЫХ
ПОДШИПНИКОВ, ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ, СИСТЕМ
ТРОСОВОЙ ПРОВОДКИ, СОЕДИНЕНИЙ ДЛЯ
ОБЕСПЕЧЕНИЯ ЛЕГКОСТИ СБОРКИ И РАЗБОРКИ
УЗЛОВ, В НОМИНАЛЬНО НЕПОДВИЖНЫХ
СОЧЛЕНЕНИЯХ ПРИ НАЛИЧИИ
ОТНОСИТЕЛЬНЫХ МИКРОПЕРЕМЕЩЕНИЙ
КОНТАКТИРУЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ.

Производственные мощности

до **800** кг покрытий
в год

ХАРАКТЕРИСТИКИ:

- работоспособны при температурах от -130 до +250°C, на воздухе, в вакууме, в средах минеральных масел, керосиновых топлив, смазок на минеральной основе, гидрожидкостей, синтетических масел;



- покрытия не вызывают коррозии сплавов и не защищают от нее;
- способ нанесения — окунанием, кистью, наливом, краскопультом;
- обеспечивают коэффициент трения всухую $\leq 0,1$;
- оптимальная толщина покрытия 25–30 мкм;
- покрытия способны к шлифованию чугунами притирами или твердо-анодированными алюминиевыми сплавами.

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- покрытия для деталей из стальных, алюминиевых, титановых сплавов, бронзы и латуни, применяемые в автомобильной, сельскохозяйственной, авиационной и космической промышленности, работающие в экстремальных условиях, при которых неэффективно применение масел и пластичных смазок.

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

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ НАНЕСЕНИЯ
ПОКРЫТИЙ С ВЫСОКИМИ ЗАЩИТНЫМИ
И ФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ,
КОРРОЗИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ,
КОНСТРУКТИВНО-ПОДОБНЫХ
ОБРАЗЦОВ И ЭЛЕМЕНТОВ
КОНСТРУКЦИЙ

Производственные мощности

до **2500** кг паст
в год



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- пасты: для удаления продуктов коррозии с деталей из алюминиевых сплавов (ВИП-А), сталей, в том числе коррозионноустойчивых (ВПРГ-1, ВПТ-1, ВПТ-1И, ВПС-К), для местного химического оксидирования деталей из алюминиевых сплавов (ВПО-А), для подготовки поверхности деталей из титановых сплавов под нанесение лакокрасочных покрытий (ВПФ-Т, ВФС-3), для локального фосфатирования цинкового или кадмиевого металлического покрытия (ВФС-2);
- коррозионные испытания: легких сплавов и сталей (ускоренные и натурные), на стойкость к воздействию различных климатических факторов и агрессивных газовых сред, на стойкость к высокотемпературной коррозии, агрессивности бензинов, топлив, масел.

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

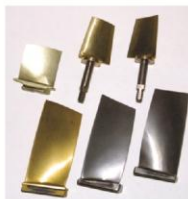


ЖАРОСТОЙКИЕ, ТЕПЛОЗАЩИТНЫЕ, ИЗНОСО- И КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД И АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

РАЗРАБОТКА СПЕЦИАЛЬНОГО И ПОСТАВКА
СЕРИЙНОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО
ОБОРУДОВАНИЯ: АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ
УСТАНОВКИ ТИПА МАП (МАП-2, МАП-2М,
МАП-3, МАП-5), УОКС-3.

ПРОИЗВОДСТВО РАСХОДНЫХ
МАТЕРИАЛОВ: КАТОДЫ И МИШЕНИ.

НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ располагает опытно-серийным комплексом оборудования для реализации полного цикла нанесения защитных (в том числе теплозащитных) покрытий на охлаждаемые и неохлаждаемые лопатки ГТД, ГТУ, ГПА.



Цилиндрический
металлический катод



Вакуумная ионно-плазменная установка
МАП-3



Установка среднечастотного магнетронного
напыления УОКС-3

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- защитные жаростойкие и теплозащитные покрытия с рабочей температурой до 1200°C (с забросами до 1250°C);
- эрозионностойкие покрытия для защиты от пылевой эрозии деталей ГТД и ЛА, повышающие эрозионную стойкость защищаемого материала до 10 раз;
- коррозионностойкие и антифреттинговые покрытия, работоспособные при температурах до 650°C;
- трибологические и износостойкие покрытия, работоспособные при температурах до 800°C.

Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, д. 17
Телефон: +7 (499) 261-86-77, факс: +7 (499) 267-86-09

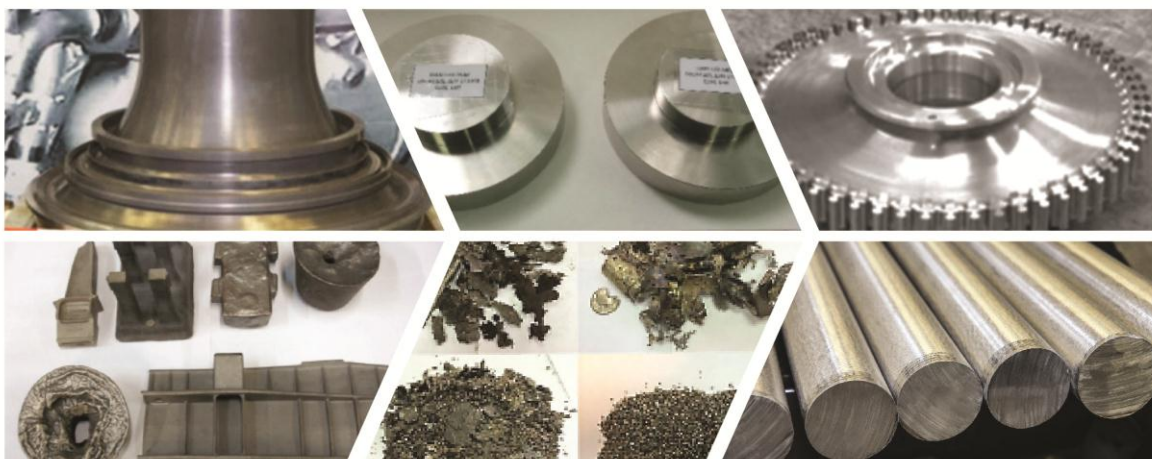
на правах рекламы

E-mail: admin@viam.ru
www.viam.ru



**ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ,
ГРАНУЛИРУЕМЫЕ, СВАРИВАЕМЫЕ
ЖАРОПРОЧНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ
ДЛЯ ДИСКОВ ТУРБИН И ДЕТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ТРАКТА
ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ И УСТАНОВОК**

**РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ
ПЕРЕРАБОТКИ ДО 100% ОТХОДОВ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ И СЕРИЙНЫХ
ДЕФОРМИРУЕМЫХ (ВЖ175, ВЖ172)
И ЛИТЕЙНЫХ (ВЖМ4, ВЖМ5, ЖС32,
ЖС26, ЖС6У, ЖС6К, ЖСЗДК, ВЖЛ12У,
ВХ4Л и др.) ЖАРОПРОЧНЫХ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ.**



ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ ПОЗВОЛИТ:

- увеличить рабочую температуру деталей;
- снизить массу деталей на 10–20%;
- повысить ресурс деталей в 2–3 раза.

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- разработку материалов и технологий на заданные параметры;
- поставку полуфабрикатов из сплавов ВЖ171, ВЖ172, ВЖ175, ВЖ178П;
- передачу лицензий на сплавы и технологии.

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



**ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ
ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ ДАВЛЕНИЕМ
ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ
И ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ: ДЕТАЛИ ТУРБИН
ГТД, МГТД, ВСУ, ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК, ДВС ТЕПЛОВЗОВ**

**ШТАМПОВКИ ДИСКОВ ДИАМЕТРОМ
ДО 300 мм ИЗ СПЛАВОВ ЭИ698, ЭИ787,
ЭП742, ЭП718, ЭК79, ЭК151, ЭП975,
ВЖ175 и др.**

**ШТАМПОВКИ ДИАМЕТРОМ ДО 400 мм
ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ8, ВТ8-1,
ВТ18, ВТ18У, ВТ25У, ВТ41 и др.**



Осуществляется серийная поставка заготовок дисков

более **2500** шт. в год



**МЕТОД ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ
НА ВОЗДУХЕ ЖАРОПРОЧНЫХ
НИКЕЛЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ:**

- увеличение КИМ в 2–3 раза;
- снижение трудоемкости и энергоемкости в 3–5 раз;
- повышение производительности в 10–15 раз.



ЗАЩИТНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ:

- увеличение ресурса работы штамповой оснастки в 3–5 раз.

Производственные мощности

более **30** марок покрытий
в год

до **40 000** кг в год

МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- изготовление опытно-промышленных и серийных партий штамповок дисков и других деталей, в том числе из труднодеформируемых высокожаропрочных и высоколегированных сплавов;
- покрытия для термической обработки и изотермической штамповки на воздухе деталей и конструкций из высокопрочных сталей, никелевых, алюминиевых и титановых сплавов.

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



МАГНИЕВЫЕ И ЛИТЕЙНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО НАБОРА

РЕШЕНИЕ НАУЧНЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ ЗАДАЧ
В ОБЛАСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ,
КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ, ЖАРОПРОЧНЫХ
МАГНИЕВЫХ И ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВОВ, РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЙ
ИЗГОТОВЛЕНИЯ И ОБРАБОТКИ
ПОЛУФАБРИКАТОВ И ДЕТАЛЕЙ
ИЗ МАГНИЕВЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВОВ



Производственные
мощности

35 000 кг магниевого
литья в год

35 000 кг алюминиевого
литья в год

10 000 кг противопригарной присадки
в год



Освоен полный технологический цикл изготовления отливок.



МЫ ПРЕДЛАГАЕМ:

- отливки из серийных и новых магниевых и алюминиевых сплавов различной номенклатуры по передаваемой или изготавливаемой оснастке – ВМЛ18, ВМЛ20, ВМЛ25, ВМЛ26, АЛ4МС, ВАЛ20, ВАЛ16;
- противопригарный присадочный материал для песчано-глинистых смесей – ВМ-У.

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

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